



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA
DE MEXICO**

FACULTAD DE INGENIERIA

"FORMABILIDAD EN FRIO DEL ACERO AISI 8620"

T E S I S
 QUE PARA OBTENER EL TITULO DE
INGENIERO MECANICO
P R E S E N T A :
JOSE EVER SANCHEZ FLORES

Director de Tesis: M. en C. Carlos Dominguez
 Dr. Adolfo Grünberg Dr. Rafael Colla

MEXICO, D. F.

COPIA CON
 FALLA DE ORIGEN

1990



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.

INDICE

	PAGINA
i.- Resumen	1
ii.- Objetivo	2
iii.- Introducción	3 - 5

CAPITULO 1.- CARACTERISTICAS GENERALES DEL ACERO AISI 8620.

1.1.- Clasificación y designación de los aceros aleados y al carbono.	6 - 7
1.2.- Designación AISI - SAE.	7 - 8
1.3.- Rangos de composición y límites para el acero AISI 8620	8 - 12
1.4.- Resistencia al desgaste.	12 - 13
1.5.- Características de maquinado y propiedades mecánicas del acero AISI 8620.	14 - 20
1.6.- Características del acero AISI 8620.	20 - 21

CAPITULO 2.- DEFINICION DE LA FORMABILIDAD EN FRIO DEL ACERO AISI 8620.

2.1.- Definición de la formabilidad en frío del acero AISI 862 empleando el ensayo de compresión restringida.	22 - 25
2.2.- Características del trabajado en frío.	25 - 27

CAPITULO 3.- DEFORMACION HOMOGENEA Y LOCALIZACION DE LA DEFORMACION

3.1.- Introducción	28 - 29
3.2.- Curvas de fluencia	29 - 31
3.3.- Esfuerzo real - deformación real	32 - 34
3.4.- Deformación homogénea	34 - 37
3.5.- Tipos de fracturas en los metales	37 - 41
3.6.- Fractura por esfuerzo corrosivo	41 - 42
3.7.- Localización de la deformación	42 - 43

3.8.- Compresión heterogénea por un cilindro de un metal dúctil	45 - 47
3.9.- Evaluación de la localización del flujo en la prueba de compresión restringida.	47 - 48
3.10.-Cálculo del $\dot{\sigma}_{\text{EF}}$	48 - 50

CAPÍTULO 4.- CRITERIO DE FORMABILIDAD Y DESARROS MECANICOS UTILES EN LA DETERMINACION DE LA FORMABILIDAD Y LA LOCALIZACION DEL FLUJO PLASTICO.

4.1.- Características de la prueba de compresión	51 - 55
4.2.- Influencia de la temperatura y velocidad de deformación sobre las propiedades de compresión	55 - 58
4.3.- Prueba de tensión: comportamiento plástico y endurecimiento por deformación.	58 - 63
4.4.- Inestabilidad plástica - deformación del cuello	63 - 66
4.5.- Ductilidad	66 - 67
4.6.- Efecto de la temperatura sobre las propiedades a la tensión	67 - 69
4.7.- Efecto de la velocidad de deformación sobre las propiedades a la tensión	69 - 70
4.8.- Prueba de torsión	70 - 72
4.9.- Prueba de curvatura	72

CAPÍTULO 5.- INFLUENCIA DE LOS TRATAMIENTOS TERMICOS.

5.1.- Tratamientos térmicos de los aceros	73 - 82
5.2.- Transformaciones	73 - 81
5.3.- Recocido	73
5.4.- Normalizado	73
5.5.- Temple	74
5.6.- Revenido	74
5.7.- Efectos de los tratamientos térmicos y transformaciones	74 - 81

5.8.- Clasificación de los aceros aleados según la microestructura	82 - 83
5.9.- Conclusión de los tratamientos térmicos empleados	83 - 84

CAPITULO 6.- PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

6.1.- Características del material empleado	85 - 86
6.2.- Tratamiento térmico	86
6.3.- Medición de probetas	86 - 87
6.4.- Pruebas de compresión	87 - 88
6.5.- Medición de las probetas después de la prueba	88 - 89
6.6.- Cálculos	89 - 90
6.7.- Corte de las probetas	91 - 94
6.8.- Bastante, Pulido, ataque químico y observación de la microestructura de deformación	94 - 111
6.9.- Micrografías	112 - 117
6.10.-Mapas de deformación	118 - 128
6.11.-Mapas de isodureza	128 - 132
6.12.-Resultados y discusión	132 - 134
6.13.-Conclusiones y Sugerencias	135
6.14.-Agradecimientos	136
6.15.-Referencias bibliográficas	137 - 138

RESUMEN.

Los efectos, de recocido, normalizado y temple, sobre la localización de la deformación plástica en el acero AISI 8620, son estudiados mediante el ensayo de la prueba de compresión restringida. Esta tendencia fue analizada con la ayuda de un parámetro empírico, de distribución de volumen denominado DGV, por sus iniciales en inglés (Distributed Gage Volume). En donde este parámetro mide la fracción de volumen de la parte reducida que penetra en las cabezas de la probeta; así, a una distribución más homogénea de la deformación corresponde una mayor penetración en las cabezas y por lo tanto, valores mayores de DGV. En cambio, si la deformación se localiza en la parte media (sin penetrar en las cabezas), el valor de DGV será menor. Por lo cual en el caso de las probetas recocidas y normalizadas no se establece diferencia entre ellas, pero en las templadas (en este caso se realizó el tratamiento térmico de revenido con el fin de obtener máximas durezas) se muestra una mayor tendencia a la localización del flujo plástico a lo largo de las líneas de deslizamiento, aunque el campo es distorsionado por las condiciones de fricción. También se obtuvieron mapas de dureza y de deformación, con los cuales nos dan datos de las zonas de mayor deformación y de máximas durezas para cada caso, por lo cual nos permite una rápida visualización de la evolución de la deformación plástica. Este tipo de localización plástica es de gran importancia ya que puede ser causa de la aparición de grietas con lo que resulta en la aparición de las fracturas de las probetas.

Se encuentra además que, en el estado templado, además de localizar altamente la deformación y desarrollar fracturas a lo largo de las zonas de deslizamiento, aparece fractura por efecto corrosivo al hacer el ataque químico. También se presenta una tasa de sensibilidad a la deformación negativa .

OBJETIVO

El presente trabajo tiene por objetivo evaluar el efecto de los tratamientos térmicos de recocido, normalizado y temple sobre la localización de la deformación plástica y la aparición de la fractura en el acero AISI 9820. Por medio de grafías, mapas de dureza y de deformación, para poder obtener con la ayuda de estos una visualización rápida de las condiciones, tanto de dureza como de deformación más óptimas de este material y con esto obtener tanto didáctica como prácticamente los datos bajo los cuales la condición microestructural del material es la más apropiada.

INTRODUCCION

El estudio de la inestabilidad plástica es de gran importancia en el diseño de nuevos procesos de conformado y en la optimización del empleo de los materiales metálicos, puesto que la capacidad intrínseca de los metales y aleaciones al ser trabajados dentro del formado de figuras simples y complejas, es importante ya que muchas veces se produce en el material regiones con diferentes grados de deformación. Es por esto que la utilización de un material dentro de la ingeniería requiere el estudio y conocimiento de sus propiedades físicas y mecánicas con el fin de lograr una correcta adecuación a las condiciones de trabajo. En los metales, estas propiedades pueden ser modificadas mediante procesos metalúrgicos que transforman las características microestructurales. Uno de estos procedimientos es la aplicación de tratamientos térmicos cuya metodología es propia de cada metal.

La condición estructural obtenida influye en forma decisiva en el comportamiento mecánico gracias a la interacción entre las partículas y las dislocaciones, desarrollándose bajo ciertas condiciones la localización de la deformación plástica.

La localización del flujo plástico no sólo es importante por su efecto en los procesos de conformado, en los cuales se producen muchas veces regiones con gradientes de deformación, sino también el conocimiento de su relación con los parámetros metalúrgicos y en especial, con la microestructura.

Bajo condiciones industriales, la localización se manifiesta por diferencias en el tamaño de grano, líneas de flujo, gradientes de deformación y bandas de cisallamiento. La presencia de estos defectos es indeseable en las partes o piezas terminadas dado su susceptibilidad a desarrollar grietas o fallas catastróficas durante su servicio.

Es por esto que el proceso de deformación es estudiado para una considerable proporción de las buenas manufacturas hechas en ciudades industriales cada año. De este modo un entendimiento más completo del proceso de deformación y de los factores que limitan la formación de las partes escurchadas es importante, no sólo para un punto de vista científico o ingenieril, si no también desde el punto de vista económico.

El primer criterio de la inestabilidad plástica es propuesta por ⁽¹⁸⁾ Considère en 1825 que establece, a partir de consideraciones de tipo geométrico, para predecir cuando se localiza la deformación durante un ensayo tensil, es decir, en qué punto de la curva tensión-deformación se producirá la estricción, en el caso de compresión es por " pandeamiento " o formación de barril.

Las propiedades mecánicas del material fueron incorporadas a un criterio de estabilidad en 1881 ⁽¹⁹⁾ por Hart, Deseri y Conrad (1981) extendiendo el análisis a fin de incluir el caso de tensión biaxial.

mientras que Jones, Holt y Coleman [1978] consideran el ensayo de compresión axial-simétrica, donde la heterogeneidad en la deformación origina que la probeta deje de ser cilíndrica y adopte la forma de barril.

Más recientemente, Nakaya y sus colaboradores [1981, 1982] desarrollaron un tipo de probeta de compresión restringida, cuyo diseño tiene la ventaja, sobre otros tipos de probetas, de favorecer la localización de la deformación plástica: es donde la evolución de la localización puede ser descrita mediante el parámetro D/D_0 .

Es por esto que la tendencia del material a localizar la deformación puede determinarse realizando ensayos con probetas diseñadas para restringir la deformación en compresión. Sin duda, el punto de mayor interés es el conocimiento del inicio de la inestabilidad plástica, localización de la deformación, que en los ensayos de tracción está asociada con el punto de carga máxima, en el que la aparición de un cuello o estricción marca el fin de la deformación homogénea.

En este trabajo se pretende dilucidar el efecto que diferentes condiciones microestructurales, originadas mediante diferentes tratamientos térmicos, ejercen en el comportamiento del acero AISI 1020 sometido a ensayo de compresión restringida a temperatura ambiente.

CAPITULO 1

CARACTERISTICAS GENERALES DEL ACERO AISI 8620

CARACTERÍSTICAS GENERALES DEL ACERO AISI 1020.

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, rodado en frío o en caliente; c) la forma del producto, que puede ser en barra, lámina, flange, tubo o perfil estructural.

Otra forma de clasificación más específica es en el caso de los aceros al carbono se divide de acuerdo al contenido de carbono, en bajo, medio y alto. También se pueden clasificar, dependiendo del método de desoxidación usado para producirlos, como镇静鋼 o calados.

En el caso de los aceros se clasifican de acuerdo al principal elemento aleante; así, existen aceros al cromo, al cromo-níquel, 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 denotar 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, que puede ser el grado de dureza o el 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 un subsecuente proceso de fabricación.

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

Una especificación estándar es una serie de características que describen un producto aceptable en un rango amplio de aplicaciones y que además puede ser producido por los fabricantes bajo estas normas.

DESIGNACION AISI-SAE

La clasificación más ampliamente usada en América para los aceros al carbono y aleados son los del "American Iron and Steel Institute", (AISI), y los de la " Society of Automotive Engineers ", (SAE). Desde el punto de vista técnico son dos sistemas independientes , pero

son parecidas, cuidadosamente coordinadas por los dos grupos. Las diferencias entre los dos están en los criterios para la inclusión de un acero en su lista. AISI usa el tonelaje de producción como base para incluirlo en su lista, SAE incluye un acero si éste es usado en cantidad significativa por los consumidores o si el acero tiene características ingenieriles únicas.

La designación en los sistemas AISI-SAE en el caso de nuestro acero de interés es: Acero al Níquel-Cromo-Níobio.

NUMERALES Y DIGITOS

8020 X 2

CONTENIDO NOMINAL DE ELEMENTOS

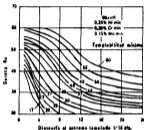
Ni 0.05 %, Cr 0.5 % Mo 0.2 %

TABLA 1.1.- RANGOS DE COMPOSICION Y LIMITES PARA EL ACERO AISI

(3)
8020.

FORMAS	DESIGNACION AISI SAE	DESIGNACION UNS	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo
BARRA TORNADO	8020	80220	0.18 0.23	0.7 0.9	— —	0.04 0.04	0.15 0.2	0.4 0.5	0.4 0.7	0.1 0.2
PLACA	8020	80220	0.17 0.23	0.8 0.9	— —	— —	0.15 0.2	0.35 0.5	0.4 0.7	0.1 0.2
LAMINA PLATE	8020	"	0.18 0.23	0.7 0.9	— —	0.04 0.04	0.15 0.2	0.4 0.5	0.4 0.7	0.1 0.2

GRAFICA 1.1.- Efecto de las cantidades de carbono en la dureza, medida mediante el ensayo Jominy para el acero AISI 8620. ^{1 2 1}



GRAFICA 1.2.- Curvas de templabilidad para el acero AISI 8620. ^{1 2 1}

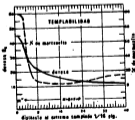
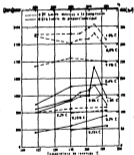


TABLE 1.2.-Composición química y templeabilidad del acero AISI 5220 carburizado o carbonitrurado. (2)

AISI	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	B
5220	0.18-0.22	0.7-0.9	0.015	0.004	0.2-0.35	0.4-0.7	0.4-0.6	0.001-0.002

TEMPLEABILIDAD DE CAPA CALCULADA					
TEMPLEADO A 820 °C (1500 °F)		TEMPLEADO A 830 °C (1520 °F)		TEMPLEADO DE 830 A 845°C (1525 A 1560 °F)	
mm.	plg.	mm.	plg.	mm.	plg.
0.5	0.02	0.5	0.02	0.5	0.02



GRAFICA 1.3.- Efecto del contenido de carbono y de la temperatura de revenido en el endurecimiento del acero AISI 5220. (2)

El efecto 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 8000 endurecidos a 500°C (925°F) :



FIGURA 1.1.- Resistencia a la fractura de varios tipos de aceros carburizados.

Las áreas grises y rayadas representan rangos de resistencia a la fractura medidos en la copa y núcleo, respectivamente, de aceros carburizados. Probetas del tipo Charpy fueron fracturadas antes de la prueba y luego ensayados con una carga aplicada lentamente. La profundidad de la grieta hecha antes del ensayo fue de 0.5mm. | 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 0.80 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 despreñamiento de inclusiones, lo que puede formar cavidades.

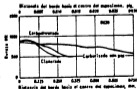
El desgaste involucra daño superficial de un cuerpo, debido al movimiento relativo entre la superficie y una o más sustancias que hacen contacto con tal superficie; generalmente consiste en una pérdida progresiva de material.

Debido a su bajo costo y excelentes características, el acero AISI 5210 es ampliamente usado para la fabricación de piezas que requieren de endurecimiento superficial.

TABLA 1.3.- Aceras carbonizables y sus aplicaciones. ^{1 2 3}

DESIGNACION	TIPO	APLICACION
1000	Alta baja carbono	Capa muy blanda; usada para aplicar alta deformación luego del carbonizado.
1010	Baja carbono	Grado estándar para capa blanda en piezas delgadas.
1015	Baja carbono	Grado estándar para cualquier forma, incluyendo ruedas; pueden obtenerse capas con resistencia media para piezas con secciones medias.
2010	Baja carbono	usada para producir tornillos para partes de maquinaria; se recomienda para soportar cargas dinámicas.
2100	Baja aleación, Si-Cr.	para secciones medias en la que se requiere capa dura y resistente.
3010	Medio aleación, Si-Cr.	para secciones grandes; excelente templeabilidad; para grandes cargas dinámicas.
4000	Baja aleación, Si-Cr-Mn.	para secciones medias con capa muy dura y resistente.
4020	Baja aleación, Si-Cr-Mn.	excelente templeabilidad; para piezas de sección grande; capa resistente.
5100	Muy baja aleación, Cr-Ni.	para secciones medias y delgadas; Grano fino, con una alta temperatura de carbonizado.
6000	Baja aleación, Si-Cr-Mn.	Para secciones delgadas con una templeabilidad de capa muy dura y resistente para piezas bajo fatiga y desgaste.

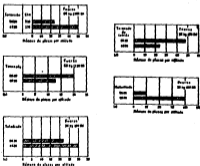
GRAFICA 1.4.- Valores de dureza transversal medidos con un indentador Encoop (500 g. de carga) en la sección de un acero AISI 6020 en probeta cilíndricas, carbonizadas y carburizadas. ^{1 2}



CARACTERÍSTICAS 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 esta sección se darán algunos parámetros recomendados para el maquinado del acero AISI 1020, así como algunas comparaciones con otros aceros similares.

FIGURA 1.3.- Vista de la herramienta para diferentes operaciones de maquinado. (2)



Vida de la herramienta observada durante el maquinado de partes cilíndricas de acero AISI 4020 y 4025; el taladrado y mecanizado fueron hechos después de carbonizar las piezas.

- a).-Tornado de la pieza luego de normalizar el acero; herramienta de carburo de tungsteno.
- b).-Tornado de la pieza a partir de aceros rolados en caliente; 2 m/s (400 ft/min).
- c).-Taladrado con herramienta de acero T-1; 0.15 m/s (30 ft/min)
- d).-Fresado a partir de aceros rolados en caliente; 2 m/s (400 ft/min).
- e).-Machucado con herramienta de acero T-1; 0.15 m/s (30 ft/min)

TABLA 1.6.- Condiciones recomendadas para varias operaciones de maquinado en aceros con diferentes nivel de dureza. [E. I.]^{1, 2, 3}

GRADO	CONDICIONES DEL MATERIAL (a)	DUREZA HB	TIPO DE HERRAMIENTA	Taladrado RPM	CEPILLADO RPM	TORNADO RPM
1000	BB, B, A, CD	170-220	HS CARBURO	6000-1 12000-1	3000-1 10000-1	4000-1 20000-1
1500	BB, B, A, CD	170-220	HS CARBURO	6000-1 10000-1	3000-1 10000-1	4000-1 20000-1
B-11	A	220-280	HS CARBURO	6000-1 10000-1	3000-1 10000-1	3000-1 17000-1
4000	B, O, A, T	270-320	HS CARBURO	6000-1 10000-1	3000-1 10000-1	3000-1 10000-1
6000	CDT	370-420	HS CARBURO	6000-1 10000-1	----- -----	1000-1 10000-1
8000	BB, A, CD	470-520	HS CARBURO	6000-1 10000-1	3000-1 10000-1	8000-1 20000-1

a9-80, estado en salidas; B, normalizado; C, resacas; D, estado en

fila; Q6, teggie y resacas.

a3.-Anillo de 0.075 a 0.10 metros.

a7.-Anillo de 0.10 a 0.2 metros.

a8.-Anillo de 0.20 a 0.25 metros.

a5.-Anillo de 0.25 a 0.30 metros.

a2.-Anillo de 1.5 micrometros.

a6.-Anillo de 0.20 metros.

a4.-Anillo de 0.5 metros.

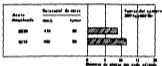
a1.-Anillo de 0.80 metros.

a0.-Anillo de 70 micrometros.

TABLE 1.5.- Condiciones recomendadas para varias operaciones de maquinado en aceros con diferentes niveles de dureza. (Sistema Ingles) (R 1)

GRADO	CONDICIONES DEL MATERIAL, I. J.	DUREZA HB	TIPO DE HERRAMIENTA	TALADRADO RPM	CEPILLADO RPM	TERMINADO RPM
1000	SA, S, A, CD	170-220	HSS CARBURO	80000 300000	80000 300000	80000 400000
1000	SA, S, A, CD	170-220	HSS CARBURO	80000 300000	80000 300000	80000 300000
9-11	A	220-300	HSS CARBURO	80000 300000	80000 300000	80000 300000
13-10	S, S, S, T	270-320	HSS CARBURO	80000 300000	80000 300000	80000 300000
13-10	SAI	270-320	HSS CARBURO	80000 300000	----- -----	80000 300000
9-10	SA, S, CD	170-220	HSS CARBURO	80000 300000	80000 300000	110000 440000

FIGURA 1.1.- Vida de las herramientas para el cepillado de un acero
aleado y un acero al carbono.^{1 2 1}



Comparación de la vida de la herramienta y la velocidad de corte para el cepillado de aceros 1018 y 1020 carburizados; los valores de dureza en la capa carburizada fueron 20 Rc para el 1018 y 23 Rc para el 1020. La pieza tenía 300 mm. (12 pig.) de diámetro por 400 mm. (17 pig.) de longitud.

al=08, relate en saliente; 8, normalizado; remanido; 20, relate en

frío; 04, tiempo y resaca;

ii.-rango de 0.000 a .004 pág/rev.

vi.-rango de 0.005 a 0.008 pág/rev.

xi.-rango de 0.009 a 0.014 pág/rev.

xii.-rango de 0.015 a 0.1 pág/rev.

xi.-rango de 0.05 pág/carrera.

xi.-rango de 0.05 pág/rev.

xi.-rango de 0.05 pág/carrera.

xi.-rango de 0.05 pág/rev.

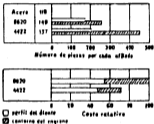
xi.-rango de 0.05 pág/carrera.

TABLE 1.6.-Categorías para varios aceros basados en las velocidades de corte recomendadas. ⁽¹²⁾

OPERACION	TIPO DE	1000	1050	1100	1200	1300	1400
		170-220	175-225	225-300	170-220	270-320	370-420
TALADRO	SSS	8	7	2.5	2.5	1	7
	CARRERA	8	7	3	2	1	8
CEPILLADO	SSS	8	3	5	2	1	7.5
	CARRERA	7	7	3	2	1	7
TORNEADO	SSS	8	4.5	3	2	1	8
	CARRERA	8	4	3	2	1	8

Los números más altos representan aceros con mejor maquinabilidad.

FIGURA 1.4.- Comparación de maquinado entre el acero AISI 8620 y el acero AISI 4422. (1 1)



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

TABLA 1.7.- Velocidades de maquinado para los aceros aleados. ^{1 2 3}

TIPO DE ACERO	Grado de maquinabilidad	Rango de velocidad típica SF
1220	55 1a2	170-220
1248	50 1a2	150-200
4022	70 1a2	190-200
4028	75 1a2	180-210
4118	80 1a2	170-200
4142	65 1a2	180-220
4020	75 1a2	180-210
5015	65 1a2	180-200
5040	65 1a2	170-210
5120	70 1a2	170-210
5150	65 1a2	180-220
6015	70 1a2	170-210
6020	65 1a2	170-220
6040	65 1a2	180-210
6050	60 1a2	180-200
6060	65 1a2	170-210

- a). Microestructura compuesta principalmente de ferrita y perlita lamelar.
 b). Microestructura compuesta principalmente de perlita y bainita acicular con la que se encuentra en aceros aleados en carbono.
 c). Microestructura compuesta principalmente de martensita.

PROPIEDADES MECANICAS

CARACTERISTICAS DEL ACERO AISI 6020. ^{1 2 3}

PUNTOS CRITICOS APROXIMADOS

$A_{c1} = 730$ °C
 $A_{c2} = 820$ °C
 $A_{f1} = 760$ °C
 $A_{f2} = 660$ °C

TRATAMIENTOS TERMICOS RECOMENDADOS

Forjado a 1232^oC mínimo.
Normalizado 889^oC -954^oC.
Carburizado 927^oC
Recocido suave máx. 183 MB.

TRATAMIENTO TERMICO DE ESPECIMENES ENSAYADOS^d 1 3

a.-Temple
b.-Normalizado
c.-Recocido.

CAPITULO 2

DEFINICION DE LA FORMABILIDAD EN FRIO DEL ACERO AISI 1020 EMPLEANDO EL ENSAYO DE COMPRESION RESTRINGIDA

DEFINICION DE LA INESTABILIDAD EN FRIO DEL ACERO AISI 1020 DEFORMADO

14, 14, 25, 18, 773

EL ENSAYO DE COMPRESION BISTRINGIDA.

El trabajo en frio es toda deformacion plastica que se lleva a cabo en una region de temperatura y durante un tiempo tal que el endurecimiento por deformacion no se relieva.

Tal deformacion plastica produce un incremento en la densidad de dislocaciones, que por medio de sus interacciones produce un estado con mayor esfuerzo interno. Por ejemplo en un metal recocido contiene aproximadamente de 10^6 a 10^8 dislocaciones/cm² y un deformado plasticamente en forma severa contiene aproximadamente 10^{12} dislocaciones/cm². En donde la mayor parte de la energia utilizada para deformar el metal en frio, se convierte en calor. Sin embargo, un pequeño porcentaje de esta energia se almacena en la red como un aumento de la energia interna. Esta energia aumenta con el punto de fusión del metal, con adiciones de soluto, con la deformación hasta una cierta saturación y con una disminución de la temperatura de deformación.

La mayor parte de esta energia almacenada se debe a la generación e interacción durante el trabajo en frio, aunque los huecos también contribuyen.

Por tanto un metal que se le ha deformado en frio, se encontrará en un estado de mayor energia interna que uno que no ha sufrido

deformación. Por lo tanto, existe una tendencia de los metales trabajados en frío a regresar al estado libre de esfuerzos llamado este recuperación dinámica.

Es por esto que el endurecimiento por deformación o trabajo en frío es un proceso industrial importante para endurecer metales y aleaciones como se ha comentado en la introducción de este trabajo.

Como es el caso de 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 bandas de cizallamiento. Cada el ejemplo más extremo de la localización de la deformación serán 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 da como resultado, que el esfuerzo local de flujo disminuya y esto estimule una alta localización de flujo. Las bandas de cizallamiento pueden extenderse a través de toda la sección transversal de la pieza trabajada esto se ejemplificará con una rótula forjada que es un caso de prueba de compresión restringida, y que en algunos casos, la falla puede estar asociada ya sea por cizallamiento o por 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 poder estudiar la deformación durante la forja. Generalmente, la forjabilidad es evaluada mediante el ensayo de probetas cilíndricas lisas entre bloques de forja. El objetivo de este ensayo es identificar las condiciones de operación y las propiedades del material que resultan cuando aparece la fractura. Pero con este tipo de probetas empastadas no se toma en cuenta la simulación de la variación de tamaño en la sección en donde se localiza la deformación y por ende el efecto que tiene en los productos forjados de formas complejas. Es por esto que el propósito del ensayo de compresión reducida es el de evaluar la susceptibilidad de un material a localizar el flujo plástico. Para lo cual se utiliza un tipo de probeta diseñada especialmente para localizar este tipo de flujo. La probeta cuenta con una reducción en la sección longitudinal para simular productos de forja con variaciones en su forma ver fig. 2.1. Conde no sólo se establece el proceso y las condiciones microestructurales que produce la localización del flujo y formación de bandas de alineamiento sino también las interacciones entre las diferencias de tamaño entre las secciones.

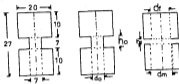


Fig.-2.1. perfil de la probeta

Como se observa de la fig. 2.1. . la probeta cilíndrica cuenta con una reducción de diámetro en su parte media donde la deformación se concentra durante el desarrollo de la prueba. Una ventaja de esta probeta es que la tendencia del material para localizar deformación o la susceptibilidad para distribuir la deformación puede ser medida mediante el parámetro espérico DVV, al cual ya se hizo referencia.

En conclusión podemos describir a continuación algunas características del trabajado en frío.

Este es un número de ventajas y limitaciones del reforzamiento a metales por el trabajo en frío o endurecimiento por deformación. (21)

- 1.-Nosotros podemos simultáneamente reforzar el metal a la vez que producimos o damos una configuración final deseada.
- 2.-Se puede obtener excelentes tolerancias dimensionales y superficies finales.
- 3.-Este proceso de trabajado en frío es un método barato de producción de un gran número de pequeñas partes. Sin embargo, para grandes partes, la cantidad de trabajo en frío es limitada. Si además la deformación probada es bastante, el metal puede fallar durante el proceso. En suma, alta fuerza, grandes requerimientos y equipo de forjado costoso, es necesario para la aplicación, para superar el esfuerzo o la fuerza dada en partes grandes.
- 4.-Algunos metales, tales como HCP, Magnésium, es bastante frágil a ciertas temperaturas. Por lo cual solo una pequeña parte del proceso puede ser realizado, fuera de la causa de la parte a ocurrir y por lo tanto a fallar.

5.-La ductilidad, conductividad eléctrica, y la resistencia a la corrosión son perjudicadas por este proceso. Sin embargo, el trabajo en frío reduce la conductividad eléctrica menos que varios de los otros procesos de reforzamiento, tal como el reforzamiento por solución sólida. Por lo cual esto nos conduce a modos de trabajo en frío para reforzar el material conductor, tal como alambre de cobre, usado en la transmisión de potencia eléctrica.

6.-El esfuerzo residual y el comportamiento anisotrópico puede ser introducido durante el trabajado en frío. Cualquiera de las dos características puede ser perjudicial o benéfica, dependiendo sobre de que forma sea controlado.

7.-Varias técnicas de proceso de deformación pueden ser solamente realizadas si el trabajado en frío ocurre. Por ejemplo, el estirado de alambre, en donde se requiere que un vástago sea jalado a través de un dado para producir una pequeña área de sección transversal. Para una fuerza de estirado dada F_d , un esfuerzo diferente es producido en el alambre original y final. El esfuerzo sobre el alambre inicial puede exceder el esfuerzo dado al metal para causar deformación. El esfuerzo final puede ser menor que el esfuerzo de reforzamiento dado para prevenir fallas. Esto es realizado solo si durante el estiramiento el alambre endurece por deformación.

CAPÍTULO 3

DEFORMACION HOMOGÉNEA Y LOCALIZACIÓN DE LA DEFORMACION

DEFINICIÓN HOMOGÉNEA Y LOCALIZACIÓN DE LA DEFORMACIÓN

Antes de definir la deformación plástica homogénea se dará una
introducción a los elementos de la teoría de la plasticidad. (22/03)

INTRODUCCIÓN.

La teoría de la plasticidad estudia el comportamiento de los materiales a deformación donde la ley de Hooke, no es válida. En donde una serie de fenómenos físicos hace que la formulación matemática de ésta sea más difícil que la descripción del comportamiento de un sólido elástico. Por ejemplo, la deformación plástica no es un proceso reversible, como es el caso de la deformación elástica. Además, la deformación elástica depende sólo del valor final e inicial del esfuerzo y la deformación, siendo una relación lineal, mientras que en la deformación plástica esta depende de la carga para la cual la deformación final es alcanzada y presenta esta una variación de punto a punto.

En el fenómeno del endurecimiento por deformación es difícil de incluir en la teoría de la plasticidad sin ser involucrada la complejidad matemática. Además, otros aspectos del comportamiento en los materiales reales, como es la anisotropía plástica, la histéresis elástica y el efecto Baushinger, por lo cual no puede ser tratada tan fácilmente por la teoría de la plasticidad. A pesar de esto, esta

teoría en una de las áreas más activas en cuanto a investigación y se han logrado grandes avances en la solución de problemas de ingeniería.

La teoría de la plasticidad está relacionada con diferentes problemas. Desde el punto de vista de diseño, está en relación con la predicción de la carga máxima que puede soportar un cuerpo sin causar la fluencia. También se contempla el problema en que el cuerpo está intencionalmente 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, roscas y flechas unidas mediante ajuste por contracción y en flechas de retener que pueden deformarse por velocidad excesiva. Las consideraciones de pequeñas deformaciones plásticas permiten cierta economía en la manufactura de estas piezas.

En el desarrollo 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 y riguroso; por tanto, para la obtención de una solución matemática aceptable es preciso establecer algunas restricciones y simplificaciones las cuales serán descritas posteriormente.

CURVAS DE FLUENCIA

La curva tensión - deformación obtenida por carga uniaxial, ya sea por el ensayo de compresión o de tensión, es de interés fundamental en el estudio de la plasticidad, cuando es utilizada como variables la

tensión real σ y la deformación real ϵ . En donde 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 de la longitud entre dos puntos de la probeta, dividida por la longitud en ese momento.

En la fig. - 3.1 se muestra la curva real tensión - deformación para el caso de un metal dúctil, como por ejemplo, el Al. Para el cual la ley de Hooke se cumple hasta un cierto límite elástico σ_e . A partir de σ_e el metal deforma plásticamente.

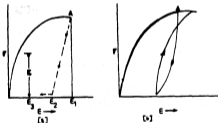


Fig. - 3.1. - Curvas de esfuerzo - deformación para un metal dúctil.

La mayoría de los metales se endurecen por deformación en esta zona plástica, de manera que las sucesivas deformaciones requieren mayores tensiones que el límite elástico inicial σ_0 . Sin embargo, al retirarse de lo que sucede en la región elástica, la tensión y la deformación se 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 ϵ_1 a ϵ_2 en una cantidad $\nu\epsilon$. La disminución ϵ_1 a ϵ_2 es la deformación elástica recuperable. En algunos metales, dependiendo de la temperatura, la deformación ϵ_0 a ϵ_2 no será permanente ya que una pequeña cantidad de deformación plástica ϵ_1 a ϵ_2 desaparecerá con el tiempo. (Fig 3.3). Desde esto se conoce como comportamiento anelástico. En general, la deformación anelástica es descrita en la teoría matemática 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 combinación de lo que habría sido si no se hubiera interrumpido la carga. (Fig 3.4). Este comportamiento se denomina histéresis, y resulta de aplicar y retirar una carga, después de la deformación plástica y es descrito en la teoría de la plasticidad.

ESFUERZO REAL - DEFORMACION REAL

El esfuerzo real es la carga en cualquier instante dividido 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 es expresado con el símbolo σ , mientras que el esfuerzo ingenieril será expresado con s .

$$\text{esfuerzo real} \quad \sigma = P/A \quad \text{ecuación (3.1)}$$

$$\text{esfuerzo ingenieril} \quad s = P/A_0 \quad \text{ecuación (3.2)}$$

Para el caso de este trabajo se tiene, el caso de una sección circular:

$$\sigma = P / \pi r^2 \quad \text{ecuación (3.3)}$$

Substituyendo la ec. 3.3 en la ec. 3.1.

$$s = P / \pi r_0^2 \quad \text{ecuación (3.4)}$$

Donde r_0 es el radio final de la probeta después del ensayo de compresión.

En la siguiente ecuación se describe el concepto convencional de la deformación lineal unitaria, es decir, la variación de la longitud referida a la longitud inicial.

$$\epsilon = \Delta l / l_0 = 1 / l_0 \int_{l_0}^l dl \quad \text{ecuación (12.6)}$$

Esta definición es satisfactoria para deformaciones elásticas en las que el Δl es muy pequeño. 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 una diferencia de longitud entre dos puntos dividida por la longitud instantánea durante un proceso de deformación, en vez de la variación de la longitud referida a la longitud inicial, la cual es definida mediante la siguiente ecuación.

$$\epsilon = \sum_{i=1}^n (l_i - l_{i-1}) / l_{i-1} = l_n - l_0 / l_0 \dots$$

o bien
$$\epsilon = \int_{l_0}^l dl / l = \ln l / l_0 \dots \quad \text{ecuación (12.6)}$$

La relación entre la deformación real y la deformación lineal convencional es la siguiente.

$$\epsilon = \Delta l / l_0 = l - l_0 / l_0 = l_0 / l_0 - 1$$

$$\epsilon + 1 = l_0 / l$$

por lo tanto,
$$\epsilon = \ln l / l_0 = \ln (\epsilon + 1) \quad \text{ecuación (12.7)}$$

En donde 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 altas deformaciones plásticas son menores al 0.1 % . Por lo tanto, como una buena aproximación ingenieril se puede considerar que el volumen de un sólido metálico permanece constante durante el proceso de la deformación plástica.

Dado que el volumen permanece constante, $A_0 L_0 = A L$ y la ecuación (3.6) se puede expresar en términos de las áreas o de las longitudes.

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

para el caso de este trabajo que es el de una sección circular, y usando la ecuación (3.3)

$$\ln \left(\frac{r}{r_0} \right) / \left(\frac{r}{r_0} \right)^2 = \ln \left(\frac{r_0}{r} \right)^2$$

simplificando.

$$\epsilon = 2 \ln r_0 / r \quad \text{ecuación. (3.8)}$$

(3.8, 3.9)

DEFORMACION HOMOGÉNEA

Para nuestro caso se definirá la compresión homogénea en función de la prueba de compresión, analizando el comportamiento a la compresión de un cuerpo deformado plásticamente.

En donde este tipo de ensayo, nos define la más simple concepción de deformación homogénea, en la cual las superficies o planos paralelos de un cuerpo permanecen paralelos entre sí. (Considerando un cilindro deformado homogéneamente, en el cual se reduce su altura e incrementa su diámetro, manteniendo su forma cilíndrica inicial. Y un cubo, el cual se reduce gradualmente su altura mientras la longitud y anchura aumentan sin perder este su paralelismo). ver la fig.- 3.2.

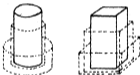


Fig. - 3.2

En este tipo de ensayo se involucra un factor muy importante el cual es despreciado para simplificar el problema, tal factor es la

fricción que existe entre las superficies planas de la probeta y el dado. Ya que cuando el material es empujado existe un deslizamiento hacia los lados sobre el dado, en contra de la resistencia de la fricción la cual no se puede eliminar completamente y esta puede ser lo suficientemente grande como para hacer que la resistencia aparente a la compresión de la probeta se incremente más allá de la resistencia a la compresión de las herramientas, causando fractura en estas últimas.

Por lo cual, se tiene que un análisis en la compresión plástica involucra no sólo consideraciones en 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 suponiendo que la presencia de esta no altere la homogeneidad del flujo plástico.

También se tiene que tomar en cuenta que la gran mayoría de los metales no son homogéneos ya que casi todo el volumen del proceso de formado (por ejemplo, forjado, rolado, y extrusión), involucran las condiciones de los esfuerzos de tensión, principalmente compresivos; sin embargo, los esfuerzos de tensión secundarios en cada uno de los procesos de la localización especificada actúan entre sí con las características de la microestructura local y la iniciación de la fractura. El papel que juega el material es obvio en la determinación del proceso de formabilidad, pero el proceso en sí también es un

factor importante a través de los estados de los esfuerzos tensiles locales. De esta manera, los dos parámetros material y proceso se tiene que considerar en el sistema particular de la evaluación de este tipo de proceso.

De un número de experiencias con el proceso de deformación a la fractura (8011), aparece un sistema conveniente de clasificación, basado en la localización de defectos.

i).- superficie libre; ocurre donde el esfuerzo de tensión de fractura interactúa con los defectos de superficie (ejemplo; fractura en las orillas o bordes al laminar).

ii).- contacto entre el dado y la superficie; iniciación de la fractura en la superficie de la probeta, causada al moverse el dado contra la superficie (ejemplo; el defecto de hoja de árbol en la extrusión).

iii).- internas; generalmente las fracturas ocurren en el centro del material (ejemplo; el revertamiento al centro en el proceso de extrusión).

(80,87,88,89,90,91)

TIPOS DE FRACTURAS EN LOS METALES

Los metales pueden exhibir muchos tipos de fracturas, las cuales

dependencia del material, temperatura, estado de esfuerzo, velocidad de la aplicación a la carga y fractura por esfuerzos corrosivos [1a] fractura aparece en las probetas templadas al hacer el ataque químico. La clasificación general usada es fractura dúctil y fractura frágil. En la fig.- 3.3 se muestran algunos de los tipos de fractura que se presentan en los metales sometidos a esfuerzos de tensión.

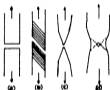


Fig.- 3.3

En la fractura frágil (Fig.3.3a) está caracterizada por la separación a través de un plano perpendicular a la dirección del esfuerzo de tensión.

En la fractura dúctil (Fig.3.3a) puede tomar varias formas. Los monocristales de los metales HC pueden deslizar sobre sus planos basales hasta que, finalmente, los cristales se separan por cizallamiento.

En proteínas (Fig.3.3c) policristalinas de metales muy dúctiles, como el oro y la plata, puede formarse un cuello muy pequeño antes de que se rompan.

En la fractura (Fig.3.3b) (de metales moderadamente dúctiles) producida por tensión, la deformación plástica forma eventualmente la estricción de la muestra. En donde la fractura comienza en el centro de la probeta y luego se extiende, por una separación debida al cizallamiento, a lo largo de las líneas punteadas de la fig.3.2. Dándose por resultado la fractura de copa y cono.

También en la prueba de compresión axial la mayoría de los metales policristalinos se rompen, pero en una superficie inclinada en un cierto ángulo, generalmente mayor de 45° con respecto a la dirección de compresión y la superficie de fractura presenta zonas en que la superficie es fibrosa y otra donde es granular. ⁽³⁰⁾

El tipo de 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. Y la fractura por

clivaje es controlada por esfuerzos tensiles que actúan normalmente sobre los planos cristalográficos de clivaje.

Las superficies de fractura producidas por clivamiento, cuando estas son observadas a bajas magnificaciones, presentan una apariencia gris y fibrosa, mientras que en la fractura por clivaje esta es brillante y granular, debido a la reflexión de la luz que se produce en las superficies de clivaje espejadas.

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

Basandonos en observaciones metalográficas, la fractura que se muestra en este trabajo en las muestras policristalinas se clasifica 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).

En los metales de los sistemas cúbicos presentan, a temperatura ambiente, comportamiento complicado debido a la facilidad que sus cristales tienen para deslizar en sus planos. Ya que los cristales de estos metales son extremadamente dúctiles y pueden endurecer considerablemente por deformación antes de que el clivamiento aparezca en ellos, este endurecimiento causa un máximo en la fuerza de tensión o compresión. Ya que cuando se rompe el cristal original este se encuentra altamente deformado por lo cual 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 esta se raspa por tensión a temperaturas muy bajas, muestran fracturas por cizaje; a temperaturas intermedias la porción central de la fractura es una combinación de cizaje y fractura por cizallamiento y a la temperatura ambiente los planos de cizallamiento predominan en los granos de ferrita.

(19,24) FRACTURA POR ESPERMEZOS COHESIVOS.

Este tipo de fractura es establecido por criterio de Griffith que se establece para la propagación de una fractura:

"Establece que 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 en una forma frágil.

Cuando el esfuerzo aplicado a una probeta tiene que raspar las ligaduras entre los iones en la punta de una muesca o grieta, esta no siempre es suficiente para extender la fractura, sin embargo en algunos casos la energía requerida puede ser suministrada por otro medio, como por ejemplo, mediante evaporación (y condensación en otra parte de la muestra o en el resto del cuerpo), difusión (a lo largo

de la superficie de la muestra o a través del cuerpo) y por disolución química (ataque químico en nuestro caso). Bajo estas condiciones la muestra puede crecer, aun bajo esfuerzos compresivos.

Este tipo de mecanismo es importante en pruebas 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, el bronce en vapores de amoníaco) se dan algunos casos en que se desarrollan fisuras profundas a lo largo de planos activos de deslizamiento (particularmente en aquellos que contienen una alta densidad de dislocaciones en metales y dislocaciones de baja energía de error de apilamiento) o a lo largo de los límites de grano.

O cuando el agente químico es lo suficientemente selectivo y agresivo (como en nuestro caso), 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.

(4, 9, 20, 22, 23, 24, 26, 28)

LOCALIZACIÓN DE LA DEFORMACIÓN.

El fenómeno de la localización del flujo es también importante en la determinación de la cantidad de deformación útil que puede ser lograda sobre una pieza en una operación de formación secundaria, como en el caso de metales laminados. Ya que como se comentó

anteriormente, durante el volumen de formación del trabajo en frío, la fricción puede ser causa de la localización de la deformación plástica dentro de la probeta, así como el abarrillamiento de la superficie libre, la cual puede generar tensiones tensiles secundarias y de este modo la inestabilidad de las tensiones y por ende la localización de la fluencia en la superficie de la probeta. En el caso anterior, las zonas de fricción son causas del límite de deformación, y son frecuentemente llamadas zonas muertas del material, las cuales son generadas en el área de contacto entre la pieza y el dado. Estas áreas de separación del límite de deformación se pueden considerar como registros de adelgazamiento de alta deformación normal entre los granos a la resistencia a ser deformados al intercruzarse, generalmente conocidos como bandas de cisallamiento (Fig.3.4).



Fig.-3.4

Frecuentemente la variación de la dureza de las zonas acrías a las bandas de cisallamiento es el volumen deformado ocasionan que esa parte acabada no sea aceptable para un uso en particular. Cuando esa variación no es tan grande, una segunda categoría que relaciona a la fricción con la localización de la fisura, con el abarritamiento, en la variación dimensional que muestra la parte inaceptable. En este caso, las tensiones tensiles asociadas frecuentemente, con el abarritamiento, el cual conduce a la localización del flujo, en regiones en donde el metal es débil o en donde existen inhomogeneidades metalúrgicas (inclusiones, precipitados etc.) presentes.

Una tercera fuente de la localización de la fisura en el volumen de trabajado en frío y la fisura de ablandamiento que ocurre al seguir la fatiga, de la capacidad de endurecimiento por deformación. En la que puede ocurrir a causa de los efectos del estado de la textura de la parte deformada, disolución de los precipitados, sobre el ablandamiento térmico surgido durante el calentamiento de deformación (fig.3.5) .Siguiendo el esfuerzo a tensión máxima de fisura en ese instante, la localización típica de la fisura es dentro de las bandas de cisallamiento, ejemplo de este fenómeno son generalmente en operaciones de deformación plana, tales como rolado de hojas y ciertas operaciones de forja.

Para este trabajo la prueba de compresión restringida es dentro de la forja, se hará una descripción para el caso de un cilindro.

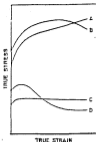


Fig. 11. Typical flow curves for metals subjected to cold working temperatures: A—low strain rate, B—high strain rate (end of the cooling temperature), C, D, stress increasing rapidly in large strains (in case of the flow stress maximum) and the softening in case B can occur (temperature rising). The maximum flow stress exhibited by case C is typical of metals that compressible in cold. The flow stress maximum and the softening in case D may result from a mixture of metallurgical processes.

Fig.- 3.5

(22,24)

COMPRESIÓN HETEROGÉNEA PARA UN CILINDRO DE UN METAL DUCTIL.

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 relación 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 aquel más cercano, causando que la probeta se abarrile. El Grado de abarrillamiento desarrollado para una reducción de altura dada, se aumenta con

incrementos de la fricción entre la superficie de contacto entre la probeta y el dado. En condiciones extremas no existe deslizamiento en las bases de la probeta cilíndrica. Y la expansión de las superficies planas de la probeta se produce por un achatamiento de la superficie cilíndrica sobre el dado, la cual al aplastarse se convierte en un anillo periférico de la base circular. Esto por que el material se adhiere al dado de compresión que se mueve, la deformación plástica es baja en esa zona y por ende hay poco endurecimiento por deformación.

Un ejemplo de esto es, al un cilindro es comprimido bajo condiciones de fricción elevadas y este se secciona a lo largo de su eje longitudinal y el grado de endurecimiento por trabajado se determina punto a punto, se encontrará un perfil parecido al de la (fig.3.6). En donde las dos zonas finales, A, tendrán menor endurecimiento por trabajado. Y el endurecimiento se incrementará en la vecindad de las zonas B y se llegará a un máximo en C; la segunda zona que se extiende a lo largo de conos imaginarios cuya superficie Z_1 y Z_2 pasan a través de los bordes en el final de las caras y convergen en el centro del cilindro, son consideradas zonas de cisallamiento. Estos conos coinciden aproximadamente con la superficie de máximos corte, pero sus ángulos están entre 30° y 40° .

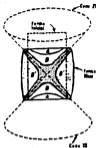


Figura.- 3.6 Conos de deslizamiento. (20)

EVALUACION DE LA LOCALIZACION DEL FLUIDO EN LA PRUEBA DE
 (4,22)
 COMPRESION RESTRICTADA

Como ya se comentó anteriormente, para el desarrollo de esta prueba se empleó una probeta cilíndrica cuya característica es la de favorecer la tendencia del material para localizar la deformación, o convencionalmente, su susceptibilidad para distribuir la deformación la cual es medida mediante el parámetro empírico DOV .

Donde este parámetro mide la fracción de volumen original de la muestra que penetra en las cabezas de la probeta, como se muestra en la (Fig.- 3.7).



Figura.- 3.7 Diagrama del DCV.

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

En cambio, un material con poca susceptibilidad para distribuir la deformación no penetrará o esta penetración será poca, dando como resultado bajos valores de DCV.

CÁLCULO DEL DCV.

El cálculo del DCV es efectuado por medio de las siguientes ecuaciones:

$$\text{DVF} = \frac{V_1 - V_0}{V_0} \cdot 100 \quad \text{ecuación 12.91}$$

donde:

$$V_0 \text{ es el volumen inicial, } V_0 = \pi L_0 r_0^2 \quad \text{ecuación 12.100}$$

$$V_1 \text{ es el volumen final, } V_1 = \pi L_f r_f^2 \quad \text{ecuación 12.101}$$

De acuerdo con el método seguido por Colla y constantes ^(1,11,12,13,14,15)

$$r_f = r_0 \frac{r_1}{r_0} = \frac{r_1}{r_0} (r_0 - r_0) \quad \text{ecuación 12.120}$$

En conclusión, durante la operación práctica del conformado, la localización del flujo generalmente ocurre bajo condiciones complejas de carga y deformación. A causa de esto, el origen del problema en la localización del flujo es frecuentemente difícil de cuantificarlo sobre el proceso. Como resultado de pretender eludir tal ocurrencia, por ello las condiciones metalúrgicas requeridas en las condiciones naturales del proceso, son frecuentemente seleccionadas sobre la base del procedimiento del acierto y el error, sobre una experiencia basada en la falla. Una alternativa similar es la condición experimental de pruebas, conocidas como la formabilidad sobre la trabajabilidad, al indicar el orden de la tendencia para la localización del flujo.¹⁴² Para representar el formado en volumen bajo condiciones de cargas compresivas, esto incluye experimentos basados sobre compresión (cualesquiera de los dos ejes de simetría, sobre el plano de

deformación], sales caras comprimidas, deformación plana, forja, torsión y la prueba tensil convencional, son valiosas en el diagnóstico y acuerdo del formado secundario, tal como un esbozo.

En este trabajo, esas pruebas serán descritas brevemente, ya que se describirá más ampliamente la prueba de compresión para tratar de describir, más detalladamente el fenómeno de la localización de la deformación.

CAPÍTULO 4

CRITERIO DE FORMABILIDAD Y ENSAYOS MECANICOS UTILES EN LA
DETERMINACION DE LA FORMABILIDAD Y LA LOCALIZACION DEL FLUJO PLASTICO

CRITERIOS DE FORMABILIDAD Y ENSAYOS MECANICOS VILES EN LA
DETERMINACION DE LA FORMABILIDAD Y LA LOCALIZACION
21, 22, 23, 24, 25, 26, 27
DEL FLUJO PLASTICO

Los criterios de formabilidad son descritos brevemente en la introducción de este trabajo, considerándose el criterio de Hays, como base para la realización de este trabajo.

A continuación se realizará una breve descripción de los ensayos mecánicos empleados en la determinación de la formabilidad y la localización del flujo plástico. Enfatizando en el ensayo de compresión que es el que más interés recibe en este trabajo.

28, 29, 30, 31, 32, 33

CARACTERISTICAS DE LAS PRUEBAS DE COMPRESION.

Las propiedades elásticas son idénticas a las de tensión y la transición de comportamiento elástico a plástico ocurren en forma y esfuerzos similares. Sin embargo, en contraste con la prueba de tensión, una vez que la probeta se empieza a deformar plásticamente la carga aumenta hasta la fractura ya que el área de la probeta aumenta continuamente.

La curva resultante de esfuerzo - deformación, es idéntica a la que se obtiene en tensión. Sin embargo, ya que la inestabilidad plástica y por lo tanto el cuello no ocurren en compresión, el potencial del flujo plástico en compresión es mucho mayor que el de tensión. Más aún

la tendencia de los materiales a fracturarse en una forma frágil se disminuye, ya que el efecto de los esfuerzos es resistir la formación de fisuras como sucede en la prueba de tensión. Por lo tanto, las pruebas de compresión son las más aconsejables para metales con reducida velocidad de endurecimiento por deformación (como aquellos en que forman un cuello rápido en tensión) también para metales que se fracturan bajo pequeños esfuerzos en tensión y para los casos en que se tiene una probeta pequeña.

La fricción existente en las interfaces de la muestra y los "dedos" pueden modificar las condiciones y características de la prueba, ya que la deformación puede ser heterogénea y por lo tanto se requieren diferentes cargas para producir la misma reducción en las probetas del mismo material pero con diferentes geometrías, como se indica en la fig.- 4.1.

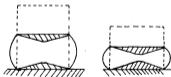


Fig.- 4.1. Bujones sin sufrir deformación debido al efecto de la fricción en pruebas de compresión con diferente geometría.

La heterogeneidad de la deformación es importante cuando se considera el comportamiento del material en el proceso de manufactura en los que hay compresión, como por ejemplo forjado y rolado. Por lo tanto si un defecto central debido a la segregación o a la solidificación existe en una pieza que se va a forjar, las zonas sin haberse deformado actuarán como talas y darán origen a la ruptura al centro de la pieza.

El caso más simple para analizar la distribución de esfuerzos es el del forjado (en nuestro caso la prueba de compresión restringida) bajo condiciones de deformación plana, es decir deformación esencialmente bidimensional, con una dimensión constante durante la deformación.

Para simplificar un poco más el problema, es conveniente considerar el caso de un material ideal sin endurecimiento por deformación en el cual los esfuerzos permanecen constantes después de la cedencia, es decir que grandes deformaciones ocurren a un esfuerzo σ_y . Estas mismas condiciones se observarían durante deformaciones a altas temperaturas con velocidades de deformación de bajas a medias.

Para el forjado en deformación plana de un cilindro delgado de espesor $[s]$ y radio $[a]$ entre placas paralelas, la presión requerida $[P]$ varía con la distancia radial $[r]$, de acuerdo con:

$$P = \sigma_y \exp \left[\frac{2r}{s} \tan \epsilon \right] \quad \text{ecuación (4.1)}$$

en donde σ_y es el esfuerzo de cedencia en compresión uniaxial y f es el coeficiente de fricción. Debido a la forma de la gráfica de la distribución de la presión, comúnmente se le denomina "Cerro de fricción". La presión promedio de un cilindro cargado en compresión está dada por:

$$P = \frac{\int_0^a \sigma_y \exp \mu r \, dr}{\frac{a}{b}} = \sigma_y \left[1 + \frac{2fa}{b} \right] \quad \text{ecuación 4.2.1}$$

Así; en caso de que $f = 0.1$, $a / b = 1$

Por lo tanto $P_{av} = 1.07 \sigma_y$ ecuación 4.2.1

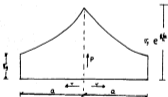


Fig.- 4.2. Distribución de la presión durante compresión con deformación plana de un cilindro delgado entre dos placas paralelas.

A medida que a/h aumenta, la resistencia a la compresión aumenta rápidamente llevando a un aumento más rápido en la carga que aquella, calculada a partir de un simple aumento en el área. Este factor es muy importante en el cálculo de las cargas para forjado con dados cerrados en donde el metal cambia su relación a/h drásticamente durante la deformación.

INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA Y VELOCIDAD DE DEFORMACION
(31,32,34)
SOBRE LAS PROPIEDADES DE COMPRESION.

El hecho de que la fractura frágil se suprime bajo cargas de compresión, se ha utilizado para obtener curvas $\sigma - \epsilon$ para metales CCC a bajas temperaturas como se indica en la Fig.- 4.3. En esta, se muestra la variación de la resistencia a la cedencia con una deformación de 0.003 en función de la temperatura para H_0 , en tensión y en compresión. Como la resistencia a la cedencia es prácticamente idéntica en tensión y en compresión arriba de -100°C (temperatura abajo de la cual la fractura frágil ocurre durante cedencia en tensión), es razonable suponer que la resistencia a la cedencia medida en compresión abajo de -100°C es la misma que si se hubiera medido en tensión si se hubiera ocurrido la fractura frágil. Aun a -196°C las probetas se hubieran podido comprimir hasta un 20% de su reducción en altura sin fractura frágil transversal.

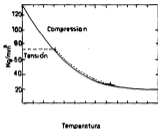


Fig. - 4.3. Resistencia a la cedencia de Mg en función de la temperatura.

Al igual que en tensión, un incremento en la velocidad de deformación produce un incremento en la resistencia a la cedencia. Las Fig. - 4.4 y 4.5. muestran algunos resultados para aluminio de pureza comercial y un acero de alta velocidad 8M / 4C / IV respectivamente. En la primera se ilustra el efecto de la temperatura sobre la curva $\sigma - \epsilon$, mientras que la segunda muestra el efecto de la velocidad de deformación.

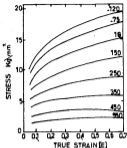


Fig.- 4.4. Curvas esfuerzo - deformación de Al, determinadas a varias temperaturas con una velocidad de deformación de 4.38 / seg.

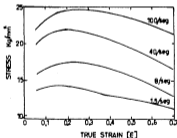


Fig.-4.5. Curvas esfuerzo - deformación de un acero 18% / 40r / 1V determinadas a varias velocidades de deformación a temperatura de 1200°C .

En la fig.- 4.5. es interesante observar la disminución del esfuerzo de flujo a altas deformaciones, mismas que se ha observado en Cu y otros aceros. Esta disminución, la cual se observa más fácilmente en pruebas de torsión en caliente debido a las grandes deformaciones producidas, se debe primordialmente a un proceso de ablandamiento térmico sobre el proceso de endurecimiento por deformación. En metales puros y en aleaciones monofásicas, el proceso de ablandamiento térmico se puede identificar con recristalización y poligonización. Sin embargo, en aceros el proceso puede ser más complicado debido a la influencia de la deformación sobre la precipitación y disolución de los carburos, como puede ser la globulización de un acero eutéctico que normalmente se lleva varias horas a 100°C , se puede llevar a cabo en unos minutos con trabajo mecánico a la misma temperatura. Esta globulización origina el ablandamiento, y por lo tanto origina una caída en la curva $\sigma - \epsilon$. Se debe mencionar que la disminución del esfuerzo que se observa en varios aceros confirma la observación práctica de operadores de forja que tales aceros son más fáciles de trabajar a medida que la deformación avanza.

En conclusión la susceptibilidad para soportar grandes deformaciones plásticas y sus límites en un material en particular pueden ser determinadas en los metales usando las relaciones esfuerzo deformación obtenidas en la prueba de compresión ya sea en cilindros o en pequeños bloques, estas relaciones pueden emplearse para predecir la presión y las fuerzas necesarias en las operaciones de forja.

Frecuentemente la prueba de compresión es usada para la obtención de datos que nos permitan la descripción del proceso en el volumen de deformación, por ejemplo, la periplicacia dentro del modelo de la localización del flujo plástico y la fractura de la superficie libre, esto se obtiene al realizar pruebas de compresión restringida sobre probetas en donde se varía la proporción de h_0 / d_0 (d_0 , es el diámetro original de la probeta). En el caso de este trabajo, esta variación se obtiene al someter a las probetas a diferentes cargas, obteniéndose con esto también las graficas esfuerzo- deformación, esfuerzo-variación de altura, mapas de dureza y mapas de deformación, estos últimos se obtuvieron a partir de microfotografías, por el metodo de enrejado siguiendo las líneas de deformación, obteniéndose con esto una matriz, la cual con ayuda de un programa de computación (programa realizado por el Dr. Rafael Galán) se obtiene como salida una relación de igual punto de deformación y uniendo estos se pueden obtener las zonas con la misma deformación, esto se describe más objetivamente con los mapas de dureza.

14.02.24.25.26

PRUEBA DE TENSION

COMPORTAMIENTO PLASTICO: ENDURECIMIENTO POR DEFORMACION.

Después de la transición de comportamiento elástico a plástico, la carga requerida para deformaciones posteriores aumenta, aunque la carga y las extensiones ya no están relacionadas por una simple

constante de proporcionalidad. Este incremento en la carga significa que el metal se ha endurecido por la deformación plástica. A este fenómeno se le denomina endurecimiento por deformación o por trabajado.

Durante una prueba de tensión, dos factores opuestos operan para determinar la carga requerida para cierta extensión. El primero es el endurecimiento por deformación, el cual lleva a un incremento en la carga, y el segundo es la disminución de la sección a medida que la probeta se alarga, el cual lleva a una disminución en la carga. Para extensiones pequeñas, el endurecimiento por deformación domina y la carga aumenta.

Sin embargo, para grandes extensiones el endurecimiento por deformación no puede compensar la disminución en sección y por lo tanto la carga pasa por un máximo y empieza a disminuir porque la deformación se localiza en una sección muy pequeña de la probeta debido a la inestabilidad plástica, y eventualmente se produce la fractura como se indica en la Fig. - 4.8.

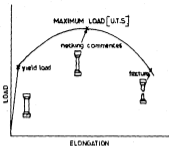


Fig.- 4.6. Curva de carga - alargamiento indicando la carga máxima en la cual el cuello se empieza a formar.

En efecto, el metal continúa endureciéndose por deformación hasta la fractura, con lo que el esfuerzo requerido para causar la deformación también aumenta. Este es el caso cuando la curva de esfuerzo - deformación se usa como se observa en la Fig.- 4.7.

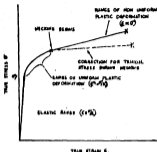


Fig.- 4.7. Curva verdadera de esfuerzos - deformación.

A esta curva se le denomina la curva de flujo y el esfuerzo para una deformación particular, el esfuerzo de flujo. También se puede obtener de pruebas de compresión y torsión ya que es una característica del metal.

Una propiedad importante de la curva de flujo, es que el área bajo la curva nos da el trabajo por unidad de volumen requerido para deformar un material a una deformación en particular. Considere una extensión incremental de una probeta de tensión. Por lo tanto el trabajo incremental de es :

$$dW = PdL = \sigma A dl = \sigma V \frac{dl}{l} \quad \text{ecuación 4.4.1}$$

$$W = V \int_0^{\epsilon} \sigma d\epsilon \quad \text{ecuación 4.5.1}$$

por lo tanto, $\frac{W}{V} = \int_0^{\epsilon} \sigma d\epsilon \quad \text{ecuación 4.6.1}$

En procesos de trabajo metálico, esta área da el mínimo trabajo por unidad de volumen para un cambio de forma por deformación homogénea. Por otro lado, como en la práctica la deformación es heterogénea (el grano interno puede ocurrir el cual no contribuye al cambio de forma observada) y se necesita un trabajo mayor para la deformación. También se requiere trabajo adicional para compensar las fuerzas de fricción entre la pieza y los dados como se verá más adelante. La mayor parte de la energía suministrada durante la deformación se convierte en calor y sólo una pequeña cantidad se almacena en el metal (2% - 10% aproximadamente).

44, 21, 22, 23, 24, 25

INESTABILIDAD PLÁSTICA - FORMACION DEL CUELLO.

En el punto máximo de la curva esfuerzo - deformación, cualquier parte de la probeta que sea un poco más débil se alargará un poco más que el resto cuando se aplica la carga. Esto tenderá a disminuir el área e incrementar los esfuerzos locales con lo que ocurrirá un mayor alargamiento en la parte ya delgada y así se formará el cuello.

Algunas de las posibles causas de esta debilidad local pueden ser altas temperaturas muy localizadas debido a un calentamiento adiabático durante la deformación; imperfecciones en el material, tales como inclusiones, partículas de segunda fase, huecos, etc. Se debe notar que si no existe endurecimiento por deformación, la inestabilidad plástica ocurrirá tan pronto como haya cedencia y la carga disminuirá continuamente hasta fracturarse.

Como la formación del cuello comienza con la carga máxima, la condición de la inestabilidad plástica se define como $dp = 0$ y como $p = \sigma A$ luego:

$$dp = \sigma dA + A d\sigma = 0 \quad \text{ecuación 4.9.1}$$

por lo tanto, $-\frac{dA}{A} = \frac{d\sigma}{\sigma}$ ecuación 4.9.2

Para un metal dúctil, como el cuello se forma a deformaciones grandes en donde el volumen se considera constante:

$$dV = A dl + l dA = 0 \quad \text{ecuación 4.9.3}$$

$$-\frac{dA}{A} = \frac{dl}{l} \quad \text{ecuación 4.9.4}$$

por lo tanto $\frac{d\sigma}{\sigma} = \frac{dl}{l}$, $\frac{d\sigma}{d\epsilon} = \sigma$ ecuación 4.9.5

Esto significa que bajo tensión uniaxial, el cuello se formará a una deformación en la que la pendiente de la curva de esfuerzo =

deformación es igual al esfuerzo en esa deformación.

Expresando lo mismo, en forma de deformaciones convencionales:

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \frac{d\varepsilon}{d\varepsilon} = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \left[\frac{d(l/l_0)}{d(l/l_0)} \right]_{\varepsilon} = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \frac{1}{1-\varepsilon}$$

$$\Rightarrow \frac{d\sigma}{d\varepsilon} (1-\varepsilon) = \sigma \quad ; \quad \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{\sigma}{1-\varepsilon} \quad \text{ecuación (4.12)}$$

Lo que permite la construcción geométrica denominada como Considère para la determinación del punto de carga máxima, como se indica en la fig.- 4.8.

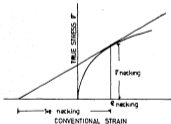


Fig.-4.8. Construcción de Considère para la determinación del punto de carga máxima.

DUCTILIDAD.

La palabra dúctil implica que el metal es capaz de sufrir grandes deformaciones antes de la fractura. Desde el punto de vista de Ingeniería, una adecuada ductilidad permite al metal redistribuir esfuerzos localizados. En caso de soportar muy poca o ninguna deformación antes de la fractura el metal se le denomina frágil o quebradizo.

Son dos las cantidades que se pueden utilizar para definir la ductilidad de los materiales durante la prueba de tensión. El primero es el alargamiento hasta la fractura:

$$\epsilon_f = \frac{l_f - l_0}{l_0} \quad \text{ecuación (4.13)}$$

donde l_f es la longitud a la fractura. El segundo es la reducción en área a la fractura:

$$\epsilon_a = \frac{A_0 - A_f}{A_0} \quad \text{ecuación (4.14)}$$

donde A_f es el área de la sección en la fractura. Ambas cantidades se expresan comúnmente en por ciento.

Se debe notar que la fragilidad no es una propiedad absoluta del material. Los materiales pueden ser frágiles bajo ciertas condiciones y dúctiles bajo otras. Por ejemplo, los aceros, y aleaciones con red cristalina CCC a bajas temperaturas son frágiles y a altas temperaturas son dúctiles, con una transición dúctil - frágil sobre un

pequeño rango de temperatura. Fig.- 4.9 . Este comportamiento se puede alterar con la velocidad de carga, la existencia de fisuras, variaciones en la cohesión y cambios en el tamaño de grano.

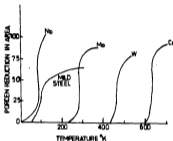


Fig.- 4.9. Transiciones de dúctil a frágil en varios metales con red cristalina CCC, durante pruebas de tensión.

04, 20, 22, 23, 281

EFFECTO DE LA TEMPERATURA SOBRE LAS PROPIEDADES A LA TORSION.

En general, un aumento en la temperatura reduce el nivel de la curva de esfuerzo - deformación a la vez que reduce el endurecimiento

por deformación, por lo que la fractura ocurre a mayor ductilidad como se muestra en la Fig.- 4.10.

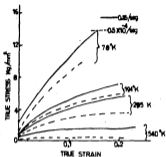


Fig.- 4.10. Curvas esfuerzo deformación de Al de alta pureza con dos velocidades de deformación sobre un rango de temperaturas.

El comportamiento exacto, claro que variará en función de la estructura cristalina y de los cambios estructurales que se producen con la temperatura como podrían ser los efectos de precipitación o de transformaciones del tipo orden - desorden.

Para los metales con una red hexagonal, existen marcadas diferencias en las propiedades a la tensión dependiendo de los ejes de

deformación y de la cantidad y naturaleza de las impurezas intersticiales. En general la dependencia de la temperatura sobre el esfuerzo de cedencia es similar a la de los metales CC, pero el exponente de endurecimiento por deformación es menor. En metales con una red cristalina CCC, que por cierto muestra un marcado punto de cedencia, existe una marcada dependencia de la temperatura sobre el esfuerzo de cedencia.

EFFECTO DE LA VELOCIDAD DE DEFORMACION SOBRE LAS PROPIEDADES A
LA TENSIÓN
14.11.12.13.14.15

En la prueba convencional de tensión, la probeta se alarga un 50% en unos 15 min., es decir a una velocidad de deformación de 5×10^{-3} seg. En este tipo de máquinas la curva de esfuerzos - deformación a baja temperatura no se ve afectada por la velocidad de deformación como en el caso de la misma curva a altas temperaturas, como se muestra en la fig. - 4.10.

En el caso de metales CC y CCC se ha encontrado que los esfuerzos de cedencia son casi independientes de la velocidad de deformación.

Sin embargo al reducir esta velocidad de 10 seg a 10 seg., los puntos de cedencia superior e inferior se incrementan en un 100%. Un caso práctico de esto es el efecto de la velocidad de deformación sobre la presencia o ausencia del punto de cedencia. Como por ejemplo,

en la lámina rodada en frío tratada mecánicamente para eliminar el punto de cedencia antes de producir estirado profundo en ésta, el punto de cedencia vuelve a aparecer si la velocidad de deformación que se aplicó a temperatura ambiente es baja (0.10/sig).

14.04.17.02.04.00

PRUEBA DE TORSION.

La prueba de torsión también puede ser usada para la obtención de datos del esfuerzo de fluencia y la estimación de la trabajabilidad en el proceso del volumen de deformación. Frecuentemente esta es elegida sobre la prueba de compresión uniaxial por lo que puede variar a lo largo de la deformación realizada fuera del problema por lubricación, de fatiga y abarbillamiento.

Cuando la prueba de torsión es usada para la medición de los datos del esfuerzo de fluencia, son generalmente en barras redondas solidas o tubulares deformadas a una proporción constante.

La prueba combinada a la que está sujeto el material de esfuerzos de torsión y tensión, proporcionan una combinación del control del esfuerzo de tensión normal (axial) y puede simular el estado compuesto de tensión de esfuerzos en el proceso actual. La alta compresión de los esfuerzos de tensión normal previenen una gran deformación fuera de los límites de la inestabilidad plástica. Puesto que la medida de la deformación o alargamiento es proporcional a la

rápido de rotación, es obtenida fácilmente la evaluación de la medida consistente de la alta deformación. Las pruebas de torsión a probetas sólidas que tienen la limitación de los esfuerzos de torsión no uniformes, con solo la variación lineal de los radios, el alargamiento a los ejes es cero. Esta dificultad puede ser reducida por el uso de probetas tubulares en las que el esfuerzo de tensión es casi uniforme, salvo en una mala alineación y por ende la deformación asimétrica en torsión ocurre frecuentemente en probetas tubulares.

La mayor limitación de la prueba de torsión en la evaluación de la trabajabilidad es que de hecho, si bien los estados de esfuerzos de tensión pueden ser representados en el proceso de manufactura y no como una exacta simulación de la deformación. En la mayor parte de los procesos, la ^a imposición principal del alargamiento coaxial está normalmente contra el esfuerzo de tensión principal. Esto da como resultado, que allí no exista reorientación del material lo que debilita los planos de reorientación (también a la microestructura), relativo a los esfuerzos de tensión críticos.

Sin embargo en la prueba de torsión, la imposición del rodamiento o giro de la deformación por cizallamiento causa también la orientación del rodamiento marcado durante la prueba, siempre que los esfuerzos principales de tensión permanezcan a 45° de los ejes de torsión por tanto, la aplicación de los resultados del actual proceso, es quizá muy engañosa.

Caso en la prueba de torsión, las probetas requieren un mecanizado de la sección reducida con la eliminación del material de la superficie. La prueba de torsión, es por consiguiente, también una pequeña evaluación de la trabajabilidad en la complicada valorización de la fractura de superficie.

14.24.201 PRUEBA DE CURVATURA.

El doblamiento de las barras es otra prueba de deformación parecida a la prueba de forja, evitando el estrechamiento o el cuello y las dificultades de la reorientación microestructural.

Los esfuerzos de tensión y los estados de deformación en las superficies externas pueden estar alterando el estado límite para la modificación en la proporción de la extensión del espesor. Estas fuerzas de tensión y estados de deformación son similares en signo y en magnitud y son complementarias a las pruebas de forja. Las pruebas de curvatura son un útil complemento para las pruebas de forja cuando en la evaluación la probeta no es cilíndrica o cuando en los esfuerzos tensiles se desea una orientación que no puede ser obtenida en las pruebas de forja.

CAPÍTULO 5

INFLUENCIA DE LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS

INFLUENCIA DE LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS.

12, 21, 26, 271

TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE LOS ACEROS.

La microestructura de los aceros depende principalmente de dos factores.

- a).- Composición química.
- a.1).- Contenido del carbono.
- a.2).- Contenido de elementos de aleación en los aceros especiales (Cr, Ni, Mo, V, Ti, Mn, Si, etc).
- b).- Tratamientos térmicos o sea la secuencia en el tiempo de varios cambios de temperatura del acero.

Para los aceros no aleados, o de bajo contenido de aleantes, los tratamientos térmicos más comunes son:

1).- **Transformaciones:** El paso inicial de tal tratamiento es la obtención de la microestructura austenítica (austenización), y su transformación a las temperaturas más bajas.

RECOCIDO, es la transformación que se obtiene al enfriar la austenita en el horno.

NORMALIZADO, es la transformación obtenida al enfriarse al aire.

TEMPLE, es la obtención de una transformación obtenida al enfriarse rápidamente la austenita, por ejemplo en agua, aceite o salmuera.

2).- El **REVEDIDO**.-Es un calentamiento a las temperaturas abajo de la zona austenítica, y su fin es usualmente modificar las microestructuras obtenidas por la transformación de la austenita, especialmente por el temple, también el de eliminar esfuerzos residuales, etc.

En la fig.-5.1 se muestra un esquema de los tratamientos térmicos mencionados.

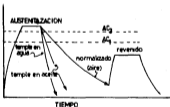


Fig.-5.1. Esquema de los tratamientos térmicos corrientes del acero no-aleado, con corrientes del acero no-aleado, con

Idealmente, la transformación de la austenita debería tener lugar inmediatamente después de haber cruzado la curva que limita la zona de la austenita homogénea (llamado la curva A_1 con los aceros a la izquierda del punto eutéctico), y la línea eutéctico (A_2). En realidad, esas transformaciones necesitan tiempo. Para cada velocidad de enfriamiento, la transformación de la austenita empieza a cierta subenfriamiento abajo de la temperatura de equilibrio, y termina a una temperatura aún más baja. El subenfriamiento mencionado depende de la velocidad de enfriamiento, siendo más grande para enfriamientos bruscos. Por lo cual la microestructura resultante es función de la temperatura de transformación; depende entonces, indirectamente - de la velocidad de enfriamiento.

Resultados semejantes obtenemos, si escogemos la temperatura de transformación directamente: Primero, enfriamos la austenita tan rápido, que no se da tiempo para su transformación durante el enfriamiento mismo; al llegar a la temperatura deseada interrumpimos el enfriamiento, y mantenemos la temperatura de la muestra constante hasta transformar la austenita: esto se conoce como una transformación austenítica. Fig.- 8.2.

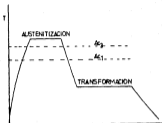
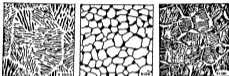


Fig.-5.2. Esquema de la transformación isocórica del acero normalizado, con 0.50% C, aprox.

Con los aceros al carbono la microestructura de piezas normalizadas es perlita (bajo contenido), y perlita con ferrita libre (contenido de carbono más bajo) o con cementita libre (alto contenido de carbono) (Figs.-5.3 (a, b, c)).



Microestructura de la acia en soluci3n de (Fe-0.15%) (a)

Microestructura de un acero de baja carbono. (b)

Microestructura de un acero de alto carbono templado lentamente desde la fase austenitica (c)

Fig.-5.3.

A temperaturas m3s altas crecen granos equiaxiales de la ferrita, o redes de la ferrita o cementita en los l3mites de grano en los l3mites de grano sustitucionales. A temperaturas m3s bajas se observa una tendencia hacia la formaci3n de placas (estructura de Widmanst3ttel).

A altas velocidades de enfriamiento (por ejemplo, el temple en agua) suprime la transformación de la austenita hasta temperaturas muy bajas. Allí ya no hay condiciones para cualquier difusión, ni tampoco para redistribución del carbono (como se ve a altas temperaturas el contenido de carbono en la ferrita es casi cero, y su contenido en la cementita 6.7%); donde el carbono se queda donde estaba la austenita, y la red de la austenita se transforma en una red tipo α ; obteniéndose una solución sólida muy sobresaturada, con forma acicular de partículas (martensita, Fig.-5.4).



Fig.-5.4. Microestructura de un acero de alto carbono templado, placas de martensita

Entre las zonas de temperatura de la reacción perlítica y de la reacción martensítica, se encuentra la región de la reacción bainítica: ya no hay posibilidades para la difusión del hierro, y las partículas de la fase α ya son aciculares; sin embargo, el carbono todavía puede abandonar los microvolúmenes que transforman en α , y precipita en la forma de carburos Fig.-5.5.



Fig.-5.5. Microestructura de la bainita.

Al revelar la martensita, se elimina ante todo la sobresaturación de la solución sólida α : Y precipitan carburos más finos, que después, con el tiempo y temperatura de revenido, crecen Fig.-5.6 (a,b).



microestructura del acero, con
0.5% C, templado y revenido a
600°C. (a)



microestructura del acero, con
0.5% C, después de un revenido
de prolongado a 700°C. (b)

Fig.-5.6.

El crecimiento y la esferoidización de la cementita, se puede observar también al reventar la bainita o la perlita.

Las velocidades de enfriamiento críticas, temperaturas y tiempos de la transformación de la austenita, son características para cada acero, dependiendo de su composición química y del tamaño de su grano austenítico. Estos factores críticos no se pueden observar en el diagrama de fases. Para lo cual se cuenta con los diagramas de transformación, isotérmica o metastable, para cada acero. Fig.-5.7 (a, b).



Diagrama de transformación isotérmica del acero con 0.5% C.
(a)



Diagrama de transformación cinética del acero con 0.5% C.
(b)

Fig.-5.7

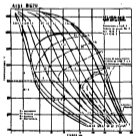


Fig.-5.8. Diagrama TTT del acero AISI 8620

Como ya se menciona la presencia de los elementos aleantes modifica tanto las microestructuras de equilibrio como la características transformacional, o sea tanto el diagrama de fase como el de transformación. Para clasificar los aceros aleados según las microestructuras, usamos las que se obtienen al enfriar la muestra en el aire, desde altas temperaturas:

- 1).- Aceros ferríticos perlíticos. No- aleados, o con bajo contenido de aleantes. A altas temperaturas tienen la microestructura austenítica, esta transforma en la zona perlítica (aprox. 700 - 500°C).
- 2).- Aceros bainíticos: con un contenido de elementos aleantes mediano, elementos típicos: Cr, Mn. La austenita transforma a bajas temperaturas.
- 3).- Aceros martensíticos: Contenido mediano de elementos como Mn, Ni, Cr. La austenita transforma a bajas temperaturas.
- 4).- Aceros austeníticos. Con un alto contenido de elementos aleantes como Cr, y Ni y bajo carbono. La estructura austenítica es estable hasta temperaturas bajas, es decir, no pueden transformarse en α .

51.-aceros Ferríticos, 14- ferrital, con alto contenido de elementos como Cr. y bajo carbono. La δ -ferrita es estable desde la temperatura ambiente hasta la región de la fusión.

52.-aceros Ledeburíticos: Con alto contenido de carbono y alto contenido de elementos de aleación (Cr, Ni).

Por lo tanto se puede concluir que los tratamientos térmicos son aquellos procesos a los que se someten los metales y aleaciones una vez elaborados, con objeto de mejorar sus propiedades mecánicas. En el caso de este trabajo la influencia de los tratamientos térmicos se puede establecer de la siguiente manera. El trabajo de temple es generalmente reservado para volúmenes de operación que requieren pequeñas deformaciones y para aplicaciones en que la disminución de temperatura en la probeta ofrece un ahorro de energía (en términos de el costo de reducción de calor) cuando es comparado y ejecutado a la misma operación bajo las condiciones de trabajado en caliente. Ya que como se estableció al principio la finalidad del temple fue la de obtener máximas durezas, lo que ocasiona que aparezca la fractura al ser deformadas las probetas, al aparecer la localización de la deformación plástica lo que nos permite poder calcular tanto por medios gráficos como matemáticos la cantidad de deformación útil que puede soportar este material.

Para el caso del recocido, se puede establecer un control de las propiedades por combinación del trabajo en frío, ya que para tener ventaja del tratamiento térmico de recocido, se puede incrementar la cantidad de deformación que se realice. Si se requieren reducciones más bajas, nosotros podemos dar el máximo trabajo en frío permisible, hasta la deformación deseada y por ende el peso final del trabajado en frío puede ser designado para producir tanto las dimensiones finales así como las propiedades. Pero en este caso no se presenta la localización de la deformación plástica.

Por tanto la función del recocido es el de reducir la dureza, mejorar la maquinabilidad, facilitar el trabajo en frío, producir una microestructura deseada, o obtener mejores propiedades mecánicas, físicas o químicas.

En el Normalizado, se encontró que no se presenta la localización de la deformación plástica ya que la función de este es ser más blando que el templado, con el fin de poder soportar mayor deformación, la aparición de la fractura es a causa de una gran deformación. En general este se aplica para mejorar las propiedades mecánicas, y a su vez puede sustituir a un endurecimiento convencional, cuando el tamaño y forma de las piezas a tratar son tales, que un temple es un líquido puede producir fisuras, distorsión o cambios dimensionales excesivos. Así, piezas que cambian abruptamente de sección o con formas complejas pueden ser normalizadas y posteriormente revenidas para adquirir propiedades aceptables.

CAPÍTULO 8

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El material empleado en la presente investigación fue el acero AISI 9820, con la siguiente composición química y características las que se muestran en la tabla. 8.1 en 8.1:

C	S	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	P
0.21	0.017	0.88	0.28	0.81	0.04	0.18	0.012

Tabla. - 8.1.

(36)

Tamaño de grano: 10 / 11 ASTM E - 112.

Inclusiones no metálicas: C: 1.5 - D ASTM E - 45.

Dureza central: H1 RB.

Las probetas ensayadas en compresión restringida fueron maquinadas a partir de barras, cuyas formas y dimensiones finales se presentan en la Fig - 2.1: este diseño tiene la ventaja como ya se estableció anteriormente de hacer al material altamente propenso a la deformación localizada, de tal manera que pueda caracterizarse plenamente al material en su capacidad en distribuir deformación. Para que de ésta manera dicha evolución sea descrita mediante el parámetro DGV, ya mencionado. También con el fin de minimizar el efecto de la

descarburización sobre las propiedades a los tratamientos térmicos no se llegó a las dimensiones indicadas en la Fig.- 2.1. Después de dichos tratamientos se procedió al maquinado final, esto con la finalidad de eliminar la capa descarburizada, para que de esta manera evitar efectos secundarios debidos a esta capa.

TRATAMIENTO TÉRMICO.

Para el desarrollo de esta investigación se prepararon quince probetas, a las cuales se les sometió, en grupos de cinco, a el tratamiento de austenización a 825°C. durante veinte minutos, después de haberse llegado a la homogenización de la temperatura (entre veinte y veinticinco minutos).

Cinco probetas fueron normalizadas mediante un enfriamiento en aire quieto; otras cinco se templaron en agua a temperatura ambiente y las últimas cinco se enfriaron en el horno mismo, después de apagado, por un tiempo de dieciséis horas.

RECCION DE PROJETAS.

Después de los tratamientos térmicos se midieron las probetas con ayuda de un comparador óptico. Las dimensiones obtenidas se resumen a continuación en la tabla.- 8.2 (dimensiones en promedio en mm).

Probetas	1	2	3	4	5
TEMPERADAS					
altura	7.2	7.2	7.0	7.4	
diámetro	7.2	7.7	7.2	7.4	
RECOCIDAS					
altura	7.24	7.2	7.2	7.4	7.4
diámetro	7.2	7.2	7.2	7.2	6.8
RECOCIDAS					
altura	6.9	6.92	7.2	7.0	7.0
diámetro	7.2	7.2	6.8	7.2	7.1

Tabla.- 5.2.

PRUEBAS DE COMPRESION.

Los ensayos de compresión restringida se hicieron usando dos tipos de máquinas, una INSTRON modelo 1125, con capacidad de 10 toneladas, donde se ensajaron las probetas recocidas hasta valores máximos de la carga aplicada [en la Universidad Autónoma Metropolitana -Acapulco]. Para los demás ensayos se empleó una máquina servo-hidráulica MTS [Instituto de Ingeniería U.N.A.M.], con capacidad de 20 toneladas. Las cargas máximas aplicadas para las tres condiciones de tratamiento térmico son presentadas en la tabla.- E.3.

TRATAMIENTO TENSIL	CARGA EN KG.				
	RECIBIDO	2,500.0	4,000.0	4,500.0	6,500.0
NOBILIZADO	2,427.5	3,927.5	5,500	7,500	10,000.0
COMPLETO	2,500.0	11,000.0	18,500.0	17,500.0	

Tabla. - 5.3.

MEDICION DE PROJETAS DESPUES DE LA PRUEBA.

En la fotografía. - 5.4. se muestran las probetas ensayadas en orden ascendente de deformación. se observa que la deformación se concentra en la sección reducida. lo que facilitará el estudio de la localización del flujo. que en comparación a un ensayo de tracción en el que se obtendrían resultados poco confiables dado el estado de tensiones sobre la inestabilidad del flujo plástico (cuello), a una velocidad de deformación dada.



Fotografía. - 5.4.

La evaluación de las dimensiones finales de las probetas son obtenidas con la ayuda de un comparador óptico, dichas medidas son, la altura final h_f , el diámetro externo, d_e , y el diámetro de la sección media, d_m (ver Fig.- 3.1), tales medidas se muestran en la tabla.- 3.4.

PROBETAS	1	2	3	4	5
TEMPERADAS					
h_f (cm)	8.0	8.0	8.4	8.7	
d_e (cm)	7.85	7.8	8.24	8.27	
d_m (cm)	7.82	8.22	8.4	10.2	
RETRATADAS					
h_f (cm)	8.82	8.82	8.55	8.8	8.8
d_e (cm)	7.41	7.58	8.28	8.4	8.8
d_m (cm)	7.8	8.0	8.1	8.84	10.32
RECOCIDAS					
h_f (cm)	8.8	8.85	8.7	8.85	8.8
d_e (cm)	7.38	7.55	7.75	8.57	8.8
d_m (cm)	7.4	7.8	8.32	8.88	10.8

Tabla. - 3.4.

CALCULOS

Determinación de e , h , c , k_e , IGF ; el cálculo del esfuerzo σ , sefectua mediante la ecuación.

$$\sigma = \frac{F}{A}$$

ecuación (8.1)

donde σ

$$\sigma = \frac{E \Delta L}{L}$$

multiplicando en E.L se tiene

$$\sigma = \frac{E \Delta L}{L} = \frac{F}{A}$$

ecuación (8.2)

el diámetro final d_f se calcula mediante la fórmula.

$$d_f = d_a \left(1 - \frac{\Delta d}{d_a} \right) \quad \text{ecuación (8.3)}$$

Usando las dimensiones obtenidas el cálculo de la deformación se obtiene mediante la siguiente ecuación.

$$\epsilon = \epsilon_L = \frac{\Delta L}{L} \quad \text{ecuación (8.4)}$$

La variación de altura se obtiene mediante la siguiente ecuación.

$$\Delta h = h_a - h_f \quad \text{ecuación (8.5)}$$

El cálculo de DGV se realiza mediante la siguiente ecuación.

$$(1) \text{ DGV} = \frac{(V_a - V_f)}{V_a} \times 100 \quad \text{ecuación (8.6)}$$

Todos los datos obtenidos anteriormente se muestran en promedio en la tabla 6.5. Y se obtienen los gráficos 6.1, 6.2 y 6.3. (carga vs variación de altura, esfuerzo vs deformación y DCV vs deformación).

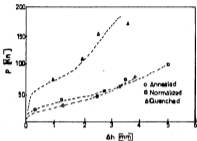
PROBETAS	1	2	3	4	5
TENFLADAS					
d (mm)	9.88	9.11	9.18	7.88	
P (kgp)	2,322.00	2,148.0	2,293.32	1,823.0	
c	0.81	0.47	0.27	0.19	
DCV (%)	12.4	8.0	6.123	1.288	
As (cm)	3.7	2.8	2.2	1.2	
ROMPIDAS					
d (mm)	10.148	9.8	9.85	7.88	7.47
P (kgp)	1,178.8	1,028.0	848.48	778.78	588.80
c	0.88	0.82	0.42	0.88	0.88
DCV (%)	41.0	31.0	17.13	8.88	3.88
As (cm)	6.1	3.8	2.78	1.28	0.42
RECORTADAS					
d (mm)	10.88	9.488	9.888	7.81	7.48
P (kgp)	888.0	881.8	888.18	828.38	881.81
c	0.88	0.88	0.88	0.18	0.888
DCV (%)	28.0	33.33	18.13	8.4	1.3
As (cm)	3.8	2.88	2.8	1.3	0.7

Tabla. - 6.5.

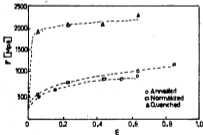
CORTE DE LAS PROBETAS.

Posteriormente a las probetas ya deformadas se les realizó un corte axial con el fin de poder analizarlas metalográficamente y dentro del análisis metalográfico se incluyen también análisis macrográfico a fin de observar claramente el flujo del material y la posible localización

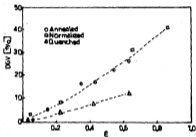
GRAFICA. - 6.1 CARGA VS DEFORMACION



GRAFICA. - 6.2 ESFUERZO DEFORMACION.



GRAPHICAL - 4.3 DCV vs DEFORMATION



localización de dala y poder así obtener tanto mapas de la distribución de la dureza, como también mapas de deformación.

Para el corte de las probetas se usó una máquina cortadora de disco abrasivo (Ubicada en el edificio B de la Facultad de Química de la U.N.A.M.), con el fin de no causar daño estructural alguno sobre las muestras. Las características del disco empleado se especifican a continuación:

ABRASIVA Marca Astroten para 7500 rpm máximas.

DEBASTE, PULIDO, ATAQUE QUÍMICO Y OBSERVACION DE LA MICROESTRUCTURA DE DEFORMACION.

Después del corte de las probetas se procedió a desbastarlas (en una máquina marca Struers modelo Exulit) este desbaste consistió, en pasar las muestras por varias lijas de varios tamaños de grano, alternando perpendicularmente la primera pasada con la segunda hasta obtener la superficie adecuada, para posteriormente ser pasadas al pulido (en una máquina Struers modelo Dap-V), el cual consiste en pasarla a la pulidora que emplea un paño en vez de lija y como elemento de desbaste se emplea alúmina o pasta de diamante, en nuestro caso se empleó alúmina , para lograr finalmente un acabado a espejo.

Después de obtenida la superficie a espejo, se procedió a atacar químicamente la superficie, con el fin de poder apreciar la

microestructura y la macroestructura y con esto poder conocer las líneas de flujo , debidas al ensayo de compresión restringida y poder obtener unas fotografías de las almas. Primeramente se atacaron con níquel al 2 %, con el fin de observar la microestructura para poder relacionarla con el ensayo y el tratamiento térmico. Las microestructuras observadas se muestran a continuación.

Para la obtención de las líneas de flujo se atacó con níquel al 5 %, apareciendo la fractura en el caso de las probetas templadas, al ser estas atacadas, esto parece ser debido a la liberación de esfuerzos concentrados tanto por el tratamiento térmico, el ensayo y la presencia del reactivo [sería de interés investigar si la presencia de impurezas y precipitados son parte fundamental en la aparición de la fractura, para que de esta manera definir la causa de este tipo de fractura], las fotografías mostrando los conos de deformación, el inicio de fractura y la fractura, son presentadas más adelante.

Todas las fotografías están con un aumento de 100X, a menos que al pie de la fotografía, esté indicado otro tipo de aumento, en la fotografías.- S.b.u.o. se muestran las zonas en que están tomadas, la deformación y el tratamiento de que se trata.

Fotografía - 8. b. probeta recocida con $\rho = 0,008$



FOTOGRAFIA - 1

FOTOGRAFIA - 2



Microestructura en el centro de
la reducción de altura
(Punto 1)



Microestructura en la zona 2

Fotografía.- 4.- Probeta recalcada con $\epsilon = 0.15$



FOTOGRAFIA.- 3

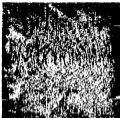
FOTOGRAFIA.- 4



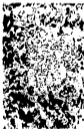
Microestructura en el curso de
la reducción de aluminio
(Foto 3)

Microestructura después de
recalcado (Foto 4)

Fotografía.-4d. Proteína resacida con $\alpha = 0.240$.



FOTOGRAFIA.- 5



Microestructura en el centro de
la redacción de alvear
(Punto 1)

FOTOGRAFIA.- 6



Microestructura en la zona 2

Fotografía. - 6. a. Probeta recocida con $\epsilon = 0,554$.



FOTOGRAFIA. - 7



Microestructura en la zona I
donde se comienza apreciar
una ligera orientación de los
granos.

FOTOGRAFIA. - 8



Microestructura en la zona II

Fotografía - 8. f. Probeta recocida con $\alpha = 0,63$.



FOTOGRAFIA - 9



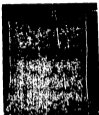
Microestructura de la zona 1
según la leyenda anterior
y a una escala intermedia de
los granos.

FOTOGRAFIA - 10



Microestructura de la zona 2

Fotografía .4 g Probeta normalizada con $c = 0,05$.



FOTOGRAFIA. - 11



Microestructura en el estado
de la reducción de 4 horas
a 700 °C

FOTOGRAFIA. - 12



Microestructura en el estado de
reducción de 2 horas a
700 °C

Fotografía - 6. b. Probeta normalizada con $\epsilon = 0.23$.



FOTOGRAFIA - 13



Microestructura en la zona I donde se comienza a presentar una ligera inclinación de los granos.

FOTOGRAFIA - 14



Microestructura en la zona II

Fotografía.- 4.1. Probeta normalizada con $\epsilon = 0.43$.



FOTOGRAFIA.- 15



Reestructura en la zona 1
debido al aumento a presión
de la ligera orientación de los
granos.

FOTOGRAFIA.- 16



Reestructura en la zona 2

Fotografía.- 4.3. Probeta normalizada con $c = 0.85$.



Microestructura en la zona I
donde se comienza apreciar
en una orientación de los
granos deformados.



Microestructura en la zona II

Fotografía. - 6. b. Probeta normalizada con $\epsilon = 0.85$.



FOTOGRAFIA. - 19



Microestructura en la zona 1
donde se aprecia la
orientación de los granos
deformados en su totalidad.

FOTOGRAFIA. - 20



Microestructura en la zona 2

Fotografia. - 4.1. Probeta templada con $c = 0,12$.



FOTOGRAFIA. - 21



MICROGRAFIA DE LA BOMA 1

FOTOGRAFIA. - 22



MICROGRAFIA DE LA BOMA 2

Fotografía.-4.a. Probeta templada con $c = 0.27$.



FOTOGRAFIA.- 23



Microestructura en la zona 1 donde se comienza a apreciar una ligera cohesión de los granos.

FOTOGRAFIA.- 24



Microestructura en la zona 2

FOTOGRAFIA.- 22.a con $c = 0,12$



Microstruttura en la zona 3

FOTOGRAFIA.- 24.a con $c = 0,27$



Microstruttura en la zona 3

Fotografía.- 4. n. Probeta templada con $c = 0.47$.

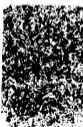


FOTOGRAFIA.- 25



Microestructura en la zona 1
donde se comienza apreciar
una ligera orientación de los
granos.

FOTOGRAFIA.- 26



Microestructura en la zona 2
donde se comienza apreciar
una ligera orientación de los
granos.

FOTOGRAFIA.- 28.a con $c = 0.47$



Microestructura en la zona 3 donde se comienza apreciar la orientación hacia los extremos.

FOTOGRAFIA.- 28.b con $c = 0.47$



Microestructura en la zona 4 donde se comienza apreciar la orientación hacia los extremos.

Fotografía.- 4. o. Probeta templada con $\alpha = 0.51$.



FOTOGRAFIA.- 27

FOTOGRAFIA.- 28



Microestructura en la zona 1
donde se presenta apreciar
la orientación de los granos



Microestructura en la zona 2
donde se observa apreciar
orientación de los granos
al centro de la fractura.

MACROGRAFIAS.

Las fotografías muestran la forma en que se formaron los conos de deslizamiento en la prueba de cohesión. Como ya se mencionó anteriormente fueron atacadas con ácido al 5 % con un tiempo que en promedio fue entre 10 y 12 minutos, y una vez que se observaron las líneas de flujo se procedió a tomar las macrofotografías, en este caso el aumento empleado fue el de 20X, las cuales se observan a continuación, para este caso cada una se mostrarán las normalizadas y las templadas que son las de mayor interés.

En las fotografías del 29 al 33 se pueden observar las probetas normalizadas, y de la 34 a la 37 las templadas, en las primeras se puede observar las bandas de deslizamiento, líneas de flujo y en la zona del cuello se puede apreciar el anillo de deformación que se introduce en la cabeza, este fenómeno ya se mencionó anteriormente, en el caso de las templadas se puede apreciar la formación de los conos de deformación debidos a los esfuerzos de cizallamiento, y la aparición de la fractura, se puede apreciar también que casi no aparece el anillo de deformación y esto se debe a que en el estado templado casi no se aprecia una alta deformación, debido a su estado metalúrgico, lo que se demuestra con el DGV.

Fotografías, 29, 30, 31, 32, probetas normalizadas, mostrándose las líneas de deformación, y el exceso de material que presenta en la cabeza y la formación del anillo, mencionado ya anteriormente, en este caso no aparecen fracturas, solamente se aprecian los conos de deformación.

FOTOGRAFIA. - 29



FOTOGRAFIA. - 30



FOTOGRAFIA. - 31



FOTOGRAFIA.- 32.

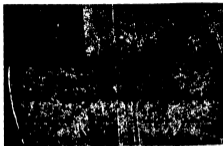


Fotografías, 32, 34, 35, 36, probetas templadas, aquí se puede apreciar en la fotografía 34 la formación del cono de deslizamiento, en la fotografía 35 el inicio de la fractura en el cuello, esto puede ser debido a la alta fricción existente en ese momento y la pequeña deformación que permite el estado metalúrgico, por lo que se aprecia tanto el inicio como la propagación de la fractura a lo largo del mismo, finalmente en la fotografía 36 se aprecia la falla ya en forma total, en este caso el inicio de la fractura empezó cuando se le hizo el ataque químico, caso es mencionado anteriormente.

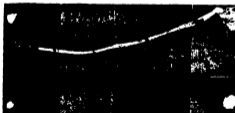
FOTOGRAFIA. - 33



FOTOGRAFIA. - 35



FOTOGRAFIA. - 36



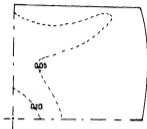
MAPAS DE DEFORMACION.

Un mapa de deformación es el que describe el comportamiento de un material (metálico o no) cuando este se encuentra sometido a esfuerzos de diferentes cargas. El comportamiento mencionado se refiere a la racionalización del flujo por medio de distintos mecanismos microestructurales que actúan bajo condiciones específicas y que conducen a una determinada capacidad de deformación, misma que es importante conocer, para poder determinar las condiciones en las cuales se van a emplear, tanto desde el aspecto de diseño, o meramente aspectos ingenieriles, es por eso que al contar con este tipo de mapas, uno se puede dar rápidamente un aspecto global de la capacidad mecánica del mismo, y poder con esto enfocar su uso.

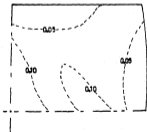
Para la obtención de estos mapas, se utilizó un programa de computación y el uso de las microfotografías, en varias últimas primeramente se trazaron las líneas de deformación sobre ella, y por medio del trazo de unos ejes coordenados se obtienen los puntos los cuales pasan a formar parte de una matriz, misma que se introduce punto a punto a el programa, dandonos como salida los mapas de deformación. En la fotografía E.P. se muestra como se extrajo la fotografía y en la fig. E.1. se muestra un mapa de deformación.

NAPAS DE DEFORMACION

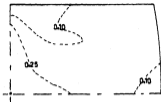
PROBETA REDUCIDA CON $\nu = 0.0684$



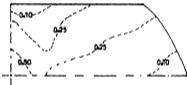
PROBETA REDUCIDA CON $\nu = 0.158$



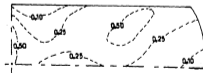
PROBETA REDUCIDA CON $c = 0.3883$



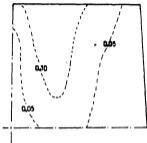
PROBETA REDUCIDA CON $c = 0.5843$



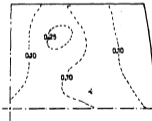
PROBETA REDUCIDA CON $c = 0.803$



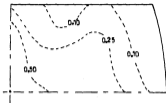
PROBETA NORMALIZADA COM $c = 0.05x$



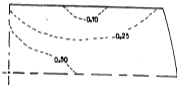
PROBETA NORMALIZADA COM $c = 0.23x$



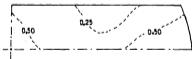
PROBETA NORMALIZADA CON $c = 0.425$



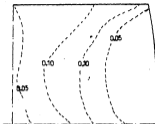
PROBETA NORMALIZADA CON $c = 0.655$



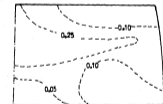
PROBETA NORMALIZADA CON $c = 0.885$



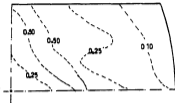
PROBETA TEMPLADA CON $c = 0.12\%$



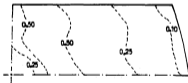
PROBETA TEMPLADA CON $c = 0.27\%$



PROBETA TEMPLADA CON $c = 0.47\%$



PROBETA TEMPLADA CON $c = 0.80\%$



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 para dureza tipo Vickers y se aplicó una carga de 50 gramos. La toma de lecturas se hicieron de acuerdo a los puntos señalados en la fotografía, los cuales se muestran en promedio en los mapas, y considerando que estos valores son simétricos, se considera solamente una cuarta parte de la probeta.

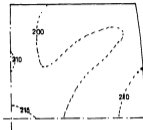
FOTOGRAFIA.- 84 mostrando los puntos en cuales se tomaron durezas.



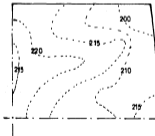
Los mapas obtenidos se muestran a continuación.

MAPAS DE MICRODUREZA

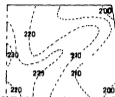
PROBETA RECOCIDA CON $c = 0,5682$



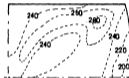
PROBETA RECOCIDA CON $c = 0,152$



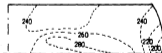
PROBETA REDUCIDA COM $\epsilon = 0,3483$



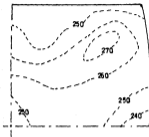
PROBETA REDUCIDA COM $\epsilon = 0,5543$



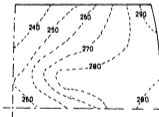
PROBETA REDUCIDA COM $\epsilon = 0,6323$



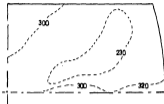
PROBETA NORMALIZADA CON $c = 0,050$



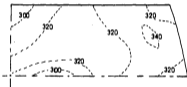
PROBETA NORMALIZADA CON $c = 0,230$



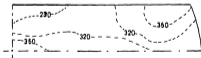
PROBETA NORMALIZADA CON $c = 0.434$



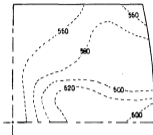
PROBETA NORMALIZADA CON $c = 0.654$



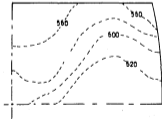
PROBETA NORMALIZADA CON $c = 0.864$



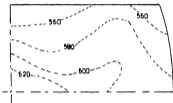
PROBETA TEMPLADA CON $c = 0,12\%$



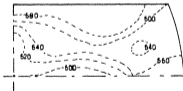
PROBETA TEMPLADA CON $c = 0,27\%$



PROBETA TEMPLADA CON $c = 0.47\%$



PROBETA TEMPLADA CON $c = 0.61\%$



RESULTADOS Y DISCUSION.

La curva carga (P) VS desplazamiento (Δh) de las probetas son mostradas en la Fig. 8.1 . La forma general de estas curvas es similar a las encontradas en compresión estática.^{19,20} El cambio de curvatura y el repentino incremento de la carga es debido al incremento de el área de la sección transversal de la probeta durante la prueba.¹⁸ Las curvas esfuerzo (σ) VS deformación (ϵ) de las probetas ensayadas se muestran en la Fig. 8.2. La forma de la curva de las condiciones de recocido y normalizado es similar, por ejemplo., al desarrollar incrementos al esfuerzo se incrementa a la deformación, en comparación con la forma de las probetas templadas por ejemplo., para una alta consolidación inicial, esta es seguida por una rápida saturación. Este tipo de forma puede ser asociado con la deformación localizada en una aleación de aluminio tratado térmicamente.²⁰

De la comparación de los valores del $\sigma_{0.2}$ como una función de la deformación, Fig. 8.3., se puede deducir que las probetas normalizadas y recocidas no pueden desarrollar flujo localizado en una gran cantidad, y la deformación dentro de estas probetas puede ser homogénea. Por otro lado, las probetas templadas exhiben flujo localizado, esto era esperado debido a los bajos valores del $\sigma_{0.2}$.

De la microestructura de las probetas normalizadas, fotografías 29, 30, 31 y 32, y las templadas fotografías, 33, 34, 35 y 36, se puede observar que el grado de la deformación localizada es alto en materiales endurecidos. Un factor importante es, que la localización

no sigue la caída de la línea esperada como en la mitad de la altura del campo de la sección reducida, en donde favorece al desarrollo ⁴¹ aparente, y solo una "E" es encontrada, pero esta es debida a las condiciones de alta fricción dentro del límite de deformación. Las ^{4,42} probetas templadas que fueron deformadas, arriba del 4 T muestran el desarrollo de la fractura a lo largo de la región de alta deformación, como un resultado de la localización del flujo.

Los mapas de distribución de deformación de las probetas normalizadas paginas 122 a 123, y de las templadas paginas 124 a 125, muestran que el gradiente de deformación, dentro de las probetas deformadas al mismo valor aparente, es alto, con el incremento del endurecimiento. Los mapas de distribución de endurecimiento para las mismas probetas paginas 129 a 132, muestran que el material endurecido, en las muestras templadas, cubre la región de la deformación localizada. En comparación, la región de endurecimiento en las muestras templadas parece que sea fuera de las áreas de alta deformación. Una falla similar fue encontrada en una aleación de aluminio ⁴³ tratado tensilmente cuando la sensibilidad a la rapidez de deformación se vuelve negativa; este comportamiento fue atribuido a el hecho de que la sensibilidad a la rapidez de deformación es favorecida negativamente, por lo cual el material más endurecido no es el que está deformado más rápidamente, por lo que una de ellas es deformada a una baja rapidez de deformación.

CONCLUSIONES.

- 1.- El parámetro DCV puede ser una herramienta útil en la predicción de la situación bajo el cual el flujo tiende a ser localizado.
- 2.- La propensión a la localización del flujo, en las probetas normalizadas y recocidas, exhiben un comportamiento similar que difiere de lo observado en las templeadas.
- 3.- Las probetas templeadas deformadas arriba del 4 % desarrollan fracturas a lo largo de las regiones en las que el flujo es localizado, además muestra una tasa de sensibilidad negativa a la deformación a las velocidades empleadas. Este comportamiento se conoce como envejecimiento dinámico.
- 4.- Los mapas de deformación y de dureza no constituyen una ley y sólo reúnen los conocimientos que se han obtenido acerca de este material, con respecto al flujo plástico con diferentes cargas y diferentes estados metalúrgicos, por lo que se pueden tomar como una forma rápida de identificar el mecanismo de flujo presente que ocasiona una determinada deformación, y que relaciona de una manera única a los aspectos metalúrgico, al esfuerzo y a la velocidad de deformación.

SUGERENCIAS.

- 1.- Se estudiará la precipitación que ocurre en este material para tratar de determinar una relación con las zonas en donde existe mayor dureza, y ver si esta no es causa para el inicio de las fracturas.
- 3.- Se estudiarán en microscopio electrónico de barrido y de transmisión este material en las condiciones finales para determinar la naturaleza química de las inclusiones.

AGRADECIMIENTOS

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

Al Ing. Raúl Peña Canales, de Aceros Salar S.A. por la donación y análisis del acero AISI 8620.

Al Ing. Gabriel Salas, por el maquinado de las probetas en su taller.

Al Ing. Ubaldo Márquez Sandoz, por el préstamo del comparador óptico y los microscopios.

Al Ing. Armando Ortiz Prado, por las facilidades prestadas para el uso de las máquinas y herramientas del taller.

Al Ing. Eugenio Loera Canales, por la ayuda en la recopilación bibliográfica y por sus comentarios.

Al Ing. Pascilio Rivas Montenegro, por la revisión ortográfica.

A todos los compañeros y amigos del Laboratorio de metalurgia mecánica de la División de Estudios de Posgrado de la Facultad de Ingeniería.

BIBLIOGRAFIA

- 1.- Sanchez Flores, J.E., Colás, R. and Grinberg, A., " Cold Workability and Plastic Instability of Chromium - Nickel - Molybdenum Steel ", XIII Congreso Internacional de Metalurgia, Bologna Italia, (1988), pp. 521 - 531.
- 2.- American Society for Metals, " Metals Handbook ", 8th 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.- S.L. Seidman and J.J. Jones: Formability and Workability of Metals plastic instability and flow Localization, ASM, (1984).
- 5.- A. Considère . Ann. Phys. Chem., 6, 574 (1885).
- 6.- L.V. Mart: Acta Meta., 15, 261, (1967).
- 7.- R.T. Deseri and E. Conrad: Scripta Met., 12, 289, (1981).
- 8.- J.J. Jones, R.A. Holt and C.E. Coleman: Acta Met., 24, 911, (1976)
- 9.- H.C. Mataga, H.J. Carr and G. Krauss: Met. Trans., 4, 13A, 1274, (1982).
- 10.- H.C. Mataga and H.J. Carr: Deformation, Processing and Structure, G. Krauss ed., ASM, 1984, 445.
- 11.- Colás, R. and Grinberg, A., " Plastic Instability and Fractography in the Heat Treatable Al Alloy 6061 ", Octava Conferencia Internacional sobre la resistencia Mecánica de los metales, Tampere Finlandia, (1988).
- 12.- Colás, R.: Ph.D. Thesis, University of Sheffield, GB, (1983).
- 13.- Colás, R. and Grinberg: Scripta Met., 20, 125, (1986).
- 14.- Matherly, M. " The Structure of Highly Deformed Material and the Development of Deformation Texture ", School of Metallurgy, the University of New South Wales, Sindy , Australia.
- 15.- Newell, J., Pagnino, E. and McLaughlin, J., " Stress and Deformation States Associated with Upset test on Metals ", Compression Testing of Homogeneous Materials and Composites, ASTM, STP 806, pp. 7 - 23, (1983).

- 16.- Dadras, F. and Thomas, J.F. Jr., " deformation inhomogeneities in Upset Forging ", Compression testing of Heterogeneous Materials and Composites, ASTM STP 808, (1983), pp. 24 - 39.
- 17.- Avitzur - " Metal Forming Processes and Analysis ". Mc Graw - Hill, (1968).
- 18.- Coles, R. and Grinberg, A., " Plastic Instability in a Stainless Steel with Exhibits Dynamic Strain Aging ", Mater. Sci. Engin., (1969), pp. 921-926.
- 19.- Loera, E. Tesis de licenciatura " Efecto del revenido en la localización de la deformación plástica en el acero AISI 9820 ", 1990, U.M.A.H..
- 20.- Matsys, M.C. and Krause, G., " A Test to Evaluate Flow Localization During Forging ", J. Metalworking, (1981), pp. 28 - 37.
- 21.- Donald, R. Ashland " The Science and Engineering of Materials ", Brooks / Cole Engineering Division, (1984) by Macworth, Inc., Belmont.
- 22.- Dieter, G.E., " Mechanical Metallurgy ", 3^{ra} ed., McGraw - Hill, New York, (1976).
- 23.- Hill, R., " The Mathematical Theory of Plasticity ", Oxford University Press, [The Oxford Engineering Science Series], (1950).
- 24.- Backofen, M.A. " deformation Processing ", Addison - Wesley Publishing Company, U.S.A., (1972).
- 25.- Parkins, " Mechanical Processing of Materials ", Elsevier, (1988).
- 26.- Howard, A. Eshel " Formabilidad, Análisis, Experimentación y Modelado ", Ed. S.S. Neolcer, g R.L. Gebel, TMS - AIME, New York (1978).
- 27.- Hellen, E., " Introduction to Fracture Mechanics ", McGraw - Hill, E.C.A., (1965).
- 28.- Tetelman, A.S. and McEvily, A.J., " Fracture of Structural Materials ", John Wiley and Sons, Inc., New York, (1967), pp. 234 - 284.

- 29.- The Iron and Steel Institute, " Fracture Toughness ", the Department of Metallurgy, University of Sheffield, London, (1968), pp. 82 - 83.
- 30.- McClintock, F.A. and Argon, A.S., " Mechanical Behavior of Materials ", Addison - Wesley Publishing Company, Inc., (1966).
- 31.- Flores, R.A. y Trojan, P.E., " Materiales de Ingeniería y sus aplicaciones ", McGraw - Hill, México, (1979).
- 32.- Nadai, A., " Theory of Flow and Fracture of Solids ", 2^a Ed., McGraw - Hill, New York, (1950).
- 33.- Cottrell, A.E., " The Mechanical Properties of Matter ", John Wiley and Sons, Inc., New York, (1964), pp. 351 - 352.
- 34.- Colón, R. and Sellars, C.N., " Strain Distribution and Temperature Increase During Plane Strain Compression Testing ", ASTM, (1987), pp. 342 - 348.
- 35.- American Society for Testing of Material, " Annual Book of ASTM Standard Part. 31, Metals - Physical, Mechanical, Nondestructive and Corrosion Test, Metallography, Fatigue, Effect of Temperature, Erosion and Wear ", American Society for Testing of Material, (1995 / RACE, So., Philadelphia, Pa. 19103; (1973).
- 36.- Tegari, " Elements of Mechanical Metallurgy ".
- 37.- De Grinberg, D.M., " Tratamientos Térmicos de Aceros y sus Fracciones de Laboratorio ", Ed. Limusa, México, (1966).
- 38.- Certificado Metalúrgico N^o 8 -11317 de Aceros Solar, S.A. de C.V.
- 39.- T. Altan, S.I. Oh, and H.L. Gogel : Metal Forming: Fundamentals and Applications, ASM, 1983.
- 40.- C. Vera, R. Colón and A. Grinberg: XII Cong. Nat. Academy of Engineering, México, 1986, 221; to be Presented at the 8th Int. Conf. Strength of Metals and Alloys, Finland, 1988.
- 41.- G.W. Rowe: An Introduction to the Principles of Metal Forming, Edward Arnold London, 1965.
- 42.- S.R. Leong: B. Eng. Thesis, University of Sheffield, GB. 1978.