

30



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA
DE MEXICO**

FACULTAD DE INGENIERIA

**ESTUDIO DE LAMINACION
DE UN HIERRO FUNDIDO GRIS
EN FUNCION DE LA TEMPERATURA**

T E S I S
QUE PARA OBTENER EL TITULO EN:

INGENIERO MECANICO

P R E S E N T A N
VICTOR HUGO VARGAS CEDILLO

FERNANDO VELAZQUEZ VILLEGAS

**ASESOR DE TESIS:
DR. GABRIEL TORRES VILLASEÑOR**



MEXICO, D.F.

2002

**TESIS CON
FALLA DE ORIGEN**



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta 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.

Dedicada a:

Nuestros padres con admiración y cariño.

Petra Cedillo Rodríguez y Filiberto Vargas Malagón.

Porque a cada instante me brindaron el apoyo, la comprensión y el amor para superar las adversidades. Por ser siempre un ejemplo a seguir.

Teresa Villegas Anaya y Rodolfo Velázquez Elizalde.

Por regalarme gran parte de su vida y por darme la libertad de elegir mi camino. Lo que fui, lo que soy y lo que seré se lo debo a ustedes.

Nuestros hermanos.

Miguel Ángel Vargas Cedillo.

Porque he podido confiar y contar contigo en todo momento.

Manuel, María del Carmen y Adolfo Velázquez Villegas; Rodolfo y Moisés Velázquez Ordóñez.

Por vivir mis triunfos y fracasos, por reír y llorar mis alegrías y sufrimientos. Porque los quiero y por ser mis hermanos.

Nuestra familia

Reconocimientos.

Al Dr. Gabriel Torres Villaseñor, director de esta tesis, con respeto y admiración. Por compartir sus conocimientos y por guiar nuestros esfuerzos en la elaboración de este trabajo.

A los sinodales: Dr. Arturo Barba Pingarrón, M en I Ubaldo Márquez Amador, M en I Magdalena Trujillo Barragán e Ing. Jesús Roviroza López por sus observaciones y comentarios a este trabajo.

A la Universidad Nacional Autónoma de México y a la Facultad de Ingeniería, por la valiosa educación que nos brindaron durante nuestra formación profesional.

Agradecimientos

Al Instituto de Investigación en Materiales por la generosidad brindada durante el desarrollo de este trabajo y por las facilidades que nos otorgaron en el uso de sus equipos e instalaciones.

A nuestros compañeros y amigos: Alejandro Paz, Martín Guadarrama, Erika Sosa, Mauricio Bourdón, Enrique Zenón, Víctor García (el güero Palma), Arturo Cabrera, Omar Novelo (el chido), Mario Nava (el negro), Ezequiel Gómez (cheque, padrino, etc), Nelly Medina, Jesús Antonino Juárez, Enrique Pascasio (pasca), Carlos Escobedo, Gabriel Lara, Germán López, Ubaldo Rojas (piloni), Héctor (el mago Hir), Lupita Herrera, Alejandro García (el porro), Marco Huerta, Gonzalo Gamboa, Adrián Canales y Said Robles (dr.tools) por su amistad y apoyo; a todos aquellos que no son mencionados pero saben que están presentes.

A nuestros amigos: Carlos Jiménez (coach), Juan Méndez (cate), Marcel Rodríguez, David Ramírez (vena), Israel Moreno, Nancy Lezama, Pedro Guzmán, Martín Salazar, Delfino Torres, Carlos, Mara Hernández, Juan Carlos Paz, Guadalupe Garnica.

Un agradecimiento al personal del Instituto de Investigaciones en Materiales:

Al personal de la biblioteca. A Rosario Santibáñez secretaria del Departamento de Metálicos y Cerámicos por sus atenciones. A Leticia Baños por su profesionalismo y apoyo en los estudios de difracción de rayos X.

ÍNDICE DE TABLAS Y FIGURAS

TABLAS

Tabla Propiedades mecánicas y composición de un hierro gris clase 30	2
Tabla I.1 Composición típica de los diferentes tipos de hierros fundidos	13

FIGURAS

Figura I. 1 Diagrama de fases Fe-Fe ₃ C	6
Figura I. 2 Imagen correspondiente a un hierro blanco perlítico. Amplificación 66X	9
Figura I. 3. Hierro dúctil, nódulos de grafito (esferulitas) dentro de envolventes de ferrita libre, todo en una matriz de perlita (100X)	10
Figura I. 4. Hierro maleable, nódulos de grafito en una matriz de ferrita (100X)	11
Figura I. 5 Imagen correspondiente hierro gris clase 30 con grafito tipo A (500X)	12
Figura I. 6 Tipos de grafito en los hierros grises según la norma ASTM A247	14
Figura I. 7 Relación Esfuerzo – Deformación para diferentes clases de hierro gris	17
Figura I. 8 (a) Deformación total en un hierro gris. Consiste de una porción elástica y una porción plástica; (b) Curva esfuerzo – deformación para un hierro gris en la cual la carga fue removida para mostrar la deformación permanente	18
Figura I. 9 Representación del módulo elástico tangente y del módulo elástico secante	19
Figura I. 10 Relación entre la resistencia a la tracción y la resistencia a la compresión para un hierro gris	20
Figura I. 11 Relación entre la resistencia a la compresión y la dureza Brinell para un hierro gris	21
Figura I. 12 (a) Comparación entre las relaciones Esfuerzo – Deformación de tensión y de compresión de los hierros grises. (b) Comparación entre las relaciones Esfuerzo – Deformación para las clases 40 y 20	22
Figura I. 13 Los granos de un metal sin deformación tienen granos equiaxiales (a) y estructura isotrópica (b)	25
Figura I. 14 Granos metálicos alargados debido a un proceso de deformación	26

Figura I. 15 Diferentes tipos de molinos de laminación	28
Figura I. 16 (a) Rodillos tradicionales, (b) Diseño propuesto por Sendzimir	29
Figura I. 17 Clasificación de los molinos de laminación continua	30
Figura II. 1 Esquema del Microscopio Electrónico de Barrido MEB	37
Figura II. 2 Diagrama en donde se observan las radiaciones que son generadas cuando el haz de electrones incide en la muestra	38
Figura II. 3 Ley de Bragg. $n\lambda=2d \text{ sen } \theta$	40
Figura II. 4 Esquema de la indentación en el ensayo de dureza Brinell	43
Figura III. 1 Gráfico de deformación. Se muestran tanto los valores de deformación para grietas visibles como de deformación de colapso. El símbolo o corresponde a los valores de deformación para los cuales las grietas fueron visibles, x corresponde a los valores de deformación para los cuales las muestras se colapsaron. Las curvas en el gráfico sólo son indicativas de la tendencia que siguen los datos	48
Figura III. 2 Gráfico de valores de dureza HRB vs temperatura de laminación. La línea de valor constante corresponde a la dureza original del material	49
Figura III. 3 Espectro de difracción de un hierro gris clase 30	51
Figura III. 4 Espectro de difracción correspondiente a una muestra laminada a 400° C	52
Figura III. 5 Espectro de difracción correspondiente a una muestra laminada a 650°C	53
Figura III. 6 Espectro de difracción correspondiente a una muestra laminada a 800°C	54
Figura III. 7 Espectro de difracción correspondiente a una muestra laminada a 850°C	55
Figura III. 8 Espectro de difracción correspondiente a una muestra laminada a 900 °C	56
Figura III. 9 Imagen obtenida de MEB de una muestra de hierro fundido gris clase 30 con hojuelas de grafito tipo A. (a) 100X, (b) 500X, (c) 1500X	57
Figura III. 10 Imagen obtenida por MEB de una muestra de hierro gris clase 30 laminada a 150 °C. (a) 500X, (b) 1500X	58
Figura III. 11 Imagen obtenida por MEB de una muestra de hierro fundido gris clase 30 laminada a 300 °C. (a) 500X, (b) 1500X	58
Figura III. 12 Imagen obtenida por MEB de una muestra de hierro fundido gris clase 30 laminada a 500°C. (a) 500X, (b) 1500X	59
Figura III. 13 Imagen obtenida por MEB de una muestra de hierro fundido gris clase 30 laminada a 650 °C. (a) 500X, (b) 1500X	59

Figura III. 14 Imagen obtenida por MEB de una muestra de hierro fundido gris clase 30 laminada a 900 °C. (a) 500X, (b) 1500X	60
Figura III. 15 Imagen obtenida por MEB de la fractura en una muestra de hierro fundido gris clase 30 laminada a 150 °C. Magnificación 80X	61
Figura III. 16 Imagen obtenida por MEB de la fractura en una muestra de hierro fundido gris clase 30 laminada a 300 °C. Magnificación 80X	62
Figura III. 17 Imagen obtenida por MEB de la fractura en una muestra de hierro fundido gris clase 30 laminada a 500 °C. Magnificación 80X	62
Figura III. 18 Imagen obtenida por MEB de la fractura en una muestra de hierro fundido gris clase 30 laminada a 650 °C. Magnificación 80X	63
Figura III. 19 Imagen obtenida por MEB de la fractura en una muestra de hierro fundido gris clase 30 laminada a 700 °C. Magnificación 80X	64
Figura III. 20 Imagen obtenida por MEB de la fractura en una muestra de hierro fundido gris clase 30 laminada a 900 °C. Magnificación 80X	65
Figura A. 1. Curva esfuerzo deformación	76
Figura A. 2. Gráficos esfuerzo – deformación ingenieril y real	78
Figura A. 3. Flujo de esfuerzos a $\epsilon = \text{cte}$ contra la velocidad de deformación	79
Figura B. 18. El proceso de laminación	81
Figura B. 2 Esquema del proceso de laminación.	81
Figura B. 3 Variación de la velocidad en la garganta de los rodillos entre la entrada y la salida	82
Figura B. 4 Elemento diferencial colocado en el espacio entre rodillo	83
Figura B. 5 Fuerzas sobre el elemento diferencial entre el espacio de rodillos	83
Figura B. 6 Variación de fuerzas en el espacio entre rodillos	84
Figura B. 7 Diagrama para el cálculo de la reducción máxima al laminar	85
Figura B. 8 Diagrama de esfuerzos para un elemento en el espacio entre rodillos	87

ÍNDICE

INTRODUCCIÓN	1
CAPÍTULO I. ANTECEDENTES	
<i>I.1. HIERRO FUNDIDO</i>	5
I.1.1 EL DIAGRAMA FE-Fe₃C	5
VALOR DEL CARBONO EQUIVALENTE	7
I.1.2 CLASIFICACIÓN DE LOS HIERROS FUNDIDOS	8
HIERRO FUNDIDO BLANCO	8
HIERRO FUNDIDO DÚCTIL	10
HIERRO FUNDIDO MALEABLE	11
HIERRO FUNDIDO GRIS	12
CLASIFICACIÓN DE LOS HIERROS GRISES	13
MICROESTRUCTURA	14
I.1.3 PROPIEDADES DEL HIERRO FUNDIDO GRIS	15
DUREZA Y RESISTENCIA	15
PROPIEDADES A TRACCIÓN	16
RELACIÓN ESFUERZO – DEFORMACIÓN	17
ELASTICIDAD Y DEFORMACIÓN	18
PROPIEDADES A COMPRESIÓN	20
<i>I.2. DEFORMACIÓN EN FRÍO Y DEFORMACIÓN EN CALIENTE</i>	23
I.2.1 TRABAJO EN CALIENTE	24
I.2.2 TRABAJO EN FRÍO	25
<i>I.3 EL PROCESO DE LAMINACIÓN</i>	27
I.3.1 MOLINOS DE LAMINACIÓN	27
I.3.2 PARÁMETROS INVOLUCRADOS EN EL PROCESO DE LAMINACIÓN	30
<i>I.4 SUPERPLASTICIDAD EN ALEACIONES FERROSAS</i>	31
CAPÍTULO II. TÉCNICAS EXPERIMENTALES	
<i>II.1 TÉCNICA DE LAMINACIÓN</i>	35
JUSTIFICACIÓN	36
<i>II.2 MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO</i>	36
II.2.1 ANATOMÍA Y FUNCIONAMIENTO DEL MEB	37
II.2.2 PREPARACIÓN DE MUESTRAS PARA MEB	39
II.2.3 JUSTIFICACIÓN	39

II.3 DIFRACCIÓN DE RAYOS X	39
II.3.1 INTERPRETACIÓN DE RESULTADOS	40
II.3.2 PREPARACIÓN DE MUESTRAS	41
II.3.3 JUSTIFICACIÓN	41
II.4 ENSAYO DE DUREZA	41
II.4.1 ENSAYO DE DUREZA BRINELL	42
II.4.2 ENSAYO DE DUREZA ROCKWELL	44
II.4.3 JUSTIFICACIÓN	45
CAPÍTULO III. RESULTADOS	
III.1 RESULTADOS DEL PROCESO DE LAMINACIÓN	47
III.2 RESULTADOS DE DUREZA	49
III.3 RESULTADOS DE DIFRACCIÓN DE RAYOS X	50
III.4 RESULTADOS DE MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO	56
III.4.1 ASPECTO MICROESTRUCTURAL	56
III.4.2 FRACTURA	60
CAPÍTULO IV. DISCUSIÓN	66
CONCLUSIONES	73
PERSPECTIVAS	74
ANEXOS	76
ANEXO A. LA CURVA ESFUERZO – DEFORMACIÓN	76
ANEXO B. FUERZAS INVOLUCRADAS EN EL PROCESO DE LAMINACIÓN	81
BIBLIOGRAFÍA	89

INTRODUCCIÓN

Las aleaciones base hierro son probablemente las más versátiles y, en muchos contextos, los materiales estructurales más importantes. Por ello, cuando los estudios acerca de superplasticidad tuvieron su auge (1960), también se desarrollaron algunos trabajos en aleaciones ferrosas. Los estudios comprenden aleaciones hierro - carbono, en los que se incluyen aceros de bajo y alto contenido de carbono y hierros fundidos blancos; aceros de bajo y medio contenido de aleantes; y aceros inoxidable dúplex.

No existe información acerca de estudios de superplasticidad en hierros fundidos grises por lo que este trabajo está enfocado a generar información relacionada a la capacidad de deformación de dichas fundiciones y de la posibilidad de desarrollar una estructura superplástica por medio de un proceso termomecánico.

En la literatura se indica que el procesamiento aplicado para desarrollar comportamiento superplástico en aleaciones ferrosas implica tratamientos termomecánicos y, en el caso de aleaciones con alto contenido de carbono, deformación por laminación a temperatura elevada [14], esto se detalla en la sección I.4.

Los hierros fundidos grises son aleaciones base hierro, con carbono (2.5-4% en peso), silicio (1-3% en peso), manganeso (0.25-1% en peso), azufre (0.02-0.25% en peso) y fósforo (0.05-1% en peso). En este tipo de fundiciones ferrosas el carbono forma hojuelas de grafito dispersas en una matriz de ferrita básicamente.

En este estudio se trabajó con un hierro fundido gris clase 30 (norma ASTM A48), con hojuelas de grafito tipo A (norma ASTM A247); la clase 30 se refiere a que el material tiene una resistencia mínima a la tracción de 30 Ksi, mientras que el tipo A corresponde a la forma y distribución del grafito. Lo anterior será detallado en la sección I.1.2.

Las características del material empleado son las siguientes:

DUREZA HB	RESISTENCIA A TRACCIÓN (MPa)	RESISTENCIA A LA COMPRESIÓN (MPa)	RESISTENCIA AL CORTANTE (MPa)	COMPOSICIÓN % EN PESO
189	207	752	276	Fe, 3.04C, 1.8Si

Tabla Propiedades mecánicas y composición de un hierro gris clase 30

La temperatura de fusión de este material es de aproximadamente 1300 °C

Los objetivos planteados en este trabajo son los siguientes:

- Determinar la capacidad de deformación máxima de un hierro fundido gris clase 30 en función de la temperatura
- Determinar los cambios microestructurales en el material provocados por el proceso termomecánico
- Evaluar la posibilidad de obtener una estructura superplástica por medio de este proceso.

Para dar respuesta a los objetivos expuestos, este trabajo fue dividido de la siguiente forma:

Capítulo I. Antecedentes. En éste se exponen aspectos generales de los hierros fundidos haciendo énfasis en las fundiciones grises y sus propiedades. Se abordan los temas de deformación en frío y deformación en caliente, así como también se hace mención de algunos estudios de superplasticidad en aleaciones ferrosas. Finalmente, se indican generalidades del proceso de laminación.

Capítulo II. Técnicas experimentales. Se hace una descripción de las diferentes técnicas experimentales empleadas en este estudio. En la primer sección de este capítulo se explica el proceso termomecánico desarrollado en el material (laminación a diferentes

temperaturas). El capítulo continúa con la revisión de las técnicas empleadas: microscopía electrónica de barrido (MEB), difracción de rayos X y ensayo de dureza.

Capítulo III. Resultados. En él se muestran los resultados obtenidos en las pruebas aplicadas al material.

Capítulo IV. Discusión. Los resultados son discutidos en torno a los objetivos del trabajo.

Conclusiones

CAPÍTULO I

ANTECEDENTES

CAPÍTULO I. ANTECEDENTES

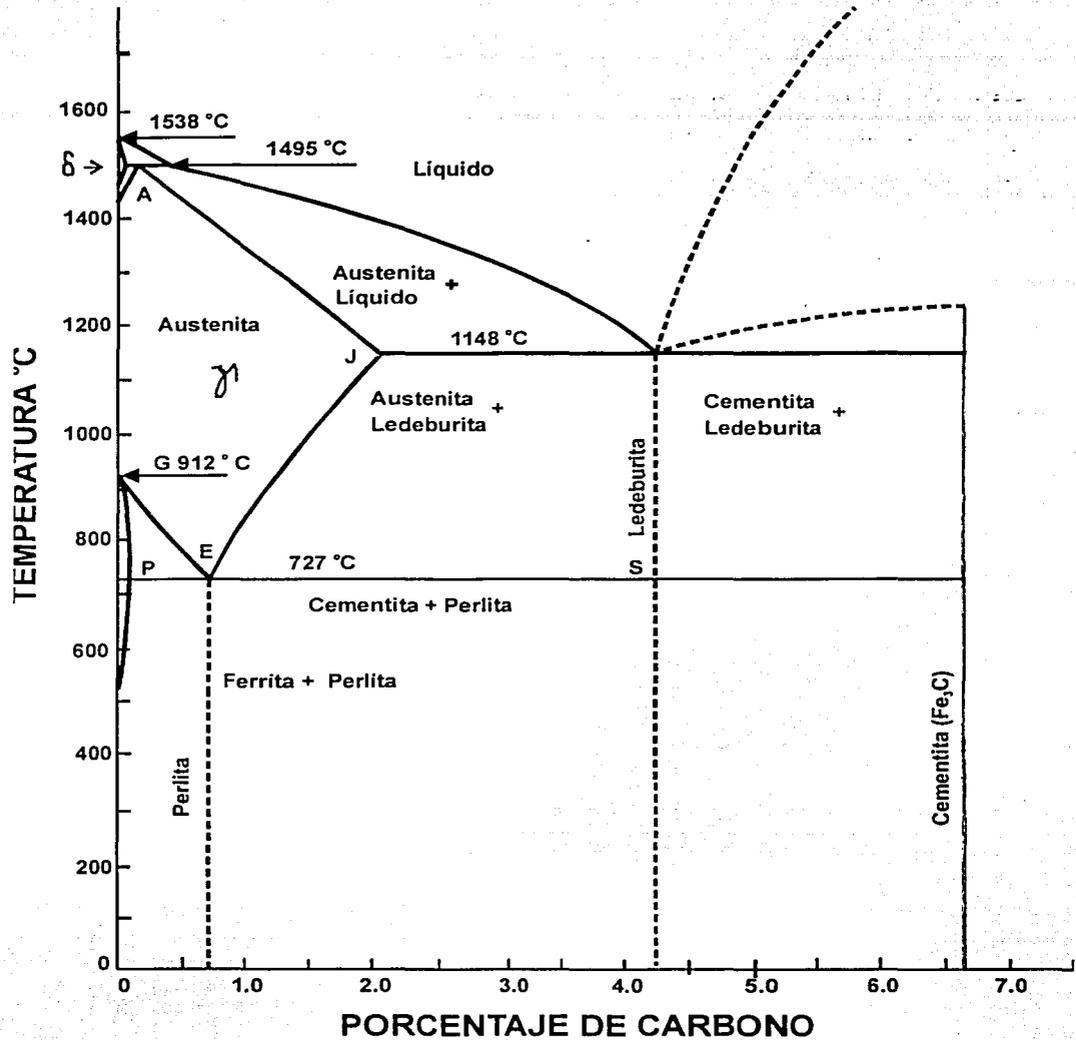
En este capítulo se presentan temas de interés para el trabajo de tesis realizado. La primera parte tiene por objetivo exponer los conceptos básicos referentes a los hierros fundidos, haciendo énfasis en los hierros grises ya que el estudio se desarrolla sobre un hierro gris. Se abordan tanto las características metalúrgicas como las propiedades mecánicas de estos materiales. En segundo lugar, dado que el material será sometido a un proceso termomecánico, se hace una breve revisión de los fenómenos de deformación en frío y de deformación en caliente de los metales. Después, se hace una descripción del proceso de deformación por laminación y algunos de sus aspectos importantes. Para finalizar, se mencionan estudios realizados acerca de la superplasticidad en aleaciones ferrosas, lo que resulta de interés pues uno de los objetivos es evaluar la posibilidad de obtener una estructura superplástica en el hierro gris.

I.1 HIERRO FUNDIDO

I.1.1 EL DIAGRAMA Fe-Fe₃C

Los aceros son aleaciones de hierro con carbono y, si no tienen agregado ningún aleante especial, se llaman aceros al carbono. Tales aceros incluyen el extremo rico en hierro del diagrama Fe-Fe₃C hasta 2% de carbono. Por encima de 2% y hasta 6.67% de carbono están comprendidos los hierros fundidos o fundiciones de hierro. La figura I.1 muestra el diagrama de fases Fe-Fe₃C desde 0% a 6.67% en peso de carbono.

En el extremo izquierdo del diagrama hay una descomposición peritética a 1495°C la cual da origen a la fase γ (austenita) que es una solución sólida cúbica de caras centradas de carbono en hierro, con una solubilidad máxima de 2% a 1148 °C. Esta temperatura coincide con una reacción eutéctica, y el eutéctico tiene una composición de 4.3% de carbono. Es decir, por encima de 1148 °C y entre 2% y 6.67% de carbono se tendrá una mezcla de fases sólida y líquida. A medida que se disminuye la concentración de carbono por debajo de 2%, la temperatura a la cual comienzan a fundir las aleaciones va aumentando según la línea JA.

Figura I. 1 Diagrama de fases Fe-Fe₃C

A la temperatura de 727°C hay una reacción eutectoide con una concentración de 0.8% de carbono. Esta reacción se debe a la descomposición de una fase sólida γ (austenita) en dos fases sólidas nuevas: perlita (α) y cementita (Fe_3C).

Según se muestra en la figura I.1, el diagrama Fe-Fe₃C se divide en varias zonas. La fase δ , de alta temperatura, no tiene gran importancia industrial. La zona de solución sólida y desaparece por debajo de 727°C en los aceros al carbono pero puede ser retenida hasta la temperatura ambiente por el agregado de aleantes. Por otra parte, si se enfría lentamente una aleación desde el intervalo austenítico, esta austenita se descompone en cristales primarios y eutectoide según su composición química. Por debajo de 727°C y hasta la composición del inter metálico Fe₃C, todas las aleaciones tendrán presentes en su estructura un eutectoide llamado perlita, siempre y cuando el enfriamiento sea lo suficientemente lento [10].

VALOR DEL CARBONO EQUIVALENTE

Un hierro puede solidificar como gris, blanco o dúctil dependiendo principalmente del valor del eutéctico y de la velocidad de enfriamiento, pero antes de intentar evaluar el efecto de la velocidad de enfriamiento, el efecto de la composición debe ser simplificado. La simplificación que con mayor frecuencia se emplea es el valor del carbono equivalente.

$$CE = \%C_{TOTAL} + \frac{\%Si + \%P}{3}$$

El valor del carbono equivalente (CE) indica inmediatamente cuando un hierro es hipoeutéctico o hipereutéctico. Así, un hierro con un contenido de carbono total de 3.2%, 2.0% de silicio y 0.4% de fósforo tiene un valor CE de 4.0 y es hipoeutéctico. Un hierro con 3.2% de carbono, 2.0% de silicio y 1.3% de fósforo tiene un valor CE de 4.3 y es eutéctico. Un hierro con 3.25% de carbono, 2.9% de silicio y 1.3% de fósforo tiene un valor CE de 4.6 y es hipereutéctico.

La solubilidad del carbono en el hierro líquido depende de la temperatura y de otros elementos presentes, resaltando el silicio y el fósforo.

En general, entre menor es el valor CE, mayor es la tendencia de un hierro para solidificar como hierro blanco. El periodo de solidificación determina si un hierro fundido dado será gris, blanco o dúctil [2].

I.1.2 CLASIFICACIÓN DE LOS HIERROS FUNDIDOS

El hierro fundido es esencialmente una aleación Hierro – Carbono que contiene otros elementos importantes tales como silicio, fósforo, manganeso y azufre, los cuales modifican la estructura y las propiedades de la aleación resultante.

El hierro puro funde a 1538 °C. El eutéctico del hierro y el carbono ocurre con un contenido de carbono entre 4.2% y 4.3% con un punto de fusión de 1148 °C. Este punto varía ligeramente con el contenido de silicio y regularmente cae entre 1135°C y 1150°C. Si el contenido de azufre es del 1%, el eutéctico ocurriría aproximadamente al 3.97% de carbono. Si además el contenido de fósforo es del 1% (y el silicio permanece en 1%), el eutéctico ocurriría aproximadamente al 3.96% de contenido de carbono.

Un hierro fundido puede ser hipoeutéctico, eutéctico o hipereutéctico dependiendo del contenido de carbono en él y sobre todo del valor CE, esto es de importancia, ya que no sólo el punto de solidificación inicial (línea liquidus) depende de ello, sino también la forma en que se da la solidificación y la estructura final de la aleación.

Los hierros fundidos comerciales tienen un contenido de carbono entre 1.8% y 4%. La composición química, así como la velocidad de solidificación de la aleación determinan el tipo de hierro fundido que se obtendrá. Así, existen cuatro tipos de hierros fundidos: hierro blanco, hierro gris, hierro maleable y hierro dúctil.

A continuación se describen, de manera general, los diferentes tipos de hierros fundidos desde el punto de vista metalúrgico.

HIERRO FUNDIDO BLANCO

Si el hierro está en condiciones cercanas al valor del eutéctico, el contenido de silicio es bajo, contiene apreciables cantidades de carburo, elementos estabilizadores, o si la velocidad de enfriamiento es suficientemente rápida; la formación de grafito no ocurre, la solidificación toma lugar primero por la formación de dendritas de austenita, y las áreas interdendríticas permanecerán con gran cantidad de carbono y solidificarán como un eutéctico de carburo de hierro y austenita, conocido como ledeburita. Una vez solidificado,

y continuando el enfriamiento a una temperatura alrededor de 720°C y 750°C, la austenita (la cual es hierro γ y con carbono en solución) transforma a hierro α , en el cual el carbono es sustancialmente insoluble. El carbono es entonces rechazado y produce carburo de hierro en forma de laminillas alternadas con laminillas de hierro α para formar una matriz de perlita. El carburo de hierro inicialmente formado no sufre cambios posteriores. A la aleación resultante se le conoce como hierro blanco. La estructura de un hierro blanco, por lo tanto, consiste en dendritas primarias de perlita con áreas inter dendríticas de ledeburita transformada, la cual es básicamente una estructura de carburo de hierro y perlita. Las áreas de perlita se forman a partir de la austenita original.

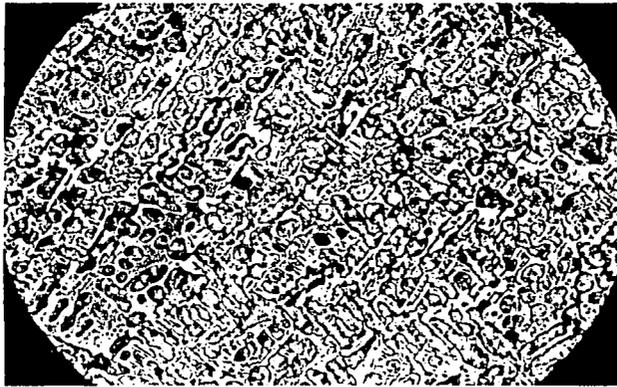


Figura 1. 2 Imagen correspondiente a un hierro blanco perlítico. Amplificación 66X

En algunos casos la austenita producida durante la solidificación eutéctica final del carburo de hierro y la austenita se deposita en las ya existentes dendritas de austenita, y el área interdendrítica será predominantemente carburo. La estructura final consistirá, entonces, de dendritas de perlita limitadas por cementita conteniendo muy pequeñas cantidades de perlita eutéctica transformada.

El hierro fundido blanco tiene una estructura muy dura y quebradiza. La apariencia de la fractura de una pieza fabricada de este material es brillante, de allí que se le llame hierro blanco [2,5].

HIERRO FUNDIDO DÚCTIL

También es conocido como hierro nodular o hierro con grafito esferoidal. En este tipo de hierro el grafito está presente en forma de pequeñas esferas. En el hierro dúctil el grafito eutéctico se separa del hierro líquido durante la solidificación de manera similar a como lo hace el grafito eutéctico que se separa en el hierro gris. Sin embargo, debido a los aditivos que son introducidos en el hierro líquido justo antes de fundir, magnesio y/o cerio, el grafito crece como esferas más que como hojuelas, que son características del hierro gris. El grafito nodular en el hierro dúctil le da una mayor resistencia y una mayor ductilidad en comparación con un hierro gris con una composición química similar.

Generalmente, la composición de un hierro dúctil sin alear es similar a la del hierro gris. Además, ambos son producidos con las mismas materias primas, pero aquellas usadas en el hierro dúctil son de más alta pureza.

La formación de grafito durante la solidificación causa un incremento en el volumen lo que en parte contrarresta la pérdida de volumen debida al cambio de fase de líquido a sólido del metal [2,5,18].

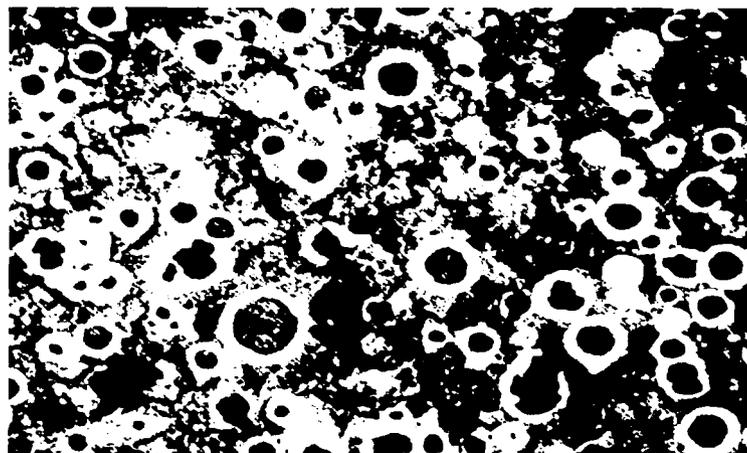


Figura I. 3. Hierro dúctil, nódulos de grafito (esferulitas) dentro de envoltentes de ferrita libre, todo en una matriz de perlita(100X)

HIERRO FUNDIDO MALEABLE

Está es una fundición ferrosa que inicialmente es producida como un hierro fundido blanco que después es tratado térmicamente para convertir la fase de carbono contenida como carburo a una forma nodular de grafito llamado carbono templado. Hay dos tipos de hierro maleable: blackheart y whiteheart. El primero tiene una matriz de ferrita con nódulos de carbono dispersados. Puede ser ferrítico o martensítico.

Debido al proceso de elaboración del whiteheart, el material que se obtiene presenta una superficie con una descarbonización profunda, la cual es totalmente ferrítica, pero llega a ser perlítica por debajo de la superficie y gradualmente se fusiona en un centro perlítico conteniendo nódulos de grafito o carbono templado.

El hierro maleable, como el hierro dúctil, posee considerables niveles de ductilidad y dureza debido a su combinación de nódulos de grafito en forma de esferas en una matriz metálica de bajo carbono. Por la manera en que se forma el grafito, sin embargo, los nódulos no son realmente esféricos pero lo son más que otros agregados irregulares.

El hierro maleable se caracteriza por una microestructura consistente de partículas finas de carbono libre uniformemente dispersadas en una matriz de ferrita o martensita [2,5].

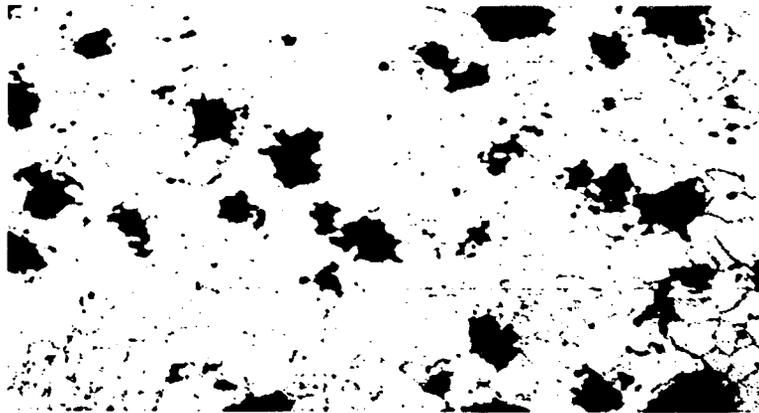


Figura I. 4. Hierro maleable, nódulos de grafito en una matriz de ferrita (100X)

HIERRO FUNDIDO GRIS

En hierros hipoeutécticos, la primera fase a ser depositada de la fundición es la austenita (una solución sólida de carbono en hierro la cual cristaliza en la forma de dendritas cuya longitud y forma depende de los gradientes de temperatura). Las dendritas de austenita crecen y el líquido remanente incrementa su contenido de carbono hasta que la temperatura y la concentración del eutéctico son alcanzadas. La solidificación comienza de un número de centros o núcleos, cada uno con un frente de cristalización aproximadamente esférico, y la deposición de grafito y austenita ocurre simultáneamente. Finalmente, estas celdas eutécticas chocan entre sí y consumen el líquido remanente. La austenita de las dendritas y la del eutéctico llegan a ser continuas y la estructura aparece como una dispersión de hojuelas de grafito en una matriz de austenita. Después de la solidificación, la estructura de las celdas eutécticas y la orientación aleatoria de las dendritas primarias de austenita que atraviesan la estructura está esencialmente completa.



Figura I. 5 Imagen correspondiente hierro gris clase 30 con grafito tipo A. amplificación 500X

Los productos debidos a la transformación de la austenita al enfriarse (alrededor del intervalo de temperatura crítica 720°C - 830°C), dependen de la velocidad de enfriamiento y la composición del material pero, bajo condiciones normales, consistirá de perlita, o grafito y ferrita, o mezclas de los tres.

Donde la transformación eutectoide produce grafito y ferrita, el grafito es depositado sobre las ya existentes hojuelas de grafito. La formación de ferrita es más probable a ocurrir con

bajas velocidades de enfriamiento, con altos contenidos de silicio (los que reducen la estabilidad del carburo de hierro), con altos valores de carbono equivalente, o con grafito fino subenfriado.

La formación de estructuras totalmente perlíticas ocurre con más frecuencia cuando las velocidades de enfriamiento son moderadamente rápidas, o con valores de carbono equivalente bajos.

Si el hierro es enfriado muy rápido, a través de la temperatura crítica (por ejemplo, enfriado en aceite), la transformación de austenita a ferrita puede ser suprimida y una matriz dura de martensita puede ser formada [2,5,18].

En la siguiente tabla se muestran la composición química de los diferentes tipos de hierros fundidos descritos anteriormente.

Elemento	Hierro gris (% en peso)	Hierro blanco (% en peso)	Hierro maleable (% en peso)	Hierro dúctil (% en peso)
Carbono	2.5-4.0	1.8-3.6	2.0-2.6	3.0-4.0
Silicio	1.0-3.0	0.5-1.9	1.1-1.6	1.8-2.8
Manganeso	0.25-1.0	0.25-0.8	0.2-1.0	0.1-1.0
Azufre	0.02-0.25	0.06-0.2	0.04-0.18	0.03 máx.
Fósforo	0.05-1.0	0.06-0.18	0.18 máx.	0.1 máx.

Tabla I.1 Composición típica de los diferentes tipos de hierros fundidos

CLASIFICACIÓN DE LOS HIERROS GRISES

Una clasificación simple y conveniente de los hierros grises es encontrada en la especificación ASTM A48, la cual clasifica los varios tipos de hierro gris en términos de la resistencia a la tracción expresada en miles de libras por pulgada cuadrada (Ksi). La clasificación ASTM no es una escala de superioridad ascendente de una clase a otra, ya que en muchas aplicaciones la resistencia no es el mejor criterio para la selección de un hierro gris. Esta clasificación va de la clase 20 (con mínima resistencia a la tracción 140 MPa) a la clase 60 (con mínima resistencia a la tracción 410 MPa).

Generalmente, puede asumirse que las siguientes propiedades de los hierros grises se incrementan con el aumento de la resistencia a la tracción de la clase 20 a la clase 60: todas las resistencias, incluyendo la resistencia a temperatura elevada; capacidad de producir un acabado fino en el maquinado; módulo de elasticidad; resistencia al desgaste.

Por otro lado, las siguientes propiedades disminuyen con el incremento de la resistencia a la tracción: maquinabilidad, resistencia al choque térmico, capacidad de amortiguación, capacidad para ser fundido en secciones delgadas.

MICROESTRUCTURA.

La microestructura usual de un hierro gris es una matriz de perlita predominantemente, con hojuelas de grafito dispersas por todas partes. La cantidad, tamaño y distribución del grafito son importantes. El grafito en hojuelas es uno de los siete tipos de grafito (en cuanto a forma) establecido en ASTM A247. Las hojuelas de grafito son subdivididas en cinco tipos (patrones), los cuales son designados por las letras de la A a la E. [2,5,8,18]

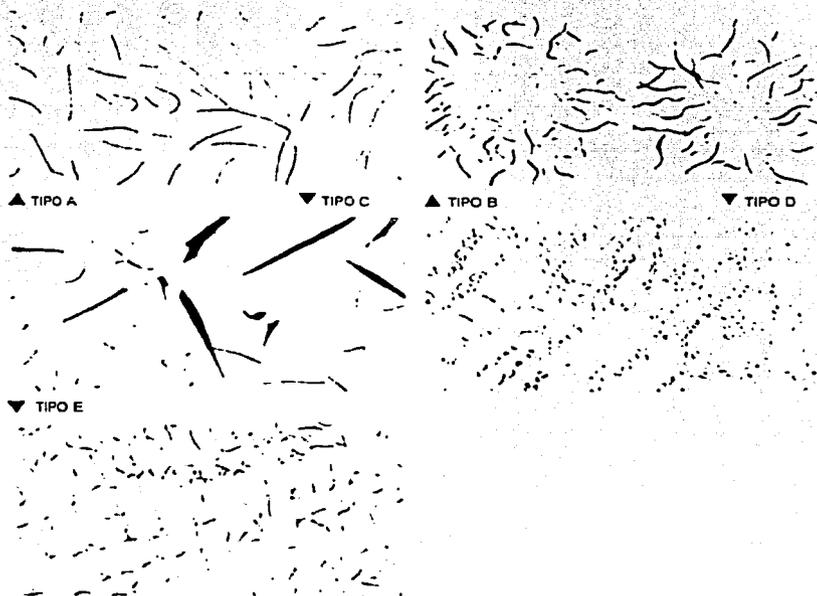


Figura I. 6 Tipos de grafito en los hierros grises según la norma ASTM A247

I.1.3 PROPIEDADES DEL HIERRO FUNDIDO GRIS

Dado que este trabajo se aboca al estudio de la laminación de un hierro fundido gris, en este apartado se describirán más ampliamente las propiedades de este tipo de hierro fundido.

Cuando la composición del hierro y la velocidad de enfriamiento en la solidificación son adecuadas, una porción sustancial del contenido de carbono se separa del líquido para formar hojuelas de grafito. Cuando una pieza hecha de esta aleación solidificada es fracturada, la trayectoria de la fractura sigue las hojuelas de grafito, y la superficie de ésta aparece de color gris (de ahí su nombre), por causa del predominio del grafito expuesto.

El hierro gris tiene varias propiedades únicas que son derivadas de la existencia de hojuelas de grafito en la microestructura. El hierro gris puede ser maquinado fácilmente en niveles de dureza que proporcionan buena resistencia al desgaste. Es resistente al desgaste bajo condiciones de lubricación límite, también es resistente a la vibración y a los choques térmicos moderados.

Los hierros fundidos son aleaciones de hierro, carbono y silicio en la cual hay más carbono presente que el que puede ser retenido en solución sólida en la austenita a la temperatura del eutéctico. En el hierro gris, el carbono que excede la solubilidad en austenita precipita como hojuelas de grafito. Los hierros grises usualmente contienen 2.5% al 4% de carbono y 1% al 3% de silicio.

DUREZA Y RESISTENCIA

Aunque la clasificación básica de los hierros grises está basada en la resistencia a la tracción y muchas de las características de uso en el diseño están relacionadas a esta propiedad, la dureza Brinell es la propiedad medible más comúnmente usada.

Una relación directa entre dureza y resistencia es comúnmente empleada debido a que la prueba de dureza es mucho más fácil de realizar y usualmente es "no destructiva", dependiendo de la aplicación posterior de la pieza. La dureza puede ser efectivamente

usada para indicar las propiedades a tracción de un hierro gris si una relación es establecida con limitaciones en cuanto al tipo de hierro gris para el cual es aplicada.

Los valores de dureza para el hierro gris no son directamente comparables a los correspondientes a otros metales debido a la influencia del grafito en su microestructura.

PROPIEDADES A TRACCIÓN

Las propiedades relacionadas, resistencia a la tracción, esfuerzo de fluencia, ductilidad y módulo elástico, pueden ser determinadas de una prueba de tracción convencional. De éstas, sólo la resistencia a la tracción es rutinariamente determinada para el hierro gris. Es usada en muchas especificaciones para designar las varias clases de hierro gris (como la ASTM A48) porque otras propiedades mecánicas están relacionadas a la resistencia última.

La resistencia de fluencia no está especificada y no se determina generalmente en pruebas para el hierro gris debido a que su punto de fluencia no es realmente evidente, además de que ésta no es una prueba significativa del material ya que el hierro gris es considerado un material básicamente frágil, sin embargo, puede exhibir deformación permanente, ésta es menor que el uno por ciento en deformación real en una prueba a tracción a temperatura ambiente.

En la prueba a tracción de un hierro gris no ocurre un cambio abrupto en la relación esfuerzo – deformación¹ que es típicamente asociado con el punto de fluencia. El método convencional de OFFSET para designar el esfuerzo de fluencia puede ser usado sobre la curva esfuerzo – deformación con 0.1% ó 0.2% de OFFSET en deformación. Éste dará valores aproximados a la resistencia última. El esfuerzo o carga de prueba que producirá 0.1% de deformación permanente estará en el intervalo del 65% al 80% de la resistencia a la tracción del hierro gris. El máximo esfuerzo permisible para el hierro gris es usualmente establecido como una fracción de la resistencia a la tracción. Esto es

¹ En el anexo A se hace una revisión más detallada de las generalidades de la relación esfuerzo – deformación.

generalmente eficiente usando la resistencia a la tracción en el diseño con un factor de seguridad.

RELACIÓN ESFUERZO – DEFORMACIÓN

La relación esfuerzo - deformación para un hierro gris es una curva de incremento de inclinación continua, como las que se muestran en la figura I.7. Una porción es elástica y otra plástica (figura I.8)

Cuando el metal ha sido esforzado suficientemente para causarle deformación permanente, su relación esfuerzo – deformación en carga subsecuente es cercanamente lineal hasta el máximo esfuerzo que había sido aplicado previamente. Este efecto es solamente significativo a altos niveles de esfuerzo.

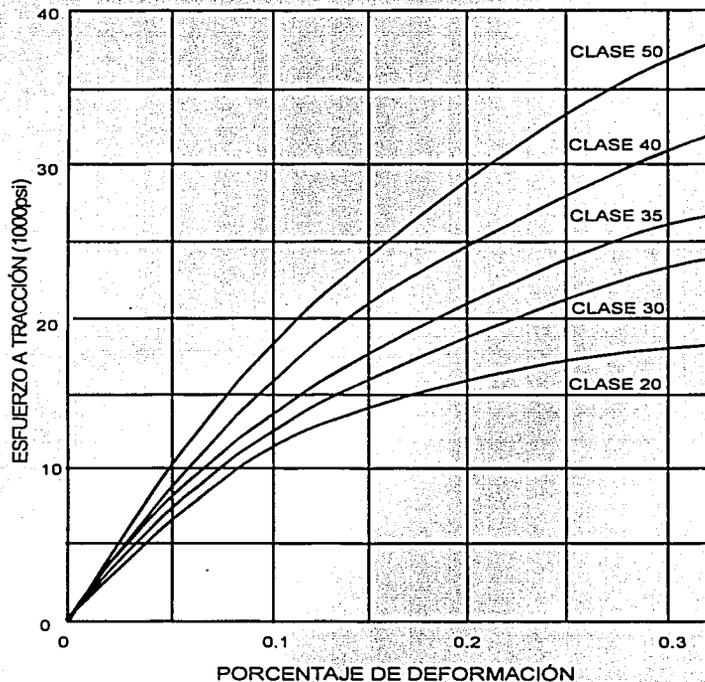


Figura I. 7 Relación Esfuerzo – Deformación para diferentes clases de hierro gris

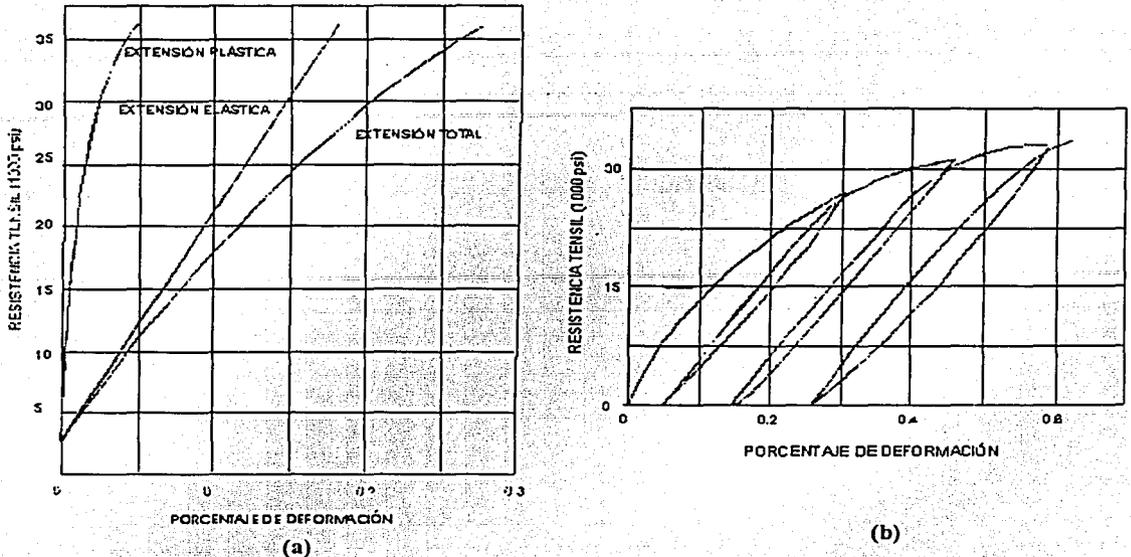


Figura I. 8 (a) Deformación total en un hierro gris. Consiste de una porción elástica y una porción plástica; (b) Curva esfuerzo – deformación para un hierro gris en la cual la carga fue removida para mostrar la deformación permanente

ELASTICIDAD Y DEFORMACIÓN.

La relación esfuerzo – deformación en un hierro gris no es constante, pero cambia con el esfuerzo. El hierro gris se elonga elásticamente bajo cargas moderadas y regresa a su forma original cuando la carga es retirada justo como sucede con otros metales. Como se indicó anteriormente, aun cuando el hierro gris es considerado frágil, puede ser deformado permanentemente una cantidad medida en una prueba a tracción a temperatura ambiente.

El módulo de elasticidad del hierro gris no es una constante debido a las características de la relación esfuerzo – deformación de este material, y varía con las clases de hierro y la carga aplicada. Por otra parte, las propiedades elásticas del hierro gris requieren de una consideración especial porque son diferentes de aquellas correspondientes a otros metales de ingeniería.

Convencionalmente el módulo de elasticidad es el valor de la pendiente de la relación esfuerzo – deformación en la zona anterior a la deformación permanente. Sin embargo, y debido a la curvatura de esta relación, el módulo de elasticidad para el hierro gris no puede ser expresado correctamente como un valor único de la pendiente. Existen dos formas para obtener una aproximación de este valor. El valor más comúnmente citado es el módulo secante el cual representa la inclinación de una línea recta del origen de la no carga a la curva en un 25% del esfuerzo último de tracción. El módulo tangente está basado en la inclinación de la curva esfuerzo – deformación en la zona de no carga. En la mayoría de las aplicaciones ingenieriles se utiliza el módulo secante.

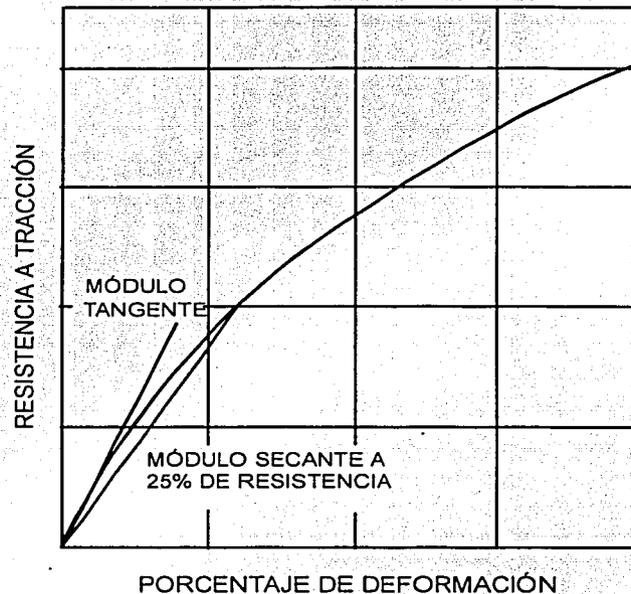


Figura I. 9 Representación del módulo elástico tangente y del módulo elástico secante

El esfuerzo es la carga por unidad de área, (expresada en libras por pulgada cuadrada, [psi], o en Newton por metro cuadrado, Pascal, [Pa]), que es aplicada al metal. La deformación es el movimiento resultante del metal debido a la carga, y se expresa en milímetros de elongación por milímetros de longitud o como porcentaje.

PROPIEDADES A COMPRESIÓN.

Las hojuelas de grafito en el hierro gris tienen mucho menor influencia sobre sus propiedades a compresión que sobre las propiedades a tracción. Así, la resistencia a la compresión del hierro gris es excepcionalmente alta y es 3 ó 4 veces su resistencia a la tracción.

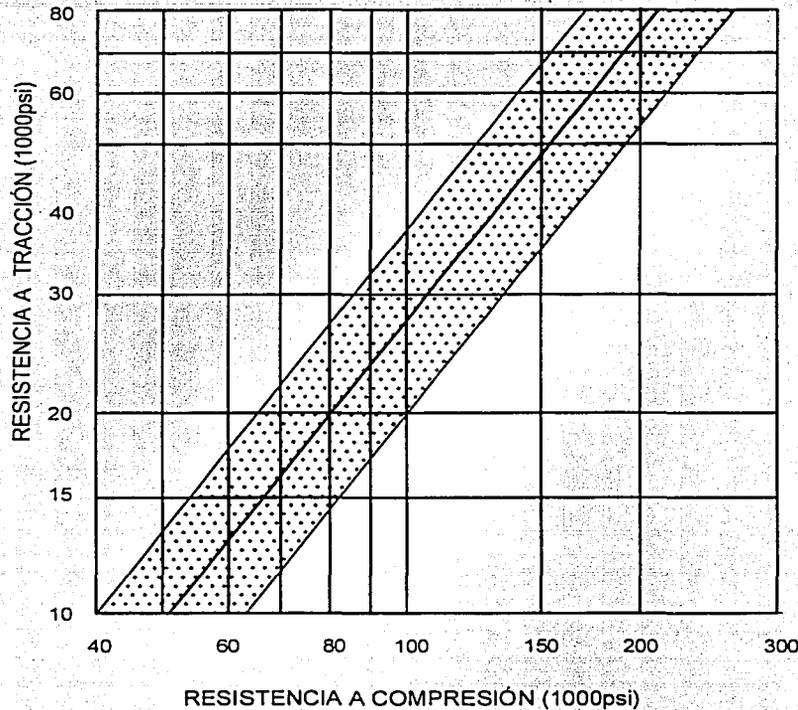


Figura I. 10 Relación entre la resistencia a la tracción y la resistencia a la compresión para un hierro gris

Los factores que influyen en la resistencia a la compresión son los mismos que aquellos que influyen en la resistencia a la tracción. La cantidad y forma del grafito en el hierro gris no es tan importante para la resistencia a la compresión como lo es para la resistencia a la tracción; sin embargo, la dureza puede ser más cerradamente correlacionada a la resistencia a la compresión que a la resistencia a la tracción.

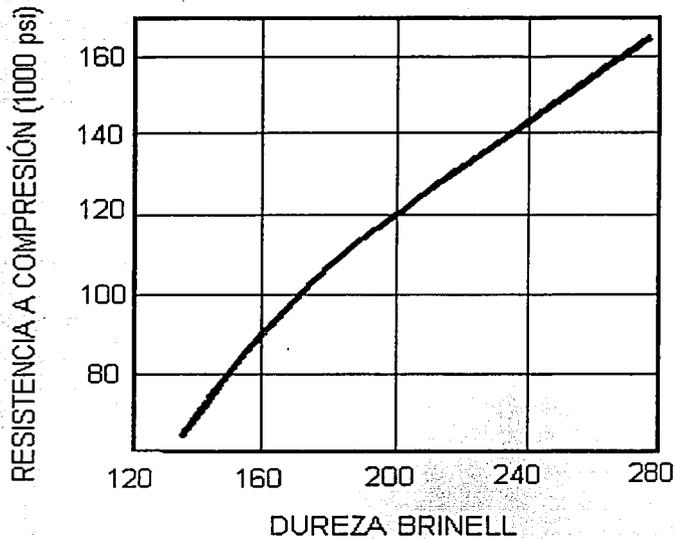
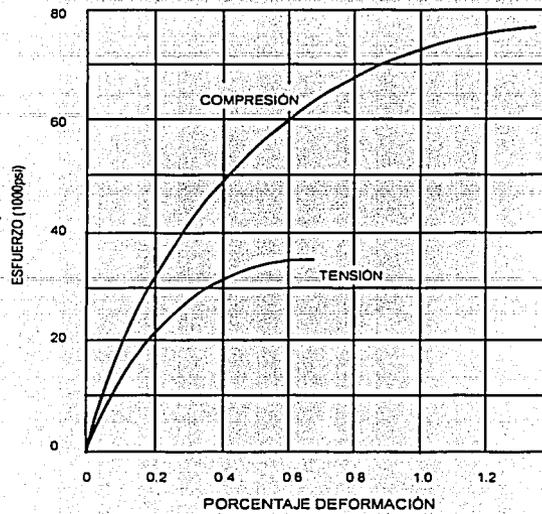
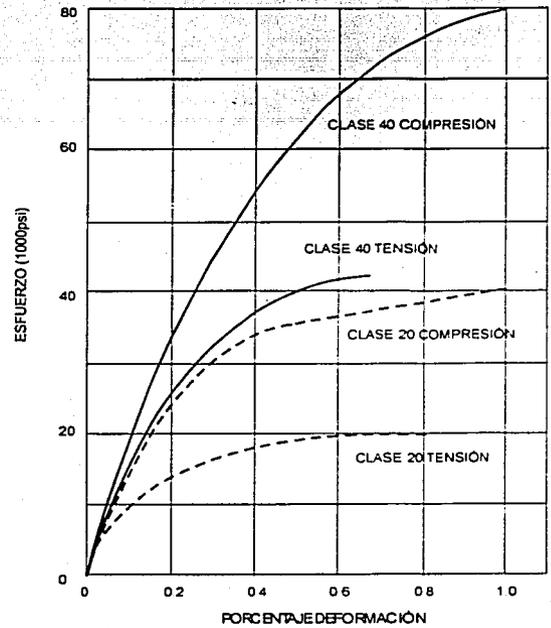


Figura I. 11 Relación entre la resistencia a la compresión y la dureza Brinell para un hierro gris

La relación esfuerzo – deformación en compresión para un hierro gris es similar a aquella en tracción a bajos niveles de esfuerzo, pero se desvía a altas cargas porque el módulo de elasticidad en compresión es más cercanamente constante con el incremento de esfuerzos. Así, el módulo tangente en tracción puede ser apropiadamente usado como el módulo elástico en compresión para cálculos ingenieriles. El esfuerzo compresivo para el cual se produce 0.1% de deformación permanente es aproximadamente dos veces el esfuerzo de tracción para la misma deformación.



(a)



(b)

Figura I. 12 (a) Comparación entre las relaciones Esfuerzo – Deformación de tensión y de compresión de los hierros grises. (b) Comparación entre las relaciones Esfuerzo – Deformación para las clases 40 y 20

Dado que en este trabajo se pretende determinar la capacidad de deformación de un hierro gris laminándolo a diferentes temperaturas, por lo cual el material sufrirá deformaciones tanto en frío como en caliente, es necesario hacer una revisión de los aspectos que caracterizan a tal fenómeno, así como también del proceso de laminación. A continuación se abordarán dichos temas.

I.2 DEFORMACIÓN EN FRÍO Y DEFORMACIÓN EN CALIENTE

Los procesos de conformado son comúnmente clasificados en operaciones de deformación o trabajo en caliente y en frío.

El trabajo en caliente está definido como una deformación bajo condiciones de temperatura y velocidad de deformación, tales que el proceso de recuperación tiene lugar simultáneamente con la deformación. Por el otro lado, el trabajo en frío es un proceso de deformación llevado a cabo bajo condiciones donde el proceso de recuperación no es efectivo. En el primero, el endurecimiento por deformación y la distorsión de los granos de la estructura del metal producida por la deformación son rápidamente eliminados por la formación de nuevos granos libres como resultado de la recristalización.

Muy grandes deformaciones son posibles por trabajo en caliente porque el proceso de recuperación va de la mano con la deformación. El trabajo en caliente se da en un flujo de esfuerzos esencialmente constante y, como este flujo decreta con el incremento de la temperatura, la energía necesaria para la deformación es generalmente mucho menor que la necesaria para el trabajo en frío.

Dado que el endurecimiento por deformación es relevante en el trabajo en frío, el flujo de esfuerzos se incrementa con la deformación. Por lo tanto, la deformación total que es posible sin causar fracturas es menor para el trabajo en frío que para el trabajo en caliente, a menos que los esfuerzos inducidos por el trabajo en frío sean eliminados por recocido.

Es importante resaltar que la distinción entre trabajo en frío y trabajo en caliente no depende de una temperatura arbitraria de deformación. La temperatura de la pieza de trabajo durante la deformación depende de:

- 1) la temperatura inicial de las herramientas y el material;
- 2) la generación de calor debida a la deformación plástica;
- 3) la generación de calor en la interfase del útil y el material; y
- 4) la transferencia de calor entre el material deformado y las herramientas y el medio que los rodea.

I.2.1 TRABAJO EN CALIENTE

El trabajo en caliente se refiere a la deformación llevada a cabo bajo condiciones de temperatura y porcentaje de deformación, tales que la recuperación ocurre sustancialmente durante dicho proceso, de modo que deformaciones grandes pueden obtenerse sin un endurecimiento por deformación. Los procesos de trabajo en caliente (laminación, forja o extrusión) son usados típicamente en el primer paso para convertir un lingote fundido en un producto intermedio.

La deformación en el trabajo en caliente es grande comparada con la prueba a tracción o la de termoflurncia (creep). El trabajo en caliente es llevado a cabo a temperaturas sobre $0.6 T_m$ (T_m es la temperatura de fusión del metal) y altos porcentajes de deformación.

Las consecuencias del trabajo en caliente no sólo son el decremento en la energía requerida para deformar el metal y el incremento en la capacidad para fluir sin fractura, sino también la rapidez en la difusión de las temperaturas del trabajo en caliente permite aumentar la homogeneidad química de la estructura fundida. Los rechupes y poros son eliminados por la fusión de estas cavidades, y los granos columnares burdos de la fundición son rotos y refinados en pequeños granos equiaxiales recristalizados. Todos estos cambios estructurales en el metal dan como resultado un aumento en la ductilidad y un decremento en la fragilidad del estado fundido.

No obstante, hay ciertas desventajas en el trabajo en caliente. Debido a las altas temperaturas involucradas, la superficie entre el metal y el horno reacciona lo que puede ser un problema grave. Generalmente, el trabajo en caliente se hace con la presencia de aire, lo que acarrea la oxidación del metal, y una cantidad considerable de metal puede ser perdido.

I.2.2 TRABAJO EN FRÍO

Durante el proceso de cambio de forma que acompaña al trabajo en frío, el volumen de la masa permanece constante y un incremento en la longitud, tal como en el laminado, es acompañado de una disminución del espesor.

Los metales están compuestos de granos y si no están deformados dichos granos aparecen equiaxiales (figura I.13(a)) y la estructura será isotrópica (figura I.13 (b)).

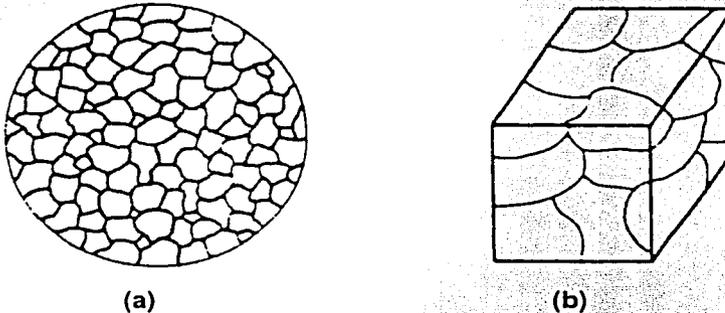


Figura I. 13 Los granos de un metal sin deformación tienen granos equiaxiales (a) y estructura isotrópica (b)

Cuando una deformación es aplicada a una estructura formada por un tipo de granos deformables, estos llegan a ser alargados como se muestra en la figura I.14. Al mismo tiempo las propiedades mecánicas llegan a ser direccionales y la estructura y propiedades son anisotrópicas. El comportamiento de una estructura dúplex es muy similar, excepto que las dos fases o tipos de granos α y β , son capaces de reaccionar de una manera diferente al proceso de deformación. La fase α puede ser suave y dúctil, mientras que la fase β puede ser dura y quebradiza. Por tanto β , tenderá a la fractura y aparece en forma de fragmentos orientados o fibras en la dirección longitudinal. Una estructura dúplex tenderá a llegar a ser más anisotrópica que una estructura de una sola fase.



Figura I. 14 Granos metálicos alargados debido a un proceso de deformación

A muy altos grados de deformación la estructura aparece fibrosa porque los granos han sido tan alargados que pierden sus características individuales.

La deformación también afecta las propiedades mecánicas, tales como la dureza, la resistencia a la tracción y el esfuerzo de fluencia, todos son incrementados al máximo, mientras que la ductilidad cae a un valor muy bajo. La tenacidad se incrementa con el trabajo hasta un máximo y luego decrece gradualmente.

A mayor intensidad de trabajo en frío mayor anisotropía. Pruebas mecánicas en las tres direcciones perpendiculares presentarán deformaciones diferentes según la tenacidad, siendo la más propensa a variación, la debida a la anisotropía. La mejor combinación de propiedades es, por lo general, encontrada en la dirección longitudinal y la peor en la dirección transversal [1,7,11,15].

I.3 EL PROCESO DE LAMINACIÓN

El proceso de deformación plástica de un metal por pasarlo entre rodillos es conocido como laminación. Éste es el más usado para metales porque permite una alta producción y un alto control del producto final.

Al deformar un metal entre rodillos, el metal está sujeto a altos esfuerzos de compresión por la acción de presionar que ejercen los rodillos, y en la superficie existen esfuerzos cortantes como resultado de la fricción entre los rodillos y el metal.

En la laminación convencional, ya sea en frío o en caliente, el objetivo principal es reducir el espesor del metal. De forma ordinaria existe un incremento en el ancho del metal, y del decremento de espesor resulta un incremento en la longitud.

I.3.1 MOLINOS DE LAMINACIÓN

Los molinos de laminación consisten básicamente de rodillos, rodamientos, una caja que contiene estas partes, y un control (motor) para dar potencia a los rodillos y controlar su velocidad. Las fuerzas involucradas pueden fácilmente ser de varios millones de libras. Para esto, se necesita una construcción muy rígida, y motores muy grandes para proporcionar la potencia necesaria. El proceso de laminación tiene varias versiones por lo que tiene su propia clasificación. Ésta puede ser de acuerdo al arreglo de los rodillos en el bastidor en el molino o de acuerdo con el arreglo de los bastidores en secuencia.

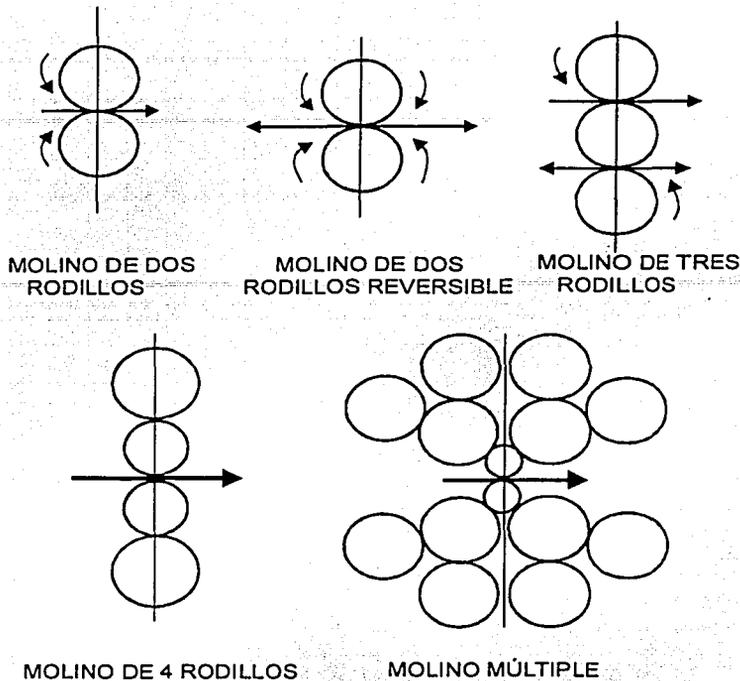


Figura I. 15 Diferentes tipos de molinos de laminación

El molino de dos rodillos fue el primero y el más simple pero su capacidad de producción tiende a ser baja debido al tiempo que se pierde al tener que regresar el metal al frente del tren o molino

Obviamente esto condujo al molino reversible de dos rodillos donde el metal puede ser laminado en ambas direcciones. Este molino está limitado por la longitud que puede manejar y si la velocidad de laminado se aumenta, el resultado casi es el mismo debido al incremento del tiempo requerido para invertir la rotación en cada pasada. Lo anterior fija una longitud máxima económica de alrededor de 10 m.

El siguiente desarrollo fue el molino de laminación de tres rodillos, el cual tenía las ventajas de los molinos reversibles de dos rodillos. Estos molinos deben tener, por supuesto, mesas elevables en ambos lados de los rodillos. La holgura en un molino de

tres rodillos no puede ser ajustada entre pasadas, por ello deben cortarse ranuras o canales en la superficie del rodillo para lograr diferentes reducciones.

Los tres tipos de molinos de laminación descritos arriba, tienen la desventaja de que todas las etapas del laminado son efectuadas en la misma superficie del rodillo y la calidad de la superficie del producto tiende a ser baja. Los cambios de rodillo en estos molinos son relativamente frecuentes y requieren de tiempo. Es por ello que se usan para el laminado primario, donde se requiere un rápido cambio de forma, aun a expensas de la calidad de la superficie.

Los molinos de cuatro rodillos son un tipo especial de molino de dos rodillos, en un intento por reducir la carga de laminado el diámetro del rodillo de trabajo se disminuye.

Existe, sin embargo, el riesgo de que el rodillo se flexione, lo cual se evita soportando los pequeños rodillos de trabajo por rodillos grandes de apoyo. El diámetro de los rodillos de apoyo no puede ser mayor que dos a tres veces el de los rodillos de trabajo, y como el diámetro de los rodillos de trabajo disminuye más y más (para acomodar los procesos con excesivas altas cargas de laminado) el tamaño de los rodillos de apoyo debe también reducirse.

La principal objeción de los rodillos tradicionales es su tendencia a doblarse debido a su diseño inherente (el principio de la viga).

Sendzimir propuso un diseño el cual eliminó esta limitación. En este diseño los rodillos de trabajo son soportados sobre toda su superficie por un arreglo de rodillos de apoyo.

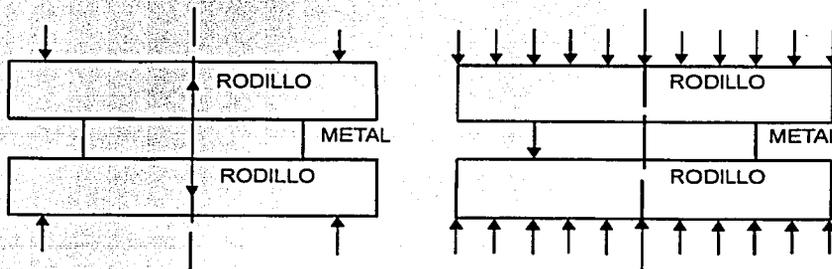


Figura I. 16 (a) Rodillos tradicionales, (b) Diseño propuesto por Sendzimir

Los molinos de laminación continua pueden ser clasificados de acuerdo al arreglo de los stands o los pasos.

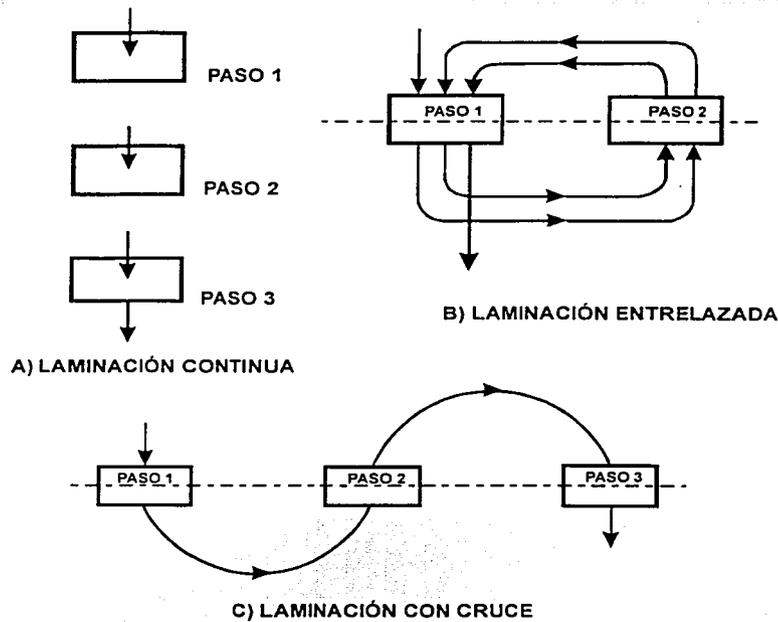


Figura I. 17 Clasificación de los molinos de laminación continua

I.3.2 PARÁMETROS INVOLUCRADOS EN EL PROCESO DE LAMINACIÓN

La carga necesaria para deformar un material por laminación está dada por la expresión:

$$C.L. = \sigma_0 W \sqrt{R \Delta h}$$

donde C.L. es la carga de laminado, σ_0 es el esfuerzo de cedencia del material, W es el ancho de la muestra, R es el radio de los rodillos y Δh es la reducción de espesor. Además, la reducción de espesor máxima está dada por la aproximación:

$$\Delta h_{\text{máx}} \approx \mu^2 R$$

donde μ es el coeficiente de fricción entre el material y los rodillos.

Una observación adicional es que el esfuerzo de cedencia varía de manera inversa con la temperatura, es decir si ésta aumenta σ_0 disminuye y viceversa y, por lo tanto, a mayor temperatura es posible una mayor deformación. Un valor elevado de μ permite altas reducciones. A mayores diámetros de los rodillos se obtiene un valor de Δh mayor. Sin embargo, al elevar el producto $R\Delta h$ la carga de laminado se incrementa.

En el anexo B se detalla sobre las cargas involucradas en la laminación.

I.4 SUPERPLASTICIDAD EN ALEACIONES FERROSAS

La idea de obtener una estructura superplástica en un hierro fundido tiene su fundamento en una serie de estudios realizados en varias aleaciones ferrosas, entre las que destacan fundiciones blancas. A continuación se indicarán las generalidades de dichos trabajos.

Dada la versatilidad de las aleaciones base hierro, desde la década de los 60's se han llevado a cabo trabajos en los cuales se ha intentado desarrollar superplasticidad en ellas.

La superplasticidad es la propiedad que tienen algunas aleaciones metálicas de poderse deformar varios cientos por ciento antes de fracturarse. Para obtener un comportamiento superplástico considerable se requiere una microestructura con un tamaño de grano fino y estable, $<10\mu\text{m}$, y también una temperatura de deformación mayor a $0.5T_m$, donde T_m es la temperatura de fusión del metal en grados Kelvin. Si esas condiciones se cumplen, un material dado mostrará una alta proporción de deformación dependiendo del flujo de esfuerzos característicos del flujo superplástico que, de acuerdo con los intervalos de velocidad de deformación aprobables, incluyen los intervalos $10^{-4} - 10^{-5} \text{ s}^{-1}$.

Se asume que para un flujo superplástico que el índice de sensibilidad a la velocidad de deformación debe ser $m \geq 0.3$, donde m permanece dentro del intervalo $0.3 - 0.6$ para la mayoría de los materiales superplásticos. El índice m relaciona el flujo de esfuerzos y la velocidad de deformación según la expresión:

$$\sigma = C(\dot{\epsilon})^m$$

donde σ es el flujo de esfuerzos, C es una constante de proporcionalidad, $\dot{\epsilon}$ es la velocidad de deformación y m el índice de sensibilidad a la velocidad de deformación. El valor de m se incrementa con el aumento de la temperatura².

Varias han sido las aleaciones ferrosas en las que se ha desarrollado la propiedad de superplasticidad, tales como aceros al carbono con 1% de C ó más, aceros de ultra alto contenido de carbono (1.2% - 2%); hierros fundidos blancos con contenidos de carbono mayor al 2.1%, algunos aceros aleados y aceros inoxidables.

Se emplearon tratamientos térmicos en un intento por desarrollar microestructuras finas en varias aleaciones Fe - C conteniendo 0.2 - 1.2 %C. las aleaciones fueron austenitizadas, templadas en agua y modificadas en el intervalo de 540 °C a 705 °C para producir finalmente partículas de cementita dispersa en una matriz de pequeños granos de ferrita. Durante la deformación por tracción, se apreció que m se incrementaba con el aumento de temperatura a un máximo de 0.35 a 705 °C para la aleación eutectoide (0.8 %C), que tenía granos de ferrita de 14.6 μm . La máxima deformación fue de 98%.

En aceros con alto contenido de carbono (1.2 % a 2.0 % C) se desarrollaron una variedad de tratamientos térmicos y termomecánicos para obtener una matriz de ferrita de grano muy fino (0.5 a 1.5 μm), conteniendo partículas muy pequeñas esferoidales de Fe_3C (0.1 a 1.5 μm). a las cuales se les aplicó un tratamiento de refinamiento de grano en el intervalo de austenita (1100 °C), seguido por laminación durante el enfriamiento por el intervalo $\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$. La reducción en la laminación fue alrededor de 10% por paso y se alcanzó deformaciones alrededor de 150%.

Aceros con 1.3%, 1.6% y 1.9% C, en la región $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ a 650 °C, mostraron valores de m en el intervalo de 0.35 - 0.50, mientras en la región $\alpha + \gamma$ para temperaturas entre 750 °C y 850 °C los valores de m fueron 0.45 - 0.55. Las elongaciones observadas en estos aceros fueron a 650 °C de 750% deformados a una velocidad de $1.6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ y mayores a

² Ver anexo A.

200% deformados a $1.6 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$. Deformaciones alrededor de 800% fueron alcanzadas a $770 \text{ }^\circ\text{C}$ a una velocidad de $1.6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

Los procedimientos termomecánicos utilizados para obtener superplasticidad en aceros de alto contenido de carbono fueron extendidos para aleaciones que contienen más carbono que el correspondiente a la máxima solubilidad de carbono en austenita (2.11%), y son clasificados como hierros fundidos blancos.

Las aleaciones con contenido entre 2.13 % y 2.36% C y con bajo contenido de silicio y alto de manganeso, fueron laminadas con disminución en la temperatura de $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ a $650 \text{ }^\circ\text{C}$, y entonces laminadas a $650 \text{ }^\circ\text{C}$. Este proceso produjo una deformación real de 240%. Ambas aleaciones tuvieron valores de $m = 0.5$ para un intervalo de temperaturas en las zonas $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ y $\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$.

Los estudios en aceros de bajo y medio contenido de aleantes mostraron que, aunque elongaciones mayores a 400% pudieron ser obtenidas en la región $\alpha + \gamma$ a $727 \text{ }^\circ\text{C}$ para aceros con medio contenido de carbono y manganeso, el comportamiento superplástico fue más marcado a altas temperaturas de deformación, alrededor de los $900 \text{ }^\circ\text{C}$ [14,17].

En cuanto a los hierros fundidos grises, no existe información acerca de comportamiento superplástico en ellos en la literatura. Por ello es que en este estudio se pretende determinar la máxima deformación de un hierro gris y si es posible encontrar comportamiento superplástico en él. Al igual que en los hierros blancos, se aplicará un proceso termomecánico a fin de encontrar, si es posible, superplasticidad en el hierro gris.

CAPÍTULO II

TÉCNICAS EXPERIMENTALES

CAPÍTULO II. TÉCNICAS EXPERIMENTALES

En el presente capítulo, se abordan las técnicas experimentales empleadas para llevar a cabo este estudio, definiendo aspectos teóricos y características de éstas. Las técnicas experimentales usadas son las siguientes:

- Técnica de laminación. Esta técnica fue propuesta para determinar la capacidad de deformación del material en función de la temperatura y su justificación se encuentra más adelante
- Microscopía Electrónica de Barrido (MEB)
- Difracción de Rayos X
- Ensayo de dureza Rockwell

II.1 TÉCNICA DE LAMINACIÓN

Se emplean muestras de hierro fundido gris clase 30 tipo A, cuyas dimensiones son: 4-5mm de espesor, 30 mm de ancho y 70-80 mm de largo. El proceso de laminación se repite para diferentes temperaturas, empezando a temperatura ambiente, aproximadamente 25 °C, y se incrementa la temperatura en 50 °C para cada muestra. Así, se laminan muestras a 25, 100, 150, 200, 250, ... , 850, 900, 950 °C o más. Para cada temperatura se laminan tres muestras.

La técnica de laminación empleada en este trabajo se describe a continuación.

1. La muestra a laminar se calienta en una mufla desde temperatura ambiente hasta la temperatura de laminación correspondiente.
2. A partir de que se alcanza la temperatura de laminación, se da un tiempo para que ésta sea homogénea
3. Una vez que la temperatura es homogénea, la muestra es retirada de la mufla e inmediatamente es laminada en una laminadora de dos rodillos aplicándole una determinada reducción
4. La muestra es regresada a la mufla para que recupere la temperatura de laminación
5. La muestra se vuelve a laminar aumentando la reducción en una cantidad constante

CAPÍTULO II. TÉCNICAS EXPERIMENTALES

En el presente capítulo, se abordan las técnicas experimentales empleadas para llevar a cabo este estudio, definiendo aspectos teóricos y características de éstas. Las técnicas experimentales usadas son las siguientes:

- Técnica de laminación. Esta técnica fue propuesta para determinar la capacidad de deformación del material en función de la temperatura y su justificación se encuentra más adelante
- Microscopía Electrónica de Barrido (MEB)
- Difracción de Rayos X
- Ensayo de dureza Rockwell

II.1 TÉCNICA DE LAMINACIÓN

Se emplean muestras de hierro fundido gris clase 30 tipo A, cuyas dimensiones son: 4-5mm de espesor, 30 mm de ancho y 70-80 mm de largo. El proceso de laminación se repite para diferentes temperaturas, empezando a temperatura ambiente, aproximadamente 25 °C, y se incrementa la temperatura en 50 °C para cada muestra. Así, se laminan muestras a 25, 100, 150, 200, 250, ... , 850, 900, 950 °C o más. Para cada temperatura se laminan tres muestras.

La técnica de laminación empleada en este trabajo se describe a continuación.

1. La muestra a laminar se calienta en una mufla desde temperatura ambiente hasta la temperatura de laminación correspondiente.
2. A partir de que se alcanza la temperatura de laminación, se da un tiempo para que ésta sea homogénea
3. Una vez que la temperatura es homogénea, la muestra es retirada de la mufla e inmediatamente es laminada en una laminadora de dos rodillos aplicándole una determinada reducción
4. La muestra es regresada a la mufla para que recupere la temperatura de laminación
5. La muestra se vuelve a laminar aumentando la reducción en una cantidad constante

6. El proceso se repite a partir del paso 4 hasta la máxima deformación de la muestra o el colapso de ésta

En cada paso de laminación, la reducción dada a las muestras es de 1.0% a 2.0% aproximadamente, y la velocidad de los rodillos de 2 mpm (metros por minuto) constante.

Durante el proceso se identificaron dos puntos. El primero fue el momento en que la muestra presentaba grietas superficiales visibles. El segundo, el momento del colapso.

JUSTIFICACIÓN

La principal razón de que el proceso sea de la manera descrita arriba, es que se pretende romper el carbono en granos finos y descomponer la fase Fe_3C en $\alpha+C$. Por ello, se trata de determinar la temperatura para la cual el material, sometido a un proceso de deformación como el mencionado, soporta mayor deformación.

En segundo lugar, como se explica en la sección 1.1.3, este tipo de hierro no tiene un esfuerzo de fluencia definido por lo que la cantidad de deformación necesaria para que ésta sea plástica no está determinada. Por lo anterior se acordó deformar la muestra en una cantidad pequeña, para que la reducción no fuera excesiva y los puntos a detectar fueran lo más evidente posible.

II.2 MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO

El microscopio electrónico de barrido (MEB), que se introdujo al mercado comercial por primera vez en 1965, ha probado ser un instrumento científico extremadamente útil.

Hay varias razones para explicar la popularidad y utilidad del MEB. El MEB tiene una gran profundidad de campo, la cual puede ser 400 veces mayor que la correspondiente a un microscopio óptico. Por lo anterior, la información total contenida por una imagen de MEB, puede ser mucho mayor. El MEB también tiene una resolución más alta que la de un microscopio óptico; así, las muestras pueden ser examinadas a una amplificación mayor

que la que es posible obtener en un microscopio óptico. El instrumento tiene un rango de magnificación extremadamente amplio, usualmente entre 10X y 100,000X.

ANATOMÍA Y FUNCIONAMIENTO DEL MEB

Un diagrama básico de un MEB es como el mostrado en la figura II.1

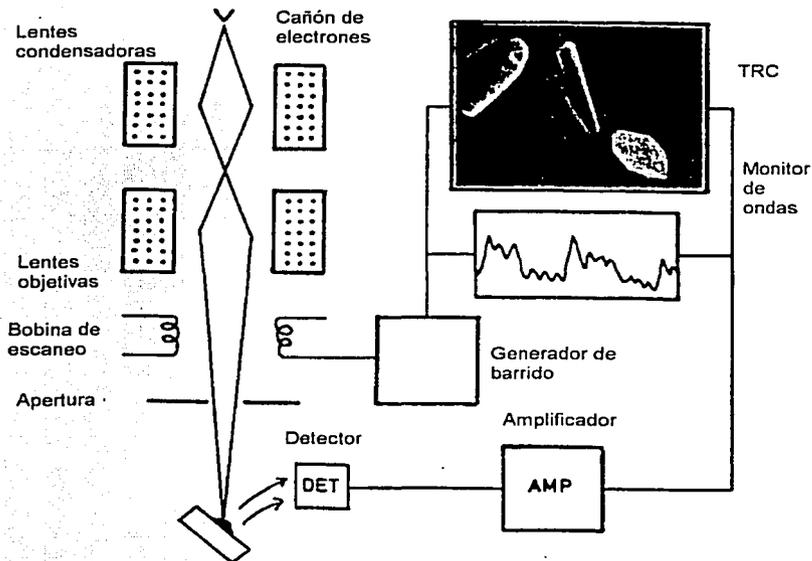


Figura II. 1 Esquema del Microscopio Electrónico de Barrido MEB

El cañón de electrones produce un haz de electrones que es atraído por medio del ánodo y condensado por la lente condensadora y luego enfocado como un punto muy fino sobre la muestra por la lente objetivo. Un conjunto de pequeñas bobinas de barrido (scan coils), está localizado dentro de la lente objetivo. Las bobinas son energizadas por una variación de voltaje producida por el generador de barrido (scan generator) y crea un campo magnético que deflcta el haz de electrones de una lado a otro sobre la superficie de la muestra, en un patrón controlado conocido como raster.

La variación de voltaje del generador también es aplicada a un conjunto de bobinas de deflexión alrededor del cuello de un tubo de rayos catódicos (TRC). El campo magnético de estas bobinas causa la deflexión de un punto de luz de un lado a otro sobre la

superficie del TRC. El patrón de deflexión del haz de electrones sobre la muestra es exactamente el mismo que el patrón de deflexión del punto de luz sobre el TRC.

Cuando el haz de electrones incide en la muestra, una serie de interacciones complejas ocurre, resultando en la producción de electrones secundarios de baja energía u otras radiaciones, emitidas por cada punto de la superficie de la muestra, como se indica en la figura II.2

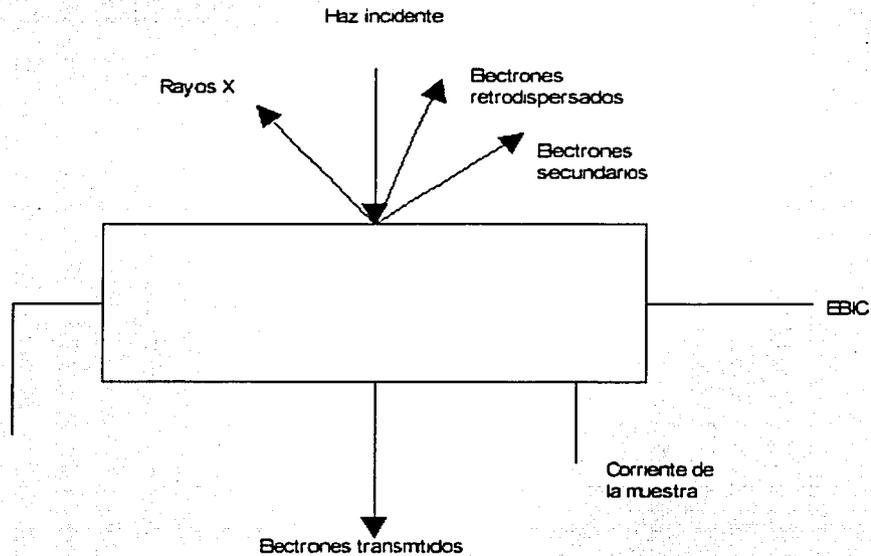


Figura II. 2 Diagrama en donde se observan las radiaciones que son generadas cuando el haz de electrones incide en la muestra

Los electrones secundarios de baja energía y demás radiaciones son colectados por el detector, convertido a un voltaje, y amplificado. El voltaje amplificado es luego aplicado a la rejilla del TRC y modula o cambia la intensidad del punto de luz en la superficie. Así, si en un instante dado el haz está sobre una proyección en la superficie, un gran número de electrones secundarios será detectado, provocando un gran voltaje en el detector que produce un punto brillante en la superficie del TRC. Si el haz de electrones entonces se mueve a una depresión sobre la muestra, menos electrones secundarios serán detectados y un menor voltaje será desarrollado en el detector, resultando en un punto

oscuro sobre la superficie del TRC. La imagen, entonces, consiste de miles de puntos de intensidad variable sobre la superficie de un TRC que corresponde a la topografía de la muestra [3,9].

PREPARACIÓN DE MUESTRAS PARA MEB

Las muestras para microscopía electrónica de barrido no tienen una característica en particular, básicamente cualquier tipo de ellas puede ser analizado por esta técnica. Los puntos que deben tenerse en cuenta son: que las muestras deben tener buena conductividad eléctrica; el tamaño de la muestra está limitado por el del porta muestras. Dependiendo de lo que se quiera observar es el tipo de preparación que se le debe dar a la muestra; si se requieren ver características de superficie no es necesario pulir la muestra, mientras que si se requiere observar la microestructura es necesario pulirla.

JUSTIFICACIÓN

La técnica de microscopía electrónica de barrido se empleará en este trabajo para determinar los cambios en la microestructura del material sometido al proceso de laminación, principalmente en el grafito, todo para dar respuesta al segundo objetivo: determinar los cambios microestructurales en el material provocados por el proceso termomecánico. También servirá para observar el aspecto de la fractura inducida por el proceso.

II.3 DIFRACCIÓN DE RAYOS X

La difracción de rayos X es una técnica que permite identificar las fases presentes y determinar la estructura de un sólido cristalino.

Los rayos X tienen una longitud de onda (1.5406 Amstrongs) aproximadamente igual a la distancia de separación de los átomos en un sólido, cuando estos son dirigidos de manera que incidan en un material cristalino, los rayos son difractados por los planos del cristal. Si el haz de rayos X incide con un ángulo arbitrario contra un conjunto de planos cristalinos, generalmente no habrá un haz reflejado, debido a que los rayos reflejados por los planos del cristal deben viajar diferentes longitudes y tenderán a estar fuera de fase o a

cancelarse entre sí. Sin embargo, a un ángulo específico conocido como ángulo de Bragg θ , los rayos reflejados estarán en fase debido a que la distancia que recorren será un número entero de las longitudes de onda. La ecuación que relaciona el ángulo de Bragg con la distancia entre planos es denominada ley de Bragg, ver figura II.3.

$$n\lambda = 2d \sin \theta$$

Donde, λ es la longitud de onda de los rayos X, d la distancia entre planos del cristal, θ ángulo de incidencia del haz de rayos X.

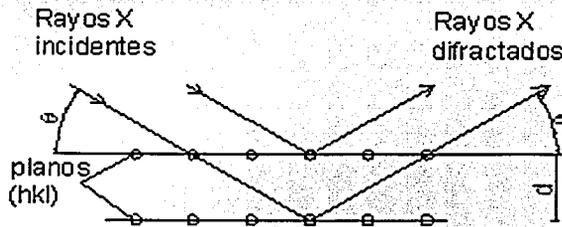


Figura II. 3 Ley de Bragg. $n\lambda = 2d \sin \theta$

Los rayos difractados son detectados en un contenedor y son transformados en pulsos eléctricos los cuales se registran análogamente. Con los datos obtenidos y con la ayuda de una computadora se obtienen gráficas de intensidad relativa en función de 2θ .

INTERPRETACIÓN DE RESULTADOS

Un patrón de difracción de rayos X por el método de polvos es un conjunto de líneas o picos, cada uno de diferentes intensidades y posiciones, en una pantalla fotográfica o en un papel. Algunas de las aplicaciones de la difracción de rayos X por el método de polvos son:

- Identificación de fases. Cada sustancia cristalina tiene su propio patrón de difracción característico, el cual puede ser utilizado para su identificación. Los patrones de

difracción estándar se encuentran en la base de datos de difracción por polvos (JCPDS File)

La mezcla de sustancias puede ser identificada proveyendo el patrón de las fases componentes disponibles para la comparación. El límite más pequeño de detección de fases impuras es generalmente en un rango de 1 a 5%.

- **Análisis cuantitativo de fases.** La cantidad de una fase cristalina particular en una mezcla puede ser determinada cuantitativamente por medio de la difracción de rayos X por el método de polvos. [4,20]

PREPARACIÓN DE MUESTRAS

Las muestras para rayos X no requieren de una forma especial, únicamente se debe asegurar que la superficie en la cual incide el haz sea completamente plana.

JUSTIFICACIÓN

Esta técnica será aplicada para detectar las fases presentes en el material, así como la aparición de otras y la posible relación entre ellas, resultado del proceso. El interés principal está enfocado en el comportamiento del carbono y el carburo de hierro que se piensa juegan un papel preponderante en la capacidad de deformación del material.

II.4 ENSAYO DE DUREZA

La dureza usualmente se define mediante el grado de indentación producido en una prueba estándar. La indentación disminuye conforme se incrementa la dureza. Una característica importante de la medición de la dureza es su correlación directa con la resistencia, y para los metales la propiedad es una medida de su resistencia a la deformación plástica. Sin embargo, la medida de la dureza no sólo indica la resistencia aproximada, sino también su comportamiento a la penetración o al desgaste, e incluso su maquinabilidad o aptitud ante la mecanización.

Existen muchos métodos para medir la dureza, que pueden clasificarse en tres grandes grupos.

- Los que miden la dureza mineralógica, o dureza de oposición de los cuerpos a ser rayados. Se mide por la escala de Mohs
- Los que miden la resistencia que oponen los materiales a la penetración. Es ésta la clase de dureza que más comúnmente se mide, y puede ser estática o dinámica, es decir, se puede medir por presión progresivamente o por medio de un golpe
- Los que miden la dureza elástica o al rebote

Sin embargo, sólo la prueba de indentación es de mayor interés ingenieril para los metales. Es por ello que en este trabajo sólo haremos referencia a los ensayos de dureza Brinell y Rockwell.

ENSAYO DE DUREZA BRINELL

Uno de los primeros métodos estandarizados de medición de dureza es la prueba Brinell, propuesta por J. A. Brinell en 1900. La prueba de dureza Brinell consiste en indentar la superficie del metal con una bola de acero de 10 mm de diámetro y una carga de 3000 g. Para metales blandos la carga es reducida a 500 g con el propósito de cuidar la profundidad de la impresión, y para metales sumamente duros se emplea una bola de carburo de tungsteno minimizando la deformación del indentador. La carga es aplicada en un tiempo estándar, usualmente 30 segundos, y el diámetro de la indentación se mide con un microscopio de baja amplificación o con una malla especial después de haber sido removida la carga. La superficie en la cual se realiza la indentación debe ser relativamente lisa y libre de polvos y escalas.

El número de dureza Brinell (BHN) se expresa como la carga P dividida entre el área de la superficie de indentación. La expresión es la siguiente:

$$BHN = \frac{P}{(\pi D/2)(D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

P carga aplicada (Kg)

D diámetro de la bola (mm)

d diámetro del indentador

Las unidades del BHN son kilogramos por milímetro cuadrado. De la figura II.4 se puede ver que $d = D \sin \phi$.

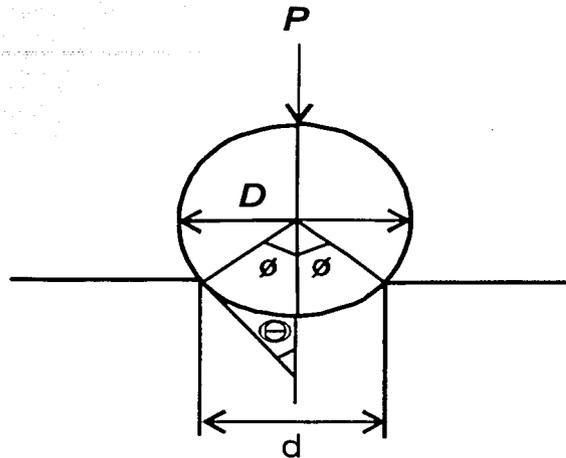


Figura II. 4 Esquema de la indentación en el ensayo de dureza Brinell

La prueba Brinell está sujeta a varias limitaciones.

1. No puede ser usada en materiales muy duros o altamente blandos
2. No es válida para muestras delgadas. El espesor debe ser 10 veces la profundidad de la indentación
3. No es válido para superficies endurecidas
4. Debe ser realizada en un área lo suficientemente alejada de la orilla de la muestra
5. La indentación puede ser defectuosa en partes acabadas o pulidas
6. La orilla de la indentación puede no siempre ser claramente definida o puede ser difícil de ver en materiales de ciertos colores
7. El gran tamaño de la impresión Brinell puede evitar el uso de esta prueba con objetos pequeños, o en muestras con esfuerzos críticos donde la indentación puede ser un sitio de fractura potencial

ENSAYO DE DUREZA ROCKWELL

Es la prueba de mayor uso por su rapidez de aplicación, libre de errores personales, habilidad para distinguir pequeñas diferencias en dureza para materiales endurecidos, y el tamaño pequeño de la indentación, así que las piezas tratadas térmicamente pueden ser probadas sin peligro. Esta prueba utiliza la profundidad de indentación bajo carga constante, hasta medir la dureza. Una carga mínima de 10 Kg se aplica al iniciar la prueba para fijar la muestra. Esto reduce la superficie necesaria para la prueba y también la tendencia del indentador para arrugar o sumirse de manera inadecuada en el material. La carga es aplicada, la profundidad de la indentación es automáticamente registrada en un disco graduado en términos de dureza arbitrarios. El disco contiene 100 divisiones, cada una representa una penetración de 0.00008 pulgadas. Una pequeña penetración resulta de una alta dureza en consecuencia un número alto, esta lógica es idéntica al número de dureza de otras pruebas, pero difiere a las designaciones de la prueba Brinell, la cual tiene unidades de Kg/mm^2 , el número de dureza Rockwell es puramente arbitrario.

Una combinación de carga e indentador no produce resultados satisfactorios para materiales con un rango amplio de durezas. Un cono con forma de diamante a 120° con una punta ligeramente redondeada y bolas de acero de $1/16$ y $1/8$ de pulgada de diámetro son los indentadores utilizados para esta prueba. Se emplean cargas de 60, 100, 150 Kg. Como existen varias escalas para el número de dureza del material dependiendo de la combinación empleada de indentador y cargas, resulta indispensable especificar dicha combinación. Esto se realiza poniendo prefijos al número de dureza, con una letra se indica la combinación particular empleada.

Consideraciones para llevar a cabo la prueba.

1. El indentador y la base de trabajo deben estar limpios y fijos
2. La superficie de prueba debe estar exenta de polvo, lisa y libre de óxido
3. La superficie debe ser plana y perpendicular al indentador
4. Pruebas en superficies cilíndricas pueden dar lecturas bajas, el error dependerá de la curvatura, carga, indentador y dureza del material

5. El espesor de la muestra debe ser tal que una marca o pandeo no se produzca en el lado opuesto de la pieza. Se recomienda que el espesor sea al menos 10 veces la profundidad de la indentación
6. El espacio entre indentaciones tiene que ser 3 ó 5 veces el diámetro de la indentación
7. La velocidad de aplicación de la carga es estandarizada. Esto se lleva a cabo ajustando el amortiguador del durómetro Rockwell. Variaciones en las lecturas de dureza pueden ser apreciables en materiales blandos, a menos que la velocidad de aplicación de la carga sea cuidadosamente controlada [7].

JUSTIFICACIÓN

La aplicación del ensayo de dureza permitirá determinar la cantidad de endurecimiento inducido por el proceso termomecánico y su posible relación con la capacidad de deformación del material.

CAPÍTULO III

RESULTADOS

CAPÍTULO III. RESULTADOS

Los resultados obtenidos de la experimentación son presentados a continuación. Los correspondientes al proceso de deformación se encuentran en primer lugar, y pretenden dar respuesta al objetivo principal de este trabajo el cual es determinar la capacidad de deformación de un hierro fundido gris clase 30 en función de la temperatura de deformación. Los resultados obtenidos de la prueba de dureza, difracción de rayos X y microscopía electrónica de barrido ayudarán a comprender los efectos del proceso de deformación en las características del material.

III.1 RESULTADOS DEL PROCESO DE LAMINACIÓN

Las muestras de hierro fundido fueron laminadas según la técnica descrita en la sección II.1. Fueron sometidas al proceso de laminación a distintas temperaturas en un intervalo desde temperatura ambiente, 25 °C, hasta 900 °C. A temperaturas de laminación mayores a 900 °C, el material literalmente se desmoronaba en los primeros pasos de laminación, por ello no figuran en los resultados. Los valores de importancia fueron: la deformación para la cual las grietas en las muestras eran visibles, y la deformación para la cual las muestras se colapsaron. En el gráfico de la figura III.1 se observan estos dos valores graficados contra la temperatura de laminación.

En la figura III.1 los valores de deformación para grietas visibles están representados por el símbolo o, mientras que los valores de deformación para el colapso se indican con x.

En cuanto a los datos de deformación para grietas visibles, los máximos son 19.57% a 650°C. y 18.05% a 700 °C.

Por otra parte, los máximos valores de deformación al colapso son 23.81% a 550 °C y 21.32 a 650 °C.

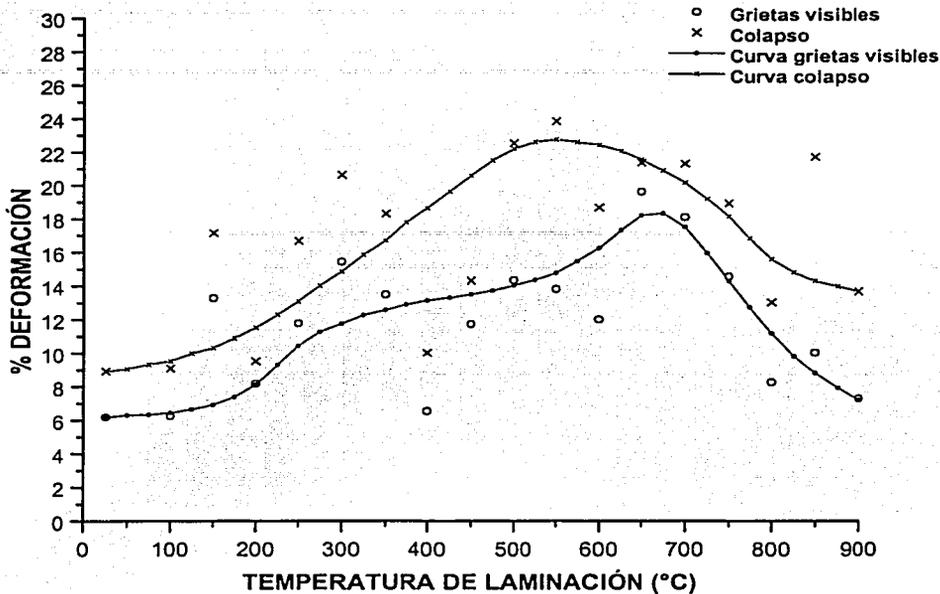


Figura III. 1 Gráfico de deformación. Se muestran tanto los valores de deformación para grietas visibles como de deformación de colapso. El símbolo o corresponde a los valores de deformación para los cuales las grietas fueron visibles, x corresponde a los valores de deformación para los cuales las muestras se colapsaron. Las curvas en el gráfico sólo son indicativas de la tendencia que siguen los datos

Los datos mostrados tienen tendencia creciente conforme la temperatura de laminación aumenta. Las curvas presentadas en la figura corroboran lo anterior, éstas son sólo indicativas de la tendencia que siguen los datos de deformación. En su construcción se descartaron algunos datos (150 °C, 300 °C y 400 °C) que rompen con tal tendencia. La curva inferior corresponde a los datos de grietas visibles, en ésta la tendencia se da hasta los 650 °C, temperatura después de la cual la deformación comienza a ser menor. Para los datos de deformación de colapso la curva muestra una tendencia similar, sin embargo, su máximo valor es alcanzado a 550 °C, punto en donde disminuyen los valores obtenidos. Estos resultados serán discutidos en el siguiente capítulo.

III.2 RESULTADOS DE DUREZA

En este estudio, el ensayo de dureza se empleó para determinar los cambios en la dureza del hierro fundido inducidos por el proceso de laminación al que fueron sometidas cada una de las muestras. Hay que recordar que las muestras laminadas por debajo de 670 °C (0.6T_m) sufrieron un proceso de deformación en frío ya que esta temperatura marca la frontera entre deformación en frío y deformación en caliente para este hierro en particular.

El tipo de ensayo aplicado a las muestras fue el ensayo Rockwell B. Este ensayo de dureza se describe en la sección II.4. La dureza del material original es de HRB = 90.7 (HB = 189). Los resultados de la prueba de dureza se muestran en la figura III.2

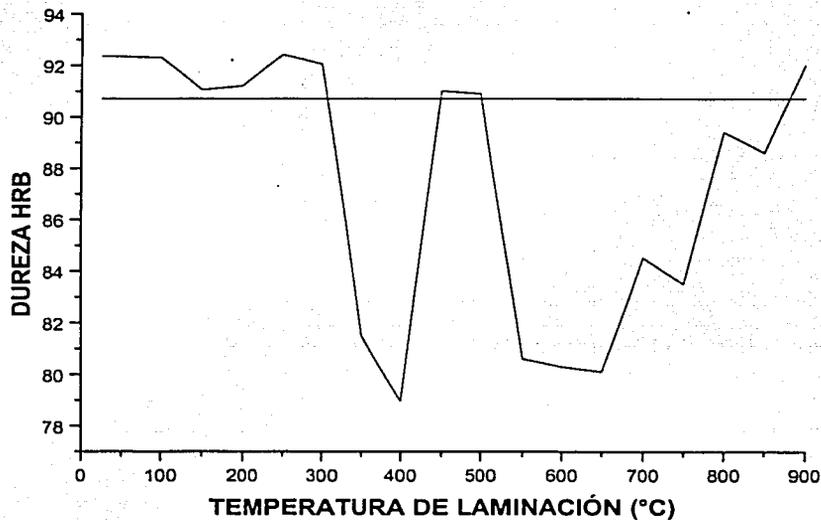


Figura III. 2 Gráfico de valores de dureza HRB vs temperatura de laminación. La línea de valor constante corresponde a la dureza original del material

En la gráfica se marca una línea de valor constante que representa la dureza del hierro fundido original. La curva está formada por los valores de dureza de las muestras laminadas a diferentes temperaturas. En ésta se observa que la dureza para las muestras laminadas a temperaturas entre 25 y 300 °C, 450 y 500 °C, y 900 °C, resultó mayor que la correspondiente a la del hierro fundido. La dureza de las muestras restantes fue menor

que la original, después del proceso. Aquí es importante mencionar que se tuvieron algunas dificultades al realizar las mediciones. La mayoría de las muestras laminadas presentaban un daño considerable, resultado de llevarlas hasta el colapso durante la laminación. En la indentación, el indentador penetraba pero, debido al agrietamiento severo de las muestras, se introducía al material sin encontrar gran resistencia de éste. Es por ello que para la mayoría de las muestras la dureza del material resulto ser menor que la original.

La discusión de estos resultados se reserva para el capítulo dedicado a las discusiones.

III.3 RESULTADOS DE DIFRACCIÓN DE RAYOS X

Se seleccionó una muestra para cada temperatura de laminación. A cada una de éstas se les sometió al estudio por difracción de rayos X. Se obtuvieron los patrones de difracción de cada una de ellas.

En la figura III.3 se presenta el patrón del hierro fundido gris empleado en este trabajo. En este patrón de difracción se puede observar que las fases cristalinas presentes son tres: hierro (Fe), carbono (C), y cementita (Fe_3C). Los picos de mayor intensidad corresponden al hierro, seguidos por los del carbono, mientras que los picos correspondientes a la cementita son los que tienen la menor intensidad. Esta fase se presenta repetidamente a lo largo del espectro en el intervalo de 30° a 90° aproximadamente, sin embargo, sólo se indican los picos más intensos.

En los espectros de difracción correspondientes a las muestras laminadas a temperaturas de 25, 100, 150, 200, 250, 300, 350 °C no se observan diferencias respecto al difractograma del material original. Así que el espectro de la figura III.3 es válido para estas muestras.

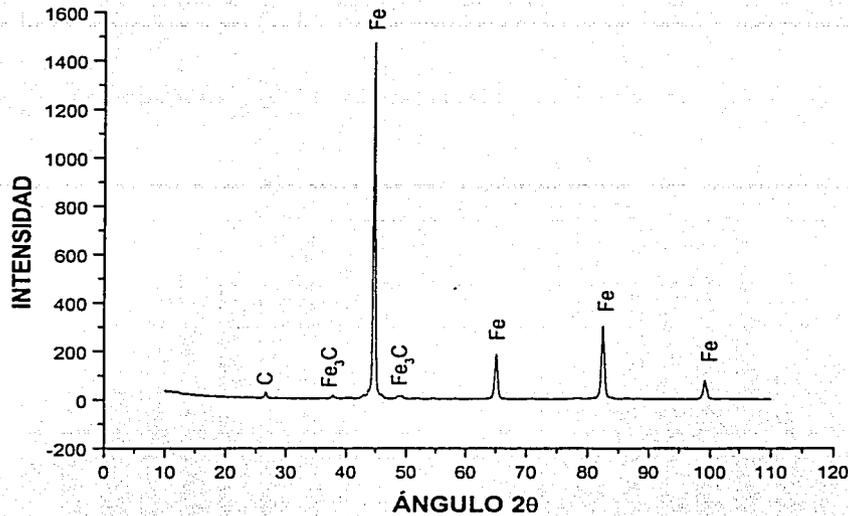


Figura III. 3 Espectro de difracción de un hierro gris clase 30

Para las muestras laminadas a 400 y 450 °C el espectro de difracción obtenido presenta una nueva fase cristalina. Esta fase corresponde a un óxido de hierro Fe_2O_4 conocido como magnetita. En la figura III.4 se puede observar el espectro de difracción de la muestra laminada a 400 °C. Nuevamente el espectro es válido para ambas temperaturas ya que no difieren entre sí. En esta figura la escala de la intensidad se ha reducido para que los picos de la nueva fase sean más apreciables.

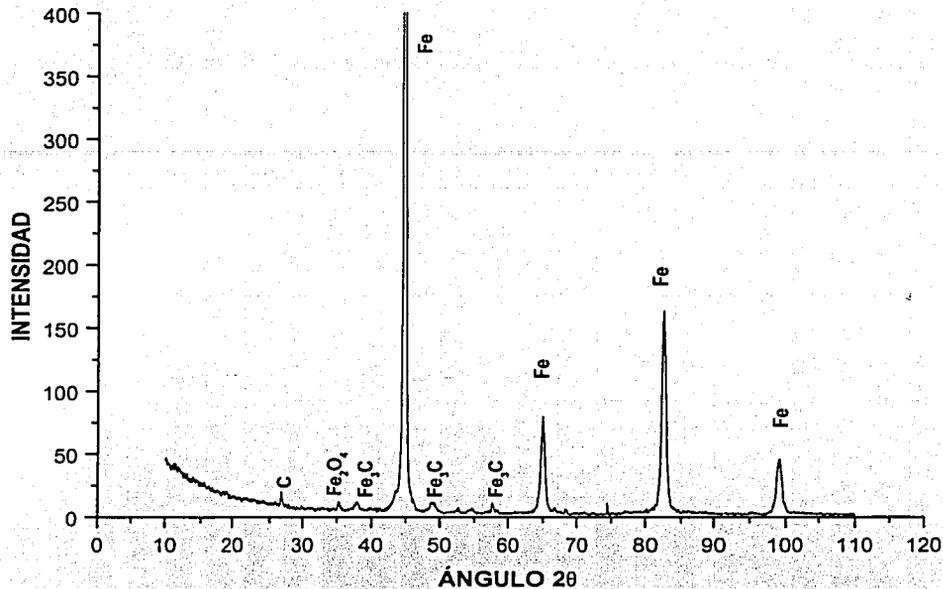


Figura III. 4 Espectro de difracción correspondiente a una muestra laminada a 400° C

En los espectros de difracción obtenidos de las muestras laminadas a 500, 550, 600 y 650 °C se repite la aparición de las cuatro fases cristalinas que se observaron en los espectros de las muestras anteriores. Sin embargo, el pico de intensidad del carbono aumenta de una a otra hasta un máximo alcanzado a 650 °C. Además, una fase diferente fue encontrada, ésta corresponde a la hematita, Fe_2O_3 , que al igual que la magnetita, es un óxido de hierro.

La figura III.5 representa el espectro de difracción de la muestra laminada a 650 °C, el cual es el mismo para las cuatro muestras referidas en el párrafo anterior excepto por dos aspectos. En primer lugar se observa un resultado notable: el pico de intensidad del carbono aumenta respecto a los diagramas anteriores; en segundo existe una disminución en la intensidad de los picos de Fe_3C e incluso uno de ellos ya no es apreciable ($\sim 58^\circ = 2\theta$). Lo anterior tal vez esté asociado con la tendencia creciente de la deformación, presentada en la sección III.1. Se retomará esta discusión en el capítulo siguiente.

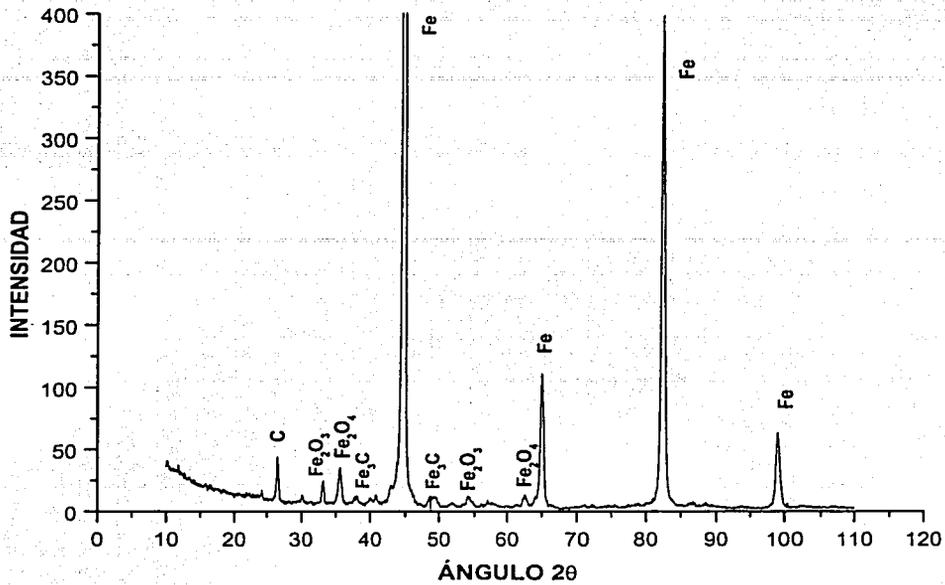


Figura III. 5 Espectro de difracción correspondiente a una muestra laminada a 650°C

En la figura III.6 se observa el difractograma de una muestra laminada a 800 °C. Este espectro es equivalente para las muestras laminadas a 700, 750 °C. En él se puede apreciar la aparición de la fase FeO que corresponde a otro óxido de hierro. Las fases cristalinas que se observaron en todas las muestras anteriormente consideradas vuelven a aparecer. Sin embargo, la presencia del carbono disminuye en intensidad lo cual se asocia con la descarburización superficial que existe en el material a estas temperaturas. La pérdida de grafito influye en la deformación alcanzada durante el proceso de laminación.

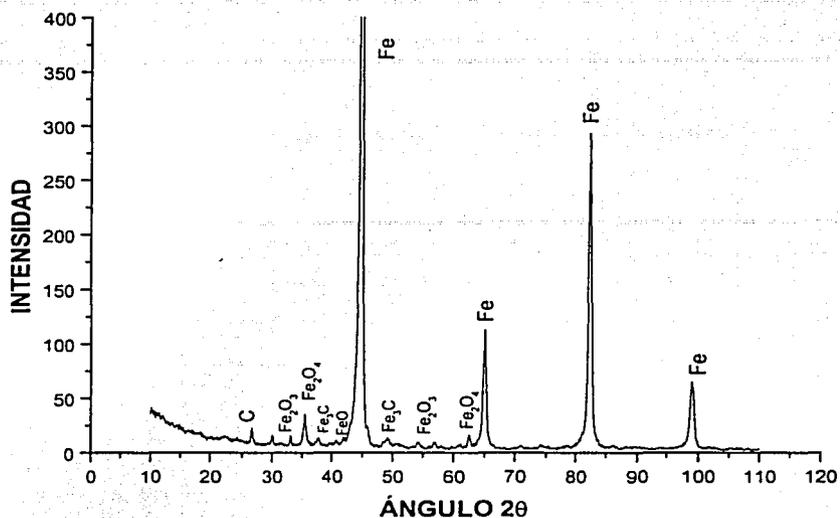


Figura III. 6 Espectro de difracción correspondiente a una muestra laminada a 800°C

El espectro correspondiente a la muestra laminada a 850 °C es mostrado en la figura III.7. En éste se detecta la ausencia de la fase FeO que apareció en los espectros de las muestras laminadas a 700, 750, y 800 °C. En cambio, se presenta la fase Fe₂C, carburo de hierro, la cual no había sido encontrada anteriormente. Además, la presencia del carbono sigue disminuyendo, lo cual se aprecia por la caída en la intensidad del pico.

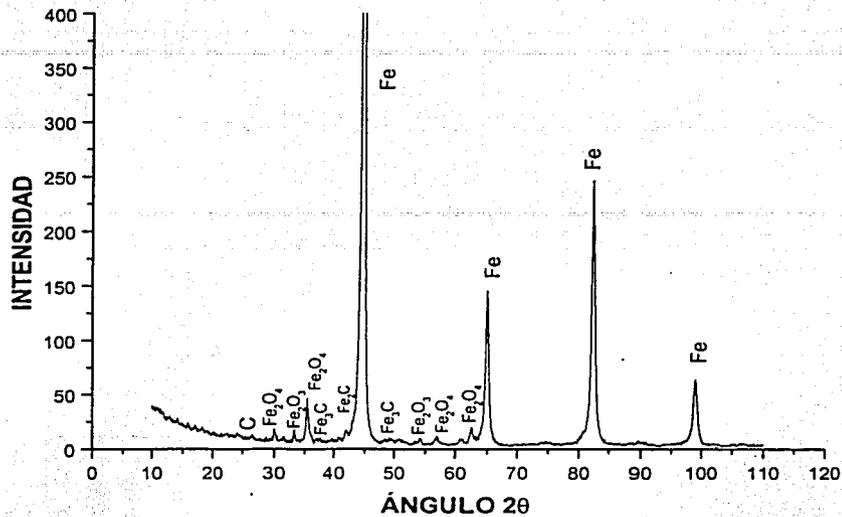


Figura III. 7 Espectro de difracción correspondiente a una muestra laminada a 850°C

En el espectro de difracción de la muestra laminada a 900 °C se notan varios cambios (figura III.8). Por una parte, el carbono no aparece lo cual es muy extraño por su alto contenido en el hierro fundido. Sin embargo, puede ser debido a que, para esta temperatura, la descarburización penetra lo suficiente para que el carbono sea indetectable por los rayos X. Por la otra, las fases Fe_3C y Fe_2C tampoco son observadas. El FeO vuelve a aparecer.

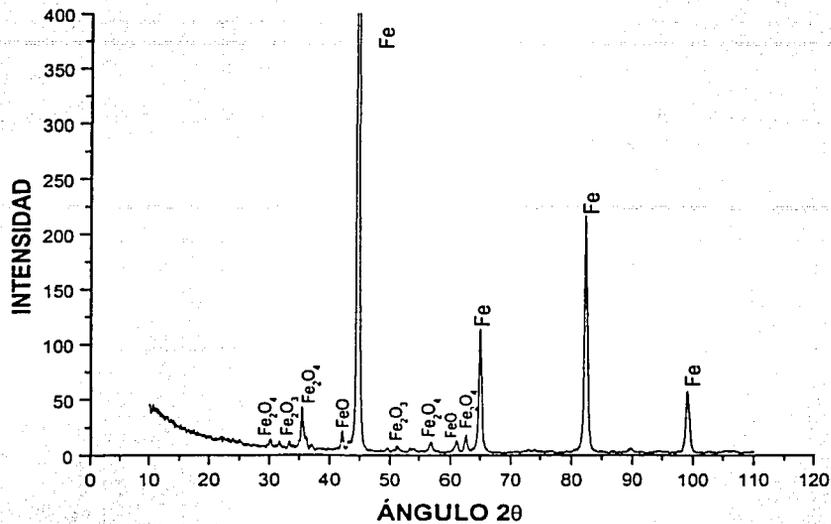


Figura III. 8 Espectro de difracción correspondiente a una muestra laminada a 900 °C

III.4 RESULTADOS DE MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO

Por medio de esta técnica se obtuvieron fotografías de dos tipos. En primer lugar, interesa el aspecto de la estructura de las muestras de hierro fundido después del proceso termomecánico. En segundo lugar, observar el aspecto de la fractura inducida por este proceso.

III.4.1 ASPECTO MICROESTRUCTURAL

Para este primer punto de interés, se tomaron fotografías a ampliaciones de 500X y 1500X, mediante la técnica de MEB, a las muestras laminadas. Para ello, las muestras fueron pulidas hasta un acabado espejo. Como el interés principal es el de observar los cambios estructural y de forma de las hojuelas de grafito presentes en el hierro fundido después del proceso termomecánico, no fue necesario un ataque químico en las muestras. La figura III.9 corresponde al hierro fundido sin tratamiento termomecánico.

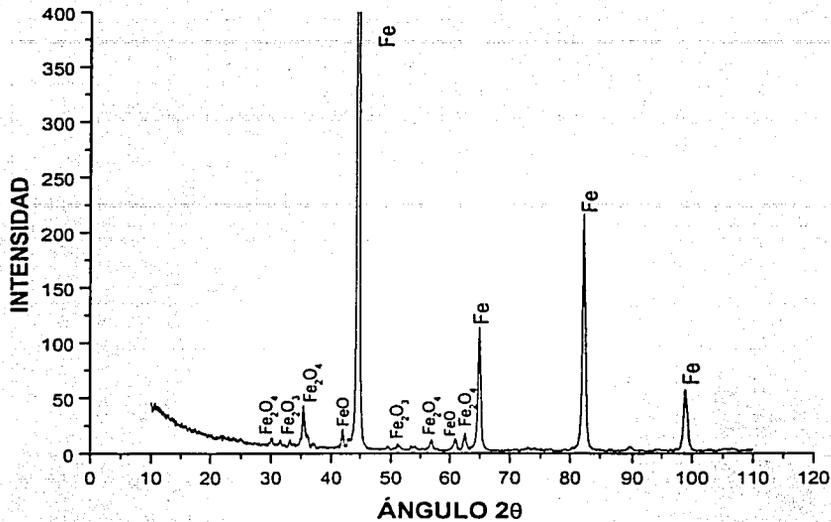


Figura III. 8 Espectro de difracción correspondiente a una muestra laminada a 900 °C

III.4 RESULTADOS DE MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO

Por medio de esta técnica se obtuvieron fotografías de dos tipos. En primer lugar, interesa el aspecto de la estructura de las muestras de hierro fundido después del proceso termomecánico. En segundo lugar, observar el aspecto de la fractura inducida por este proceso.

III.4.1 ASPECTO MICROESTRUCTURAL

Para este primer punto de interés, se tomaron fotografías a ampliaciones de 500X y 1500X, mediante la técnica de MEB, a las muestras laminadas. Para ello, las muestras fueron pulidas hasta un acabado espejo. Como el interés principal es el de observar los cambios estructural y de forma de las hojuelas de grafito presentes en el hierro fundido después del proceso termomecánico, no fue necesario un ataque químico en las muestras. La figura III.9 corresponde al hierro fundido sin tratamiento termomecánico.

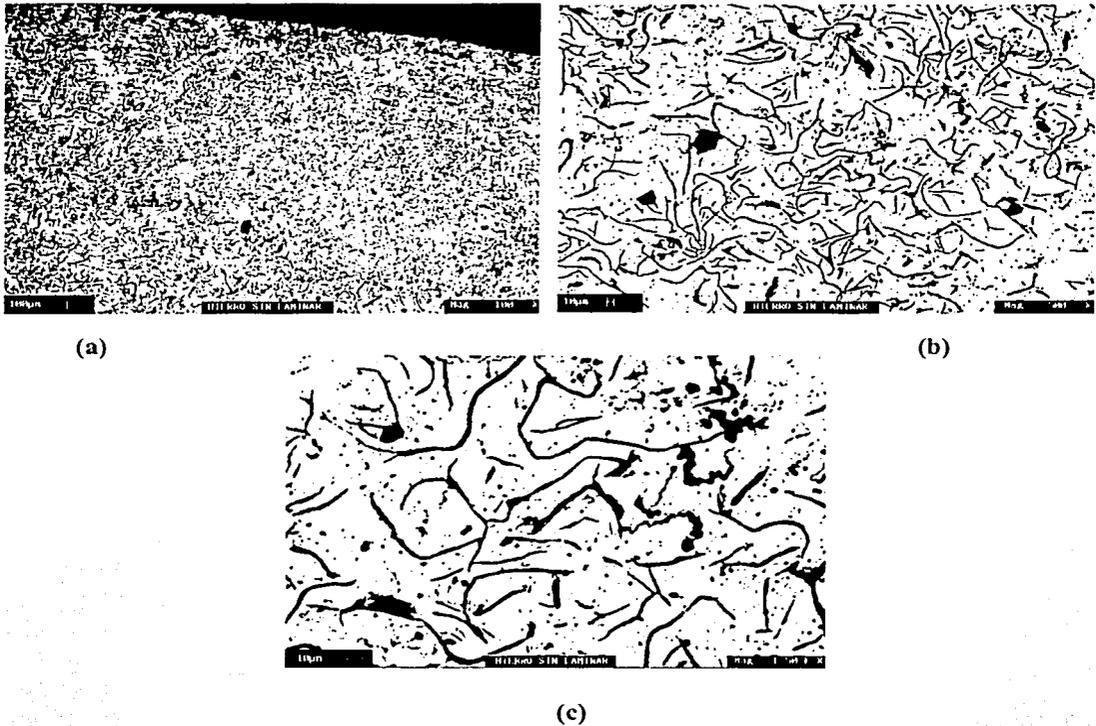


Figura III. 9 Imagen obtenida de MEB de una muestra de hierro fundido gris clase 30 con hojuelas de grafito tipo A. (a) 100X, (b) 500X, (c) 1500X

Según la norma ASTM A247, existen cinco tipos de grafito en hojuelas, designados por las letras A a la E. En este trabajo se empleó un hierro gris clase 30 con hojuelas de grafito tipo A, como se identifica en la figura III.9. En ésta se puede identificar que nuestro material está formado por una matriz metálica homogénea en la que están atrapadas hojuelas de grafito.

A continuación se presentan las fotografías correspondientes a las muestras que presentan mayor deformación después del proceso de laminación. Éstas son las laminadas a 150, 300, 500, 650 °C. También se incluye la fotografía de la muestra laminada a 900 °C, que fue la temperatura más alta de laminación considerada. La figura III.10 corresponde a 150 °C.

En la figura III.10(a) se observa que la forma del grafito no sufrió cambios aparentes. Sin embargo, en (b) se ve que en los extremos de las hojuelas existen indicios de pequeñas grietas que al parecer se inician ahí.

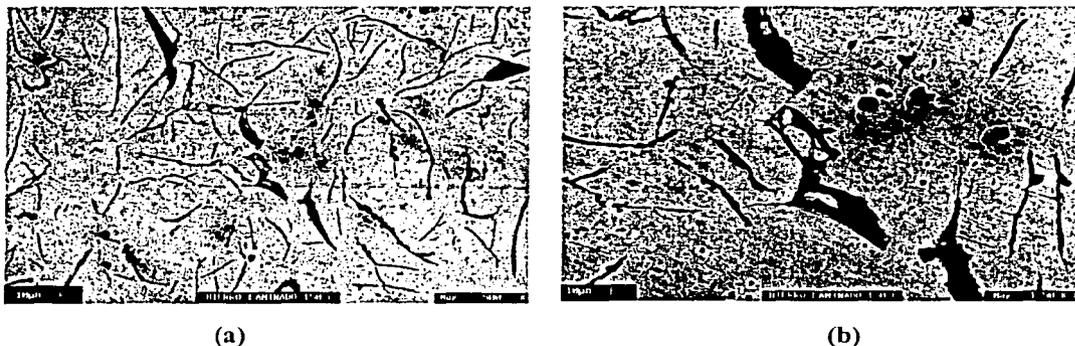


Figura III. 10 Imagen obtenida por MEB de una muestra de hierro gris clase 30 laminada a 150 °C. (a) 500X, (b) 1500X

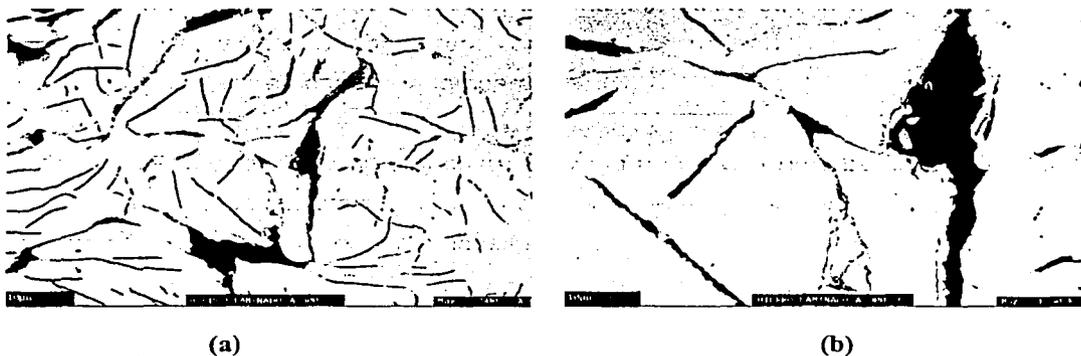


Figura III. 11 Imagen obtenida por MEB de una muestra de hierro fundido gris clase 30 laminada a 300 °C. (a) 500X, (b) 1500X

En la figura III.11, el cambio en la apariencia del grafito es más evidente. Las hojuelas parecen haber sido alargadas y fragmentadas (figura III.11a). En la figura III.11b es más claro el crecimiento de las grietas a partir de las hojuelas de grafito. El crecimiento es hacia el interior de la matriz.

La figura III.12 corresponde a la muestra laminada a 500 °C.

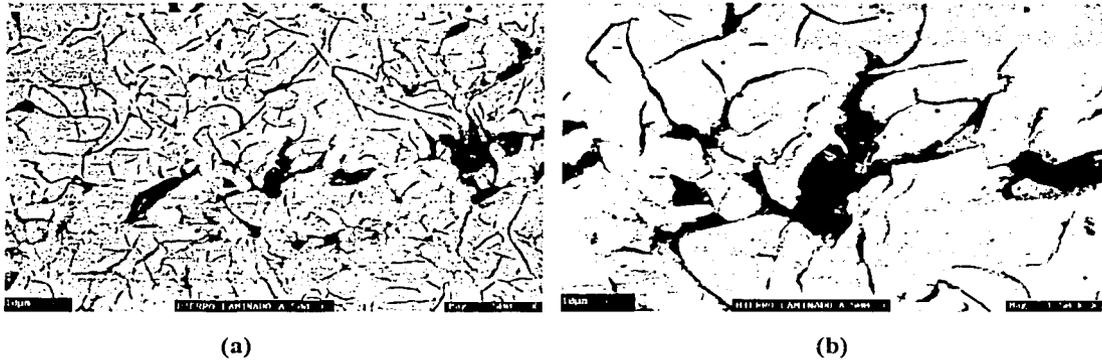


Figura III. 12 Imagen obtenida por MEB de una muestra de hierro fundido gris clase 30 laminada a 500°C. (a) 500X, (b) 1500X

Observando la figura III.12(a) se nota un daño generalizado en las hojuelas de grafito, mucho mayor que el visto en la figura III.11. Las hojuelas son fragmentadas en el interior. Las grietas, con origen en los extremos de las hojuelas, corren a través de la matriz hasta chocar entre sí y unirse. En III.12(b) es evidente el daño que sufre una hojuela, su apariencia ya no es homogénea. En esta figura observamos una hojuela de grafito que al parecer presenta agrietamiento interno. En la figura III.13, se corrobora el deterioro que sufren las hojuelas.

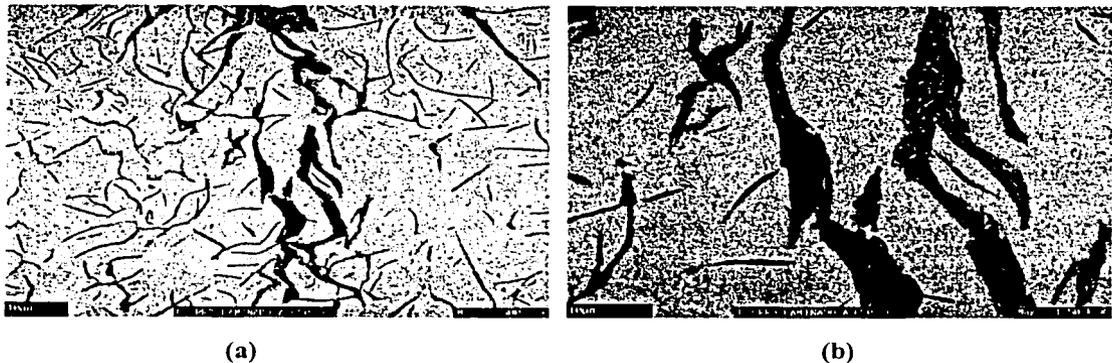


Figura III. 13 Imagen obtenida por MEB de una muestra de hierro fundido gris clase 30 laminada a 650 °C. (a) 500X, (b) 1500X

La apariencia del grafito en éstas no es homogénea y se verifica la presencia de huecos en el interior de las hojuelas, lo cual es indicativo de una descarburización superficial. Comparando las figuras III.12(b) y III.13(b) se aprecia que el daño es mayor en la muestra laminada a 650°C que en la laminada a 500°C. Además de los huecos, existen grietas en las hojuelas, las cuales son más visibles en III.13(b).

Conforme la temperatura de laminación aumenta, el deterioro de las hojuelas y del material se acentúa.

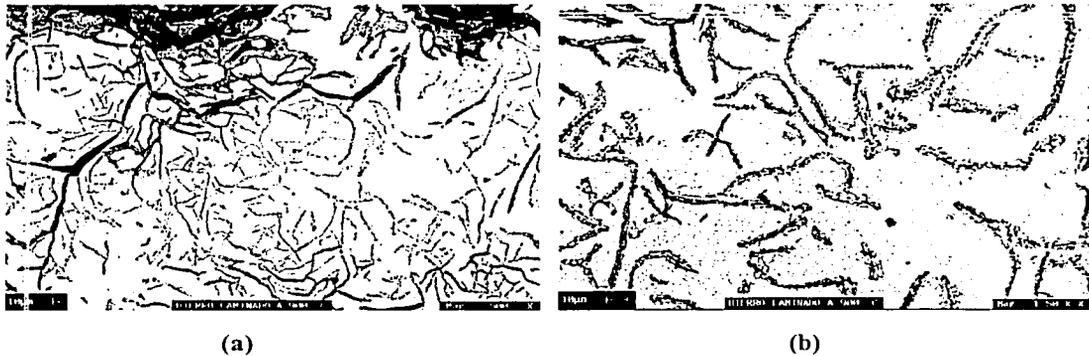


Figura III. 14 Imagen obtenida por MEB de una muestra de hierro fundido gris clase 30 laminada a 900 °C. (a) 500X, (b) 1500X

En la figura anterior, el aspecto de las hojuelas es totalmente diferente al de las del material original. La parte superior de la figura III.14a muestra una grieta que ha crecido catastróficamente, por debajo de ésta vemos el estado de las hojuelas de grafito. En la figura III.14(b) es clara la descarburización generalizada de las hojuelas, así como el agrietamiento interior de éstas. La descarburización ya era apreciable en las figuras III.13 (a) y (b), sólo que en menor grado.

III.4.2 FRACTURA

Mediante la misma técnica, MEB, se obtuvieron fotografías del estado de la fractura en el material. Éstas fueron tomadas a una amplificación de 80X, pues con ésta se aseguraba tener una imagen de la fractura en toda la muestra.

En la siguiente figura se observa la fractura correspondiente a una temperatura de laminación de 150°C.



Figura III. 15 Imagen obtenida por MEB de la fractura en una muestra de hierro fundido gris clase 30 laminada a 150 °C. Magnificación 80X

El tipo de fractura sufrido por la muestra es frágil, lo que se deduce del aspecto superficial de ésta, el cual es granular típico de este tipo de fractura. El color gris de la superficie fracturada es característico de los hierros grises (de ahí su nombre), debido a su alto contenido de carbono. En general, la apariencia de la superficie de fractura en las muestras siguientes no es muy diferente al mostrado en la figura III.15.

La siguiente es una imagen de la superficie de fractura de una muestra laminada a 300°C. Como se observa en ésta, la fractura conserva su color gris característico y es del tipo frágil. La superficie está compuesta por zonas de apariencia cristalina sobre diferentes planos.

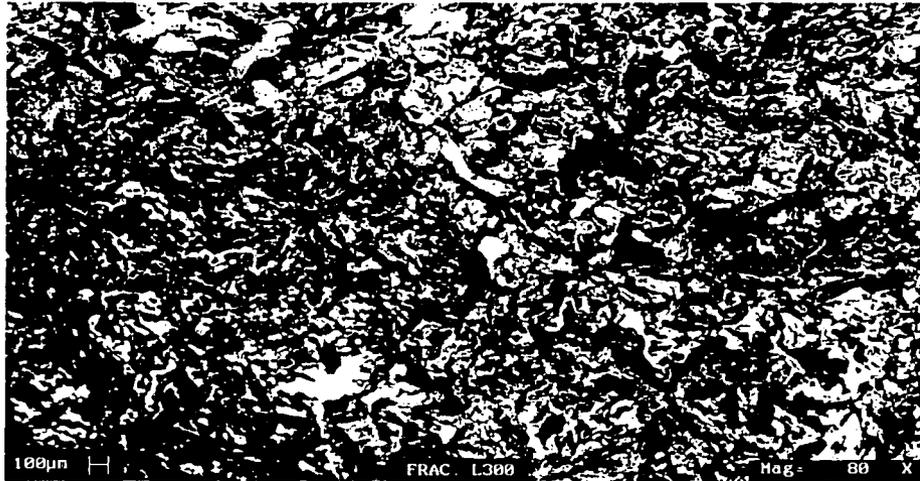


Figura III. 16 Imagen obtenida por MEB de la fractura en una muestra de hierro fundido gris clase 30 laminada a 300 °C. Magnificación 80X

En la figura III.17 se presenta la superficie de fractura correspondiente a un espécimen laminado a 500°C. En ella es claro que la fractura es de tipo frágil, con un aspecto cristalino granular, sin perder el tono grisáceo característico.

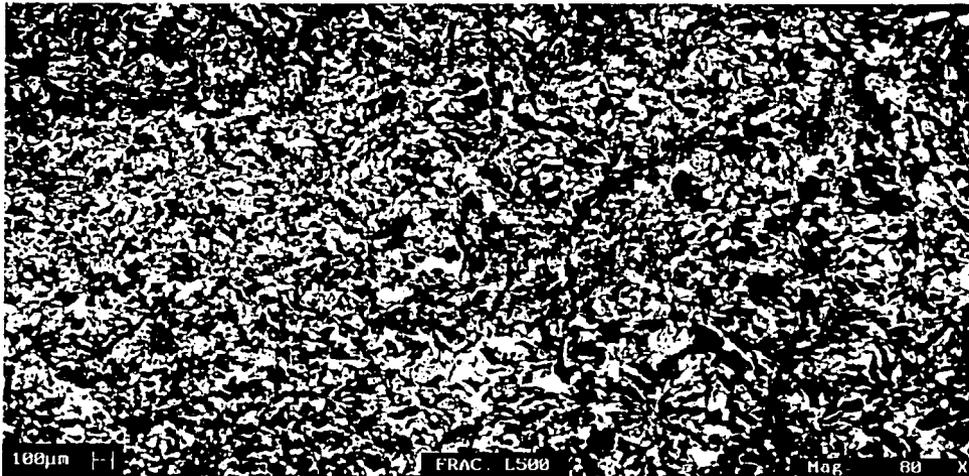


Figura III. 17 Imagen obtenida por MEB de la fractura en una muestra de hierro fundido gris clase 30 laminada a 500 °C. Magnificación 80X

Para una muestra laminada a 650 °C, figura III.18, se aprecia que la fractura aun tiene el aspecto frágil (cristalina y granular) como en todas las anteriores. A pesar de que la figura III.13 indica que a 650 °C existe pérdida de carbono, ésta sólo es superficial, lo cual es apreciable en la figura de abajo, en donde no se identifica una franja de descarburización. Así, el resultado del difractograma que corresponde a tal temperatura (figura III.5) el cual se refiere a un incremento en la intensidad del pico de grafito no es contradicho, ya que los rayos X penetran en el material lo suficiente para analizar no solamente la superficie de la muestra.

En la figura III.19 que corresponde a una muestra laminada a 700 °C ya es apreciable la descarburización del material que va de la superficie al interior de la muestra. Las dos franjas claras definen la profundidad de la descarburización, incluso el aspecto de la fractura es diferente y con cierta tendencia a ser dúctil.

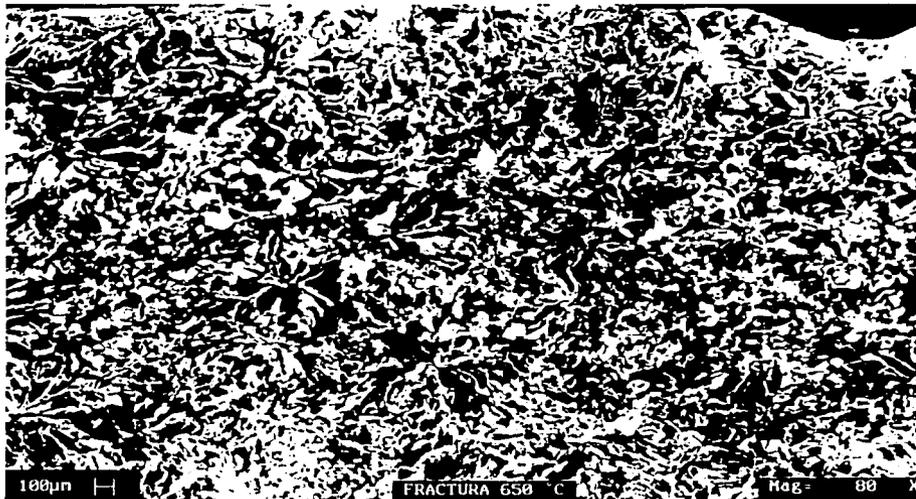


Figura III. 18 Imagen obtenida por MEB de la fractura en una muestra de hierro fundido gris clase 30 laminada a 650 °C. Magnificación 80X

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN



Figura III. 19 Imagen obtenida por MEB de la fractura en una muestra de hierro fundido gris clase 30 laminada a 700 °C. Magnificación 80X

A temperaturas mayores a 650 °C, la aparición de la franja de descarburización en las superficies de fractura se hace patente. Lo anterior indica que la descarburización del material comienza a una temperatura cercana a los 650 °C y aumenta, como es de esperarse, con el incremento de la temperatura.

La figura III.20 se refiere a una muestra laminada a 900°C. Como puede observarse, la franja clara gana terreno creciendo hacia el interior de la muestra, al igual que el aspecto de la fractura que cambia conforme aquella crece.

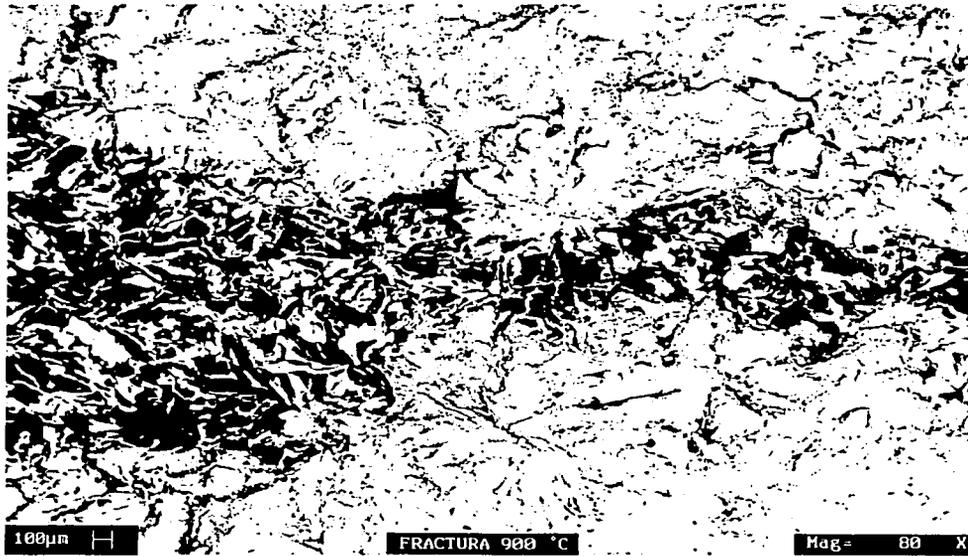


Figura III. 20 Imagen obtenida por MEB de la fractura en una muestra de hierro fundido gris clase 30 laminada a 900 °C. Magnificación 80X

Estos resultados son retomados en el siguiente apartado dedicado a la discusión de resultados.

CAPÍTULO IV

DISCUSIÓN

CAPÍTULO IV. DISCUSIÓN

Los objetivos planteados en este estudio son los siguientes: a) determinar la capacidad de deformación máxima de un hierro fundido gris clase 30 en función de la temperatura, b) determinar los cambios microestructurales en el material provocados por el proceso termomecánico, c) evaluar la posibilidad de obtener una estructura superplástica por medio de este proceso.

Para dar respuesta a estos objetivos se aplicó el proceso de laminación descrito en la sección II.1 de este trabajo. Se midió la dureza en el material después del proceso por medio del ensayo Rockwell B, así como también se realizaron análisis por difracción de rayos X, y microscopía electrónica de barrido tanto de la apariencia del grafito como de la superficie de fractura en las muestras procesadas.

Los resultados del proceso de laminación se encuentran en la figura III.1. En ésta se indican dos tipos de datos: deformación para la aparición de grietas visibles y deformación para el colapso del material (máxima deformación). En ambos se observa que la deformación tiene una tendencia a aumentar conforme la temperatura de laminación es mayor hasta una que oscila en el intervalo de 600 °C a 700 °C para los datos de grietas visibles y de 500 °C a 650 °C para los datos de deformación máxima. Los valores máximos fueron 19.57% a 650 °C para grietas visibles y 23.81% a 550 °C para deformación máxima. Más allá de los intervalos de temperatura mencionados, la tendencia de los datos cambia y se observa una reducción en la capacidad de deformación del material.

Observando los resultados del análisis por difracción de rayos X, específicamente los correspondientes a 650 °C (figura III.5), se aprecia que la intensidad del pico de carbono tiene un incremento en comparación con el material original y el procesado a temperaturas inferiores; a temperaturas mayores el pico de carbono disminuye por la descarburización, además el carburo de hierro disminuye en intensidad conforme la temperatura aumenta.

Por otra parte, alrededor de 650 °C se alcanzaron los máximos de deformación. Por tanto, se puede deducir que existe una dependencia entre la capacidad de deformación y el

carbono en el material. El aumento en la intensidad del carbono se puede explicar por la descomposición del carburo de hierro. Esta descomposición provoca dos fenómenos: la cantidad de carbono aumenta por la adición del que se desprende del carburo, la matriz metálica aumenta gracias a que los carburos desaparecen y el hierro en ellos se integra a la matriz. Lo anterior se refleja en un aumento en la ductilidad del material. No obstante, el calentamiento cercano a los 650 °C define el inicio de la pérdida de carbono por descarburización. Tal hecho propició la aparición de grietas y huecos en el interior del grafito, fragilizando el material y, consecuentemente, la falla se presentaba a niveles de deformación menores que el alcanzado a 650 °C.

En la sección I.4, la cual habla de la superplasticidad en aleaciones ferrosas, se menciona que aceros de alto contenido de carbono fueron tratados termomecánicamente y que las más altas deformaciones se obtuvieron a temperaturas que oscilan entre 650 °C y 770 °C, mientras que para hierros fundidos blancos se consiguieron entre 1100 °C y 650 °C, ambas mediante un proceso de deformación por laminación [14,17]. Comparando los resultados obtenidos en este trabajo con los mencionados en la sección I.4 se encuentra cierta concordancia entre ellos, en cuanto a temperatura. Las deformaciones máximas en el hierro gris fueron alcanzadas en el intervalo de 500 °C a 650 °C. Sin embargo, la deformación máxima en el hierro gris no es comparable con la correspondiente en las aleaciones de la sección I.4. Esto puede deberse a que el tipo de grafito en el hierro gris (hojuelas tipo A) es muy distinto al que presentan los aceros con alto contenido de carbono y los hierros blancos. En los hierros fundidos blancos, por ejemplo, la formación de grafito no ocurre y en su lugar aparecen laminillas de carburo de hierro alternadas con laminillas de ferrita para formar una matriz de perlita. Como se menciona en la sección III.4.1 al parecer las fracturas del material durante el proceso tienen inicio en los extremos de las hojuelas de grafito pues éstas actúan como concentradores de esfuerzos, provocando que la deformación máxima alcanzada en el hierro gris sea mucho menor que la que se presenta en los hierros blancos.

Por otra parte, el intervalo de temperatura en el cual se presentó la deformación máxima en el hierro gris es menor que el de los aceros de alto carbono y el de los hierros blancos. Aquí es importante mencionar que, como se describe en las secciones III.4.1 y III.4.2, a una temperatura cercana a 650 °C se inicia la descarburización del material. En las imágenes mostradas en las figuras III.13 y III.14 se puede observar que las hojuelas de

grafito son totalmente diferentes a las hojuelas del material original (figura III.9). Las primeras tienen una tonalidad más clara lo que indica la pérdida de carbono en ellas y, por consecuencia, la descarburización. Además, es notoria la aparición de grietas en el interior de las hojuelas como resultado del proceso de laminación. Así, tanto la descarburización como el cambio en las hojuelas de grafito pudieron ser determinantes en la baja deformación alcanzada en el proceso. Las figuras III.19 y III.20 corroboran lo anterior. En éstas se observa la descarburización progresiva del material conforme la temperatura era mayor.

La marcada descarburización del material fue una consecuencia de la manera en que se realizó el calentamiento. La muestra a laminar se calentaba desde la temperatura ambiente hasta la temperatura de laminación en el interior del horno. Por lo que las muestras laminadas de 650 °C en adelante al aproximarse a dicha temperatura comenzaban a descarburizarse, por tanto, el material se degradaba durante el tiempo en el que se alcanzaba la temperatura de laminación. Así, entre más alta era la temperatura mayor era el tiempo de permanencia en el horno y, por ende, mayor la pérdida de carbono. Una alternativa para disminuirla puede ser el introducir la muestra al horno una vez que éste haya alcanzado la temperatura deseada.

Se observan, por otra parte, en la figura III.1 varios puntos que salen de la tendencia. Es importante recordar que estos datos corresponden al promedio de los valores de deformación de tres muestras del material laminadas bajo las mismas condiciones, por lo que los picos mencionados pueden deberse a que la cantidad de datos generados no fue lo suficientemente representativa. Por ello es que varios de estos fueron descartados en la elaboración de las curvas de la figura III.1.

Los resultados del ensayo de dureza son mostrados en la figura III.2. En la realización de esta prueba se tuvieron muchos problemas debidos a que las muestras quedaban muy agrietadas después de ser laminadas, por lo que al ser sometidas a la carga del indentador se rompían repentinamente produciendo una lectura de dureza menor a la real en el material. Se sabe que al deformar el material por debajo de 670 °C aproximadamente ($0.6 T_m$), éste sufrirá endurecimiento por deformación en frío, sin embargo, los resultados obtenidos no son concluyentes en este sentido.

Mediante el análisis por difracción de rayos X fue posible determinar que durante el proceso de laminación se generaban nuevas fases en el material, así como también otras presentes en el material original desaparecían. En general, las nuevas fases que aparecieron en él son óxidos de hierro. La formación de estos óxidos está asociada con la exposición del material a altas temperaturas más que con el proceso de deformación aplicado. El hierro es un metal proclive a la oxidación cuando está inmerso en una atmósfera rica en oxígeno, tal como el aire. Esta predisposición aumenta con el incremento de la temperatura. Según los resultados de la sección III.4, las muestras calentadas a una temperatura menor o igual a 350 °C no observaron la formación de ningún óxido ni de alguna nueva fase. A partir de los 400 °C las muestras presentaron la formación de una nueva fase correspondiente a un óxido de hierro conocido como magnetita (Fe_2O_4). Al comparar los espectros de difracción de las muestras laminadas de 400 °C en adelante se observa que la presencia de la magnetita aumenta con el incremento de la temperatura lo cual es obvio ya que, como se dijo anteriormente, a mayor temperatura la oxidación del hierro es más alta. Muestras laminadas a 500 °C o más, mostraron otra fase: hematita (Fe_2O_3), que también es un óxido de hierro. A los 700 °C comienza el intervalo de temperatura en el que el óxido de hierro FeO fue detectado. Sin embargo, a 850 °C no fue posible determinar su existencia, aunque el hecho de que a 900 °C sí haya sido detectado hace suponer que en realidad, a 850 °C, la cantidad de este óxido en la superficie de difracción no era suficiente para ser detectado. A esta misma temperatura se presentó la fase Fe_2C (carburo de hierro) la cual es una fase transitoria con estructura hexagonal u ortorrómbica que ha sido reportada en varias ocasiones. Esta fase es un producto de la reducción de óxidos de hierro con óxidos de carbono [16].

En los difractogramas de las muestras laminadas a temperaturas superiores o iguales a 700 °C (figuras III.6, III.7 y III.8) se observa la disminución de la intensidad del pico de carbono e incluso su ausencia en el difractograma del material laminado a 900 °C; además, en éste último, tampoco son detectadas las fases Fe_3C y Fe_2C . Esto viene a corroborar lo dicho acerca de la descarburización del material la cual se creé empieza a una temperatura cercana a 650 °C. El hecho de no detectar carbono en la muestra laminada a 900 °C no significa necesariamente la ausencia de éste en el material ya que puede ser que la cantidad superficial remanente en el hierro sea muy pequeña para ser detectada por el equipo de difracción de rayos X.

En las imágenes obtenidas por microscopía electrónica de barrido (sección III.5) se observan varias cosas. En primer lugar, las correspondientes a la apariencia del grafito, revelan que las grietas tienen como origen los extremos de las hojuelas de grafito. Esto se debe a que actúan como concentradores de esfuerzos ya que son discontinuidades en la matriz del material. Las grietas se extienden a través de la matriz hasta unirse con otras, propiciando la fractura del material. En segundo lugar, a temperaturas por arriba de 650 °C, las grietas se propagan también hacia el interior del grafito tal vez como resultado de la aparición de huecos generados por la descarburización, que al principio es muy superficial. A 900 °C la descarburización es notable; lo que antes eran hojuelas de grafito aparecen como zonas alargadas de tonalidad un poco más oscuras que la matriz, con grietas y huecos. Esto coincide con el espectro de difracción obtenido para esta temperatura.

En cuanto a las fotografías de fractura, éstas revelan que fue básicamente frágil. Esta aseveración viene del hecho de que las superficies de las fracturas son rugosas y cristalinas, presentando cierto brillo y apariencia granular. Se suma a esto que no existen indicios de deformación plástica en ellas.

Sin embargo, a 700 °C aparecen franjas de descarburización en ambos extremos de la superficie laminada que definen una zona en la cual el aspecto de la fractura cambia. En las figuras III.19 y III.20 se aprecia que al centro de las muestras la fractura continúa siendo frágil, aunque en las franjas descarburizadas la apariencia es más bien opaca y lisa, además es de un solo color. Lo anterior hace pensar que la fractura tiene una transición de frágil a dúctil, la cual es consecuencia de la pérdida de carbono en el material.

CONCLUSIONES

CONCLUSIONES

De los resultados obtenidos se concluye lo siguiente.

- El intervalo de temperatura en el cual se obtiene una mayor deformación en el hierro gris está comprendido entre 500 °C y 700 °C. El valor máximo es 23.81% a 550 °C. La baja deformación obtenida puede deberse a dos factores: primero, el grafito en forma de hojuelas actúa como un concentrador de esfuerzos y beneficia la aparición de grietas que durante la deformación crecen hasta provocar la fractura del material; segundo: la pérdida de carbono genera huecos o grietas en el grafito que al ser deformados aceleran la falla del material.
- Existe una relación directa entre la cantidad de carbono desprendida por los carburos por causa del calentamiento y la capacidad de deformación del material. La explicación de esto radica en que al descomponerse el carburo en hierro y carbono, la matriz metálica aumenta y, como consecuencia, la ductilidad se incrementa.
- En cuanto a los resultados del ensayo de dureza, estos no son concluyentes respecto al endurecimiento del material como resultado del proceso termomecánico.
- El proceso induce la formación de distintos tipos de óxidos en el hierro gris a partir de 400 °C. Estos óxidos son consecuencia de la exposición del material a una atmósfera rica en oxígeno (aire) y la alta temperatura.
- La pérdida de carbono es determinante en el proceso. Ésta inicia cerca de 650 °C y su influencia radica en la degradación de las hojuelas de grafito (aparición de grietas y huecos), lo que acelera el agrietamiento y la falla del material. Incluso, la descarburización influye en la apariencia de la fractura del hierro haciendo que ésta aparente la transición de frágil a dúctil (figuras III.19 y III.20).
- Es claro que por este proceso no se puede generar una estructura superplástica en el hierro fundido, es decir, no es posible refinar la estructura para que cumpla con las características de los materiales superplástico (tamaño de grano <10 micras).

PERSPECTIVAS

Durante la realización de este trabajo, fue patente la influencia de la pérdida de carbono en el proceso. La forma de calentamiento empleada contribuyó a que la descarburización fuera más marcada. Además, el tipo de atmósfera en la cual se llevó a cabo el calentamiento fue un factor importante. Para estudios posteriores, es recomendable introducir las muestras al horno hasta que éste haya alcanzado la temperatura requerida. Por otra parte, es conveniente el considerar llevar a cabo el calentamiento en una atmósfera inerte para que la descarburización sea inhibida.

Este estudio podría extenderse a las diferentes clases de hierro gris para generar información al respecto, ya que en la literatura no se reportan investigaciones similares. Tales son los casos del hierro fundido maleable y el hierro fundido dúctil.

ANEXOS

ANEXO A. LA CURVA ESFUERZO – DEFORMACIÓN

La curva esfuerzo – deformación se obtiene en una prueba a tracción y proporciona información básica acerca de la resistencia de un material. En ésta prueba una muestra es sometida a una fuerza de tracción uniaxial, continua y en aumento, mientras que se hacen observaciones sobre la elongación que sufre.

Una curva esfuerzo – deformación ingenieril se construye de las mediciones de carga – elongación. El esfuerzo empleado es el promedio del esfuerzo longitudinal de tracción sobre la muestra.

$$s = \frac{P}{A_0}$$

donde s es el esfuerzo de tracción promedio también llamado ingenieril, P es la carga aplicada y A_0 es el área original de la sección transversal de la muestra.

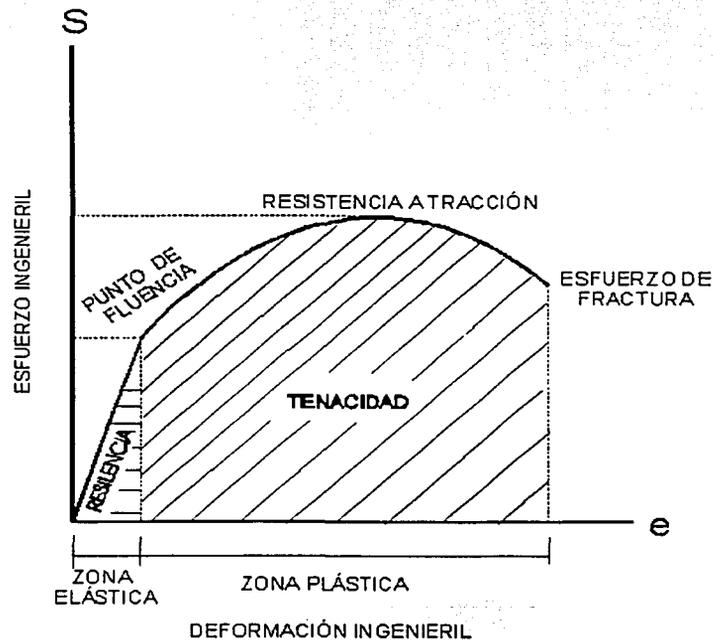


Figura A. 1. Curva esfuerzo deformación

La deformación ingenieril, e , es el promedio de la deformación lineal, es decir:

$$e = \frac{L - L_0}{L_0}$$

donde L es la longitud final de la muestra.

La forma y magnitud de la curva esfuerzo – deformación depende de: la composición del material, tratamientos térmicos, la deformación plástica anterior, la velocidad de deformación, la temperatura y el estado de esfuerzos aplicado durante la prueba. Los parámetros que se emplean para describir la curva son: resistencia a la tracción, esfuerzo de fluencia, porcentaje de elongación y reducción del área de la sección transversal.

La curva esfuerzo deformación ingenieril no proporciona información de las características de deformación de un material ya que está basada en las dimensiones originales de la muestra, y éstas cambian continuamente durante la prueba. Además, los metales dúctiles presentan inestabilidad y sufren adelgazamiento durante la prueba. Debido a que la sección transversal de la muestra disminuye en este punto, la carga requerida para continuar la deformación se reduce. El esfuerzo promedio basado en el área original decrece lo que produce que la curva esfuerzo – deformación decaiga más allá del punto de máxima carga. En realidad, el metal sufre endurecimiento por deformación hasta que la fractura se presenta, por lo que el esfuerzo requerido para producir deformación posterior debe también incrementarse. Si se usa el esfuerzo real (σ), el cual está basado en el área real de la sección transversal, resulta que la curva esfuerzo – deformación se incrementa continuamente hasta la fractura. Si la medición de la deformación también se basa en mediciones instantáneas, el resultado es la curva esfuerzo real – deformación real. Ésta proporciona las características básicas de flujo plástico del material.

El esfuerzo y la deformación reales se relacionan con el esfuerzo y la deformación ingenieriles según las expresiones:

$$\begin{aligned}\sigma &= s(e + 1) \\ \varepsilon &= Ln(e + 1)\end{aligned}$$

Ambas ecuaciones sólo son aplicables hasta antes de que el adelgazamiento localizado se presente, ya que más allá de este punto los valores no son homogéneos a lo largo de la muestra.

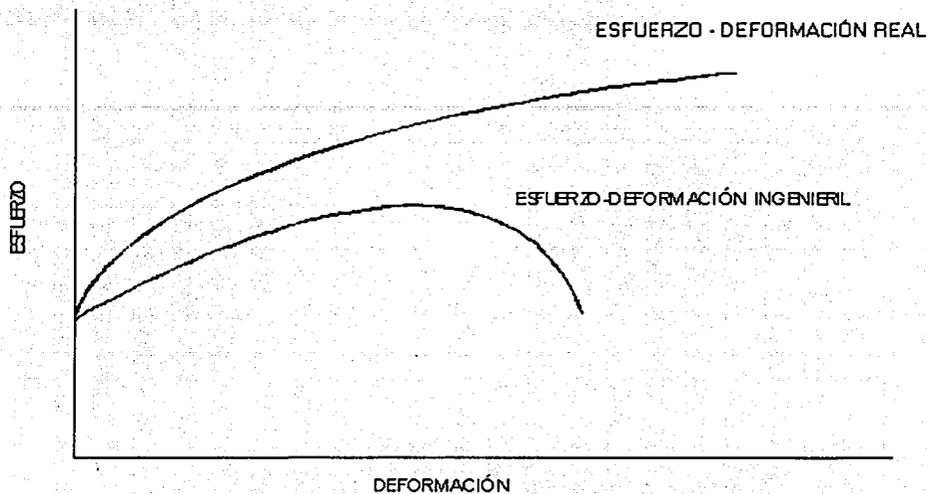


Figura A. 2. Gráficos esfuerzo – deformación ingenieril y real

La velocidad de deformación con la que es aplicada la deformación sobre una muestra puede tener una influencia importante sobre el flujo de esfuerzos. La velocidad de deformación real está definida como:

$$\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt} [s^{-1}]$$

La velocidad de deformación depende del aumento de la resistencia con el incremento de la temperatura. El esfuerzo de fluencia y el flujo de esfuerzos en deformaciones plásticas bajas dependen más de la velocidad de deformación que de la resistencia a la tracción.

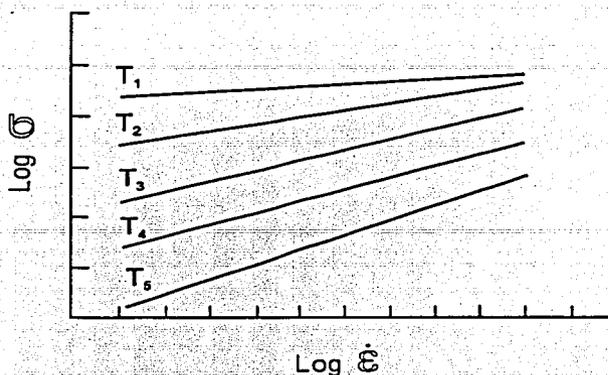


Figura A. 3. Flujo de esfuerzos a $\dot{\epsilon}=\text{cte}$ contra la velocidad de deformación

En una prueba de tracción en la que un extremo de la muestra es inmovilizado mientras que el otro extremo es sujetado por un cabezal móvil, cuya velocidad es $v=dL/dt$ (L : longitud), la velocidad de deformación ingenieril está dada por:

$$e = \frac{de}{dt} = \frac{v}{L_0}$$

donde e es la deformación ingenieril, L_0 es la longitud inicial de la muestra.

Para el mismo caso, la velocidad de deformación real es:

$$\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt} = \frac{v}{L}$$

donde L es la longitud de la muestra.

La relación entre las velocidades de deformación real e ingenieril es:

$$\dot{\epsilon} = \frac{e}{1+e}$$

Por otra parte, la figura A.3 indica una relación general entre el flujo de esfuerzos y la velocidad de deformación, a deformación y temperatura constantes la relación es:

$$\sigma = C(\dot{\epsilon})^m$$

**ESTA TESIS NO SALE
DE LA BIBLIOTECA**

donde C es una constante de proporcionalidad, m es conocido como índice de sensibilidad a la velocidad de deformación y es un buen indicador del comportamiento de un material durante la deformación. El índice m puede obtenerse determinando la pendiente del gráfico $\log \sigma$ contra $\log \dot{\epsilon}$. El valor de m se incrementa con el aumento de la temperatura, especialmente a temperaturas por arriba de $0.5T_m$ (T_m : temperatura absoluta de fusión).

ANEXO B. FUERZAS INVOLUCRADAS EN EL PROCESO DE LAMINACIÓN

Este es un proceso de compresión indirecta. Normalmente la única fuerza o esfuerzo aplicado es la presión radial de los rodillos laminadores. Esto deforma el metal y lo jala a través de la holgura de los rodillos.

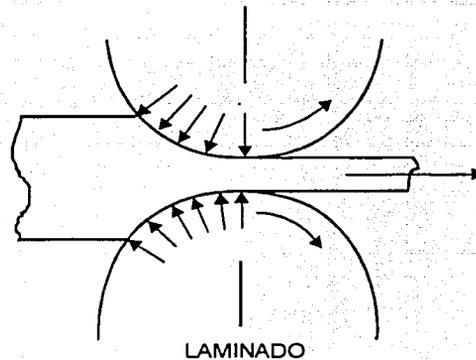


Figura B. 18. El proceso de laminación

FUERZAS EN LA GARGANTA DE LOS RODILLOS.

En la figura B.2 una pieza de metal de espesor h_1 y ancho W_1 está pasando entre dos rodillos a una velocidad v_1 . La garganta entre los rodillos es tal que el espesor se reduce a h_2 en el punto más aproximado y la velocidad del metal al dejar los rodillos es v_2 .

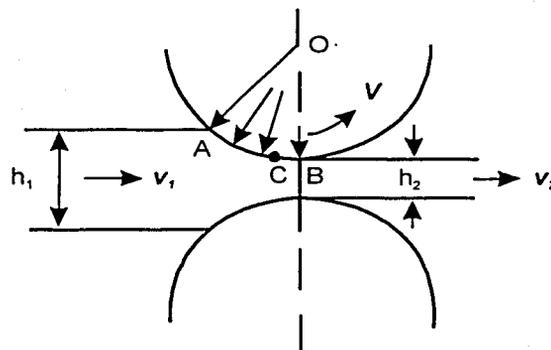


Figura B. 2 Esquema del proceso de laminación.

El ancho es asumido como constante por simplicidad, pero en la práctica siempre hay algún ensanchamiento y W_2 es mayor que W_1 . La velocidad en la superficie de los rodillos, la cual es normalmente constante, debe estar entre v_1 y v_2 .

La figura B.3 muestra como varía la velocidad en la garganta de los rodillos. Entre el punto de entrada, A y C, los rodillos están desplazándose más rápido que el metal, tendiendo a "deslizarse" (DRAG) en la garganta. Entre C y B, la salida, los rodillos se desplazan más lentamente que el metal, tendiendo a jalarlo. Hay sólo un punto, C, donde los rodillos y el metal se desplazan a la misma velocidad, este es el punto neutro o punto de no deslizamiento. Las fuerzas de fricción entre los rodillos y el metal deben ser por lo tanto ejercidas hacia el punto neutro.

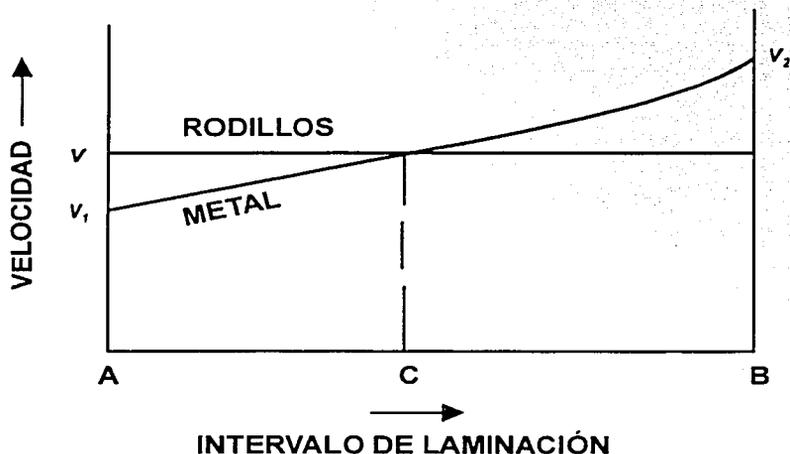


Figura B. 3 Variación de la velocidad en la garganta de los rodillos entre la entrada y la salida

Debido a que el deslizamiento relativo ocurre entre el metal y los rodillos primeramente hacia delante y después hacia atrás, esto conduce a ralladuras en la superficie del metal.

FUERZA DE FRICCIÓN EN EL ARCO DE CONTACTO.

Es posible derivar una expresión para esta fuerza de fricción. En la figura B.4 se considera un elemento vertical de metal de altura h , ancho W y espesor dx , colocado en el espacio entre los rodillos en una posición θ con relación a la línea que une los centros de los rodillos.

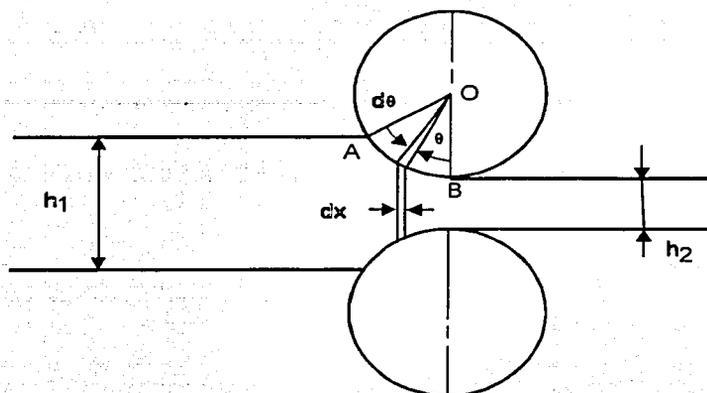
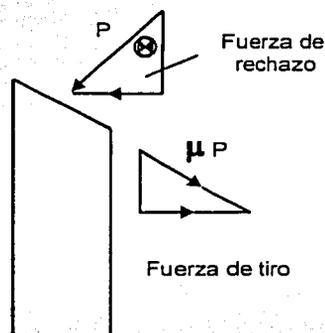


Figura B. 4 Elemento diferencial colocado en el espacio entre rodillo

Una presión P actúa radialmente en los extremos de este elemento, y si el elemento está localizado entre el punto de entrada y el punto neutral, una fuerza de fricción actúa hacia el punto neutral (Figura B.5). La presión radial tiene una componente horizontal que tiende a rechazar el metal y a impedir que entre a los rodillos, mientras que la fuerza de fricción tiene una componente horizontal que arrastra el metal hacia adentro.



FUERZAS EN EL ELEMENTO

Figura B. 5 Fuerzas sobre el elemento diferencial entre el espacio de rodillos

El que el metal pase a través de los rodillos dependerá de los valores de las componentes horizontales de las dos fuerzas, como se muestra, $\mu P \cos \theta - P \sin \theta$. La variación de estas componentes con θ está dada en la figura B.6.

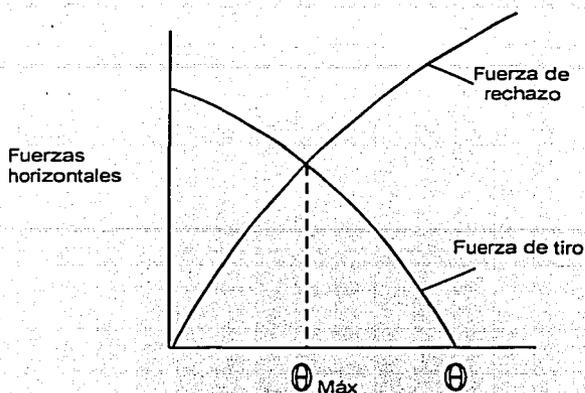


Figura B. 6 Variación de fuerzas en el espacio entre rodillos

El ángulo máximo posible en el espacio entre los rodillos antes de que la fuerza de rechazo exceda la fuerza de arrastre es $\theta_{\text{máx}}$ donde $\mu P \cos \theta_{\text{máx}} - P \sin \theta = 0$, es decir:

$$\mu = \tan \theta_{\text{máx}}$$

$\theta_{\text{máx}}$ es el ángulo máximo de agarre o ángulo de fricción y determina la reducción máxima posible para un molino dado. Debe notarse que esto sólo depende del coeficiente de fricción entre las superficies de la pieza de trabajo y los rodillos.

Teóricamente el molino puede lograr un 100% de reducción por laminado en caliente, pero esto es imposible en la práctica. Puede notarse que el jalón máximo posible depende de dos factores, el coeficiente de fricción μ , y el radio de los rodillos R. (figura B.7)

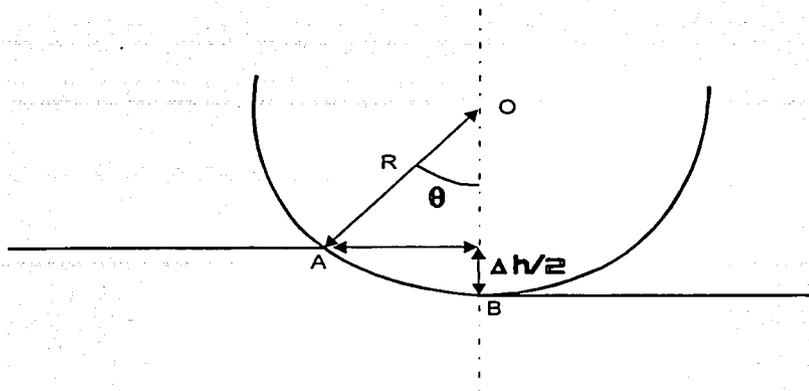


Figura B. 7 Diagrama para el cálculo de la reducción máxima al laminar

Geoméricamente:

$$\tan \theta_{\text{máx}} = \frac{\sqrt{R\Delta h}}{R - \frac{\Delta h}{2}} \approx \sqrt{\frac{\Delta h}{R}}$$

así, el estirado máximo

$$\Delta h_{\text{máx}} \approx \mu^2 R$$

Primordialmente, el laminado es un proceso en el que se requieren reducciones máximas grandes con objeto de que el metal pueda ser deformado rápida y económicamente. Tales molinos tienen rodillos de gran diámetro con superficies, que son ásperas para aumentar el coeficiente de fricción.

FACTORES QUE AFECTAN LA CARGA DE LAMINADO.

Los valores de μ y R como se muestra en la ecuación

$$\Delta h \approx \mu^2 R$$

afectan el ángulo máximo de agarre y por consecuencia la reducción máxima posible por pasada. La carga de laminado es directamente proporcional a σ_0 y W . También depende de $(R\Delta h)^{1/2}$. Mientras mayor sea la reducción, mayor será la carga de C.L. $\propto \Delta h^{1/2}$. De igual manera, mientras mayor sea el diámetro del rodillo, mayor será la carga de laminado, o sea C.L. $\propto R^{1/2}$. A mayor valor de μ , mayor carga de laminado, sin embargo, está inversamente relacionada a h_1 , de manera que mientras más delgado sea el calibre o espesor original mayor será la carga de laminado. Estos factores afectan grandemente el diseño del molino, dado que una carga excesivamente alta puede tener un efecto adverso en el comportamiento del molino. Los metales que demandan altas cargas de laminado son los de alto esfuerzo de cedencia y calibre delgado. Un examen de los parámetros anteriores ilustrará la posibilidad de alterar el diseño del molino en un intento para reducir la carga de laminado. Los dos parámetros que pueden alterarse en la etapa de diseño son μ y R .

La carga de laminado puede minimizarse haciendo el radio tan pequeño como sea posible y la superficie del rodillo tan tersa como se pueda. Este principio se usa en el diseño de molinos múltiples que son ampliamente usados para el laminado de hojas delgadas y consisten de pequeños rodillos de trabajo soportados por grandes rodillos de apoyo para prevenir que se flexionen. Aun en tales molinos. Las cargas pueden ser excesivas y el recurso es usar dispositivos que apliquen tensión adelante y atrás del metal que está siendo laminado. Esto opera de acuerdo al diagrama de esfuerzos para un elemento de metal en el espacio entre los rodillos (figura B.8)

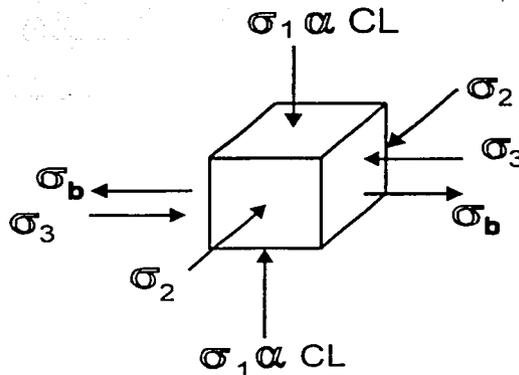


Figura B. 8 Diagrama de esfuerzos para un elemento en el espacio entre rodillos

El esfuerzo mayor aplicado, σ_1 , induce dos esfuerzos compresivos de fricción σ_2 y σ_3 . Las condiciones de cedencia, de acuerdo al criterio de Tresca, están dadas por:

$$\sigma_1 - \sigma_3 = \sigma_0$$

es decir

$$\sigma_1 = \sigma_0 + \sigma_3$$

La carga de laminado es proporcional a σ_1 , es decir, a $\sigma_0 + \sigma_3$.

Si se aplica una tensión σ_b a la parte posterior de la tira que está entrando al espacio entre los rodillos como se mostró, entonces las condiciones se transforman en

$$\sigma_1 = \sigma_0 + \sigma_3 - \sigma_b$$

Los molinos para laminado y acabado de hojas o chapas en general son muy diferentes de los molinos primarios, los cuales tienden a usar rodillos de gran diámetro con superficies ásperas [1,7,11,19].

BIBLIOGRAFÍA

BIBLIOGRAFÍA

- 1.- Altan, Tailan et al. **Metal forming. Fundamentals and applications.** ASM. EUA 1983
- 2.- Angus, H. T. **Cast iron: physical and engineering properties.** Butterworths. 2° edición. Gran Bretaña 1978
- 3.- Belk, John Anthony. **Electron microscopy and microanalysis of cristalline materials.** Applied science publishers. Londres 1979
- 4.- Bertin, E. **Principles and practice of X ray spectrometric analysis.** Plenum Press. EUA 1975
- 5.- Boyer, Howard; Gall, Timothy. **Metals handbook.** American Society por Metals. 7° edición. EUA 1992
- 6.- Brooks, Charlie. **Principles of the surface treatment of steels.** Technomic publishing. EUA 1992
- 7.- Degarmo, Paul; Temple Black, J. **Materials and processes in manufacturing.** Maxwell Macmillan international. 7° edición. Singapur 1990
- 8.- Dieter, George. **Mechanical metallurgy.** McGraw Hill. 3° edición. EUA 1986
- 9.- Flegler, S. et al. **Scanning and transmision electron microscopy. An introduction.** W. H. Freeman & Co. EUA 1993
- 10.- Grinberg, Dora María K. De. **Tratamientos térmicos de aceros y sus prácticas de laboratorio.** Limusa. México 1986
- 11.- Harris, John Noel. **Mechanical working of metals. Theory and practice.** Pergamon Press. 1° edición. Gran Bretaña 1983
- 12.- Minkoff, I. **The physical metallutgy of cast iron.** John Wiley & sons. EUA 1983
- 13.- Ortiz Prado, Armando et al. **Apuntes de análisis de falla.** UNAM. México 1997
- 14.- Ridley, N. **Superplasticity in iron base alloys.** Manchester 1985

- 15.- Río, Jesús del. **Deformación plástica de los materiales. La forja y la laminación en caliente.** Gustavo Gili. España 1980
- 16.- **Serie Monograph series on alloy phase diagrams. Phase diagrams of binary iron alloys.** Vol. 9. ASM International. EUA 1993
- 17.- Wadworth, J et al. **Material in engineering applications.** 1979
- 18.- Walton, Charles. **Gray and ductile iron castings handbook.** Gray and ductile iron founders' society. EUA 1971
- 19.- Wusatowski, Zygmunt. **Fundamentals of rolling.** Pergamon Press. Polonia 1970
- 20.- West, Anthony. **State solid chemistry and its applications.** EUA 1984