

**UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON**

**FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA**

**DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO**



**EFECTOS MICROESTRUCTURALES SOBRE EL  
DESGASTE EN ACERO TIPO AISI D2**

**TESIS**

**QUE PARA OBTENER EL GRADO DE  
MAESTRO EN CIENCIAS DE LA INGENIERIA MECANICA  
CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

**PRESENTA:  
EFREN SAUCEDA TELLO**

**SAN NICOLAS DE LOS GARZA, N. L.**

**FEBRERO, 1996**

TM  
25853  
.M2  
FIME  
1996  
S2

LAURENTIUS MICHAELIS SOBRIE EL

DISCASSINE ENTI AGRIO

TIPO TITPO

ATCI ID2



1020112151



# UANL

---

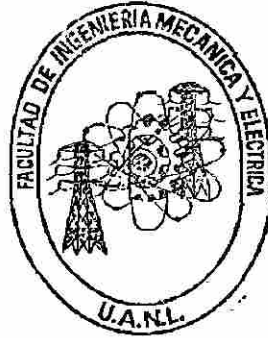
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

**UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON**

**FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA  
DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO**



**EFFECTOS MICROESTRUCTURALES SOBRE EL  
DESGASTE EN ACERO TIPO AISI D2**

**TESIS**

**QUE PARA OBTENER EL GRADO DE  
MAESTRO EN CIENCIAS DE LA INGENIERIA MECANICA  
CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

**DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS**

**PRESENTA:**

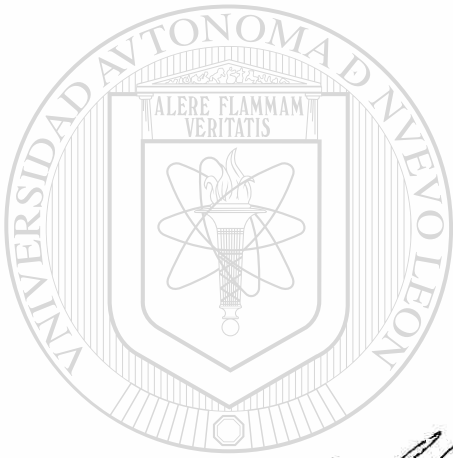
**EFREN SAUCEDA TELLO**

**SAN NICOLAS DE LOS GARZA, N.L. FEBRERO, 1996**



UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON  
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA  
DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis Efectos microestructurales sobre el desgaste en acero tipo AISI D2 realizada por el Ing. Efrén Saucedá Tello sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales.



El comité de Tesis

Asesor  
Dr. Alberto Pérez Unzueta

Coasesor  
Dr. Rafael Colás Ortiz

Coasesor  
Dra. Patricia Rodríguez López

Vo.Bo.  
M.C. Marco A. Mendez Cavazos  
División de Estudios de Postgrado

San Nicolás de los Garza, N.L. a Febrero de 1996



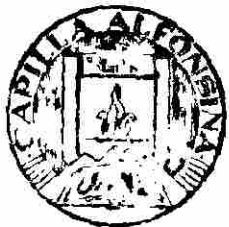
# UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



**FONDO TESIS**

# DEDICATORIA

A mis Padres

Moisés Saucedá Torres  
Paula Tello de Saucedá



A mis Hermanos

A todos ellos por darme su apoyo.

A mis tíos

Arturo Tello Hernández  
Ventura Cárdenas de Tello

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN  
Por brindarme su hospitalidad. ®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Y a una persona muy especial

Patricia Rodrigues de Oliveira

Con la que he pasado muy gratos momentos platicando a través del Internet, y que apesar de la distancia me brinda su amistad y apoyo

# AGRADECIMIENTOS

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACyT) por el apoyo económico dado para la realización de esta Maestría.

A la Universidad Autónoma de Nuevo León por brindarme la oportunidad de continuar mis estudios de postgrado, especialmente a la FIME.

Al Doctorado en Ingeniería de Materiales (DIMAT) por haberme aceptado y de darme la oportunidad de formar un gran equipo de trabajo.

A todos mis compañeros de estudios que me tuvieron que soportar durante todo este tiempo: Juanelo, Pablito, Hugo, Mario, Cavazos, Lupito, Moy, Chuy Garza, Chuy Talamantes, Ana Maria, Idalia, Montealegre, Carlos García, Martínez, Jauregui, Julio, Sigi, Ing. Trejo, Mayito, Toñoloco, Paty y Claudia. y muy especialmente a Nahum (macla).

A mis compañeros de Generación: Manolín, Miguelón, Dorix y Esperanza. (Les gané!!!!!!!)

Un especial agradecimiento a estas personas que de manera desinteresada nos ofrecieron su ayuda para la elaboración de este proyecto.

Ing. José Manuel Estevez Pérez.  
(ASSAB-UDDEHOLM de México). Por la donación de acero D2.

Ing. Francisco Guerra Rosales.  
(Parker-Zenith, S.A de C.V.). Por los tratamientos térmicos al vacío efectuados espacialmente ( y sin costo) para nosotros.

Ing. Juan M. Cortés.  
(Metalsa). Por el aceite donado.

Así mismo

A los siguientes profesores de la FIME

Ing. Eduardo Santos.  
Por toda su asistencia en el uso de la máquina TIMKEN.

Ing. Jesus Moreno.  
Por toda su asistencia en las pruebas de desgaste y en el trabajo la laboratorio Metalográfico.

Tec. Andres Monsivais (FFM).  
Por la ayuda en el maquinado de las probetas.

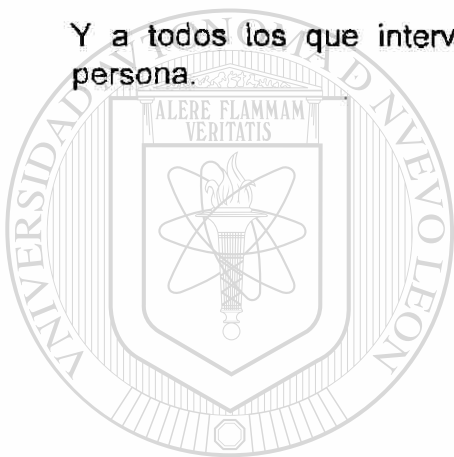
Al Ing. Mario Alberto Coronado quien fue el primero en realizar pruebas de desgaste en la máquina TIMKEN ( te gané Mario).

A todos los doctores que forman parte del Doctorado en Ingeniería de Materiales, gracias por brindar su conocimiento.

A Alberto Pérez.

A Rafael Colás y Patricia Rodríguez por su gran colaboración.

Y a todos los que intervinieron de alguna manera en mi formación como persona.



# UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

# CONTENIDO

<b>Lista de tablas</b>	vi
<b>Lista de figuras</b>	viii
<b>Resumen</b>	ix
<b>1.- Introducción.</b>	1
<b>2.- Manufactura y selección de aceros herramienta.</b>	4
2.1.- Introducción.	4
2.2.- Antecedentes históricos.	4
2.3.- Horno de arco eléctrico.	6
2.4.- Metalurgia secundaria para aceros especiales.	9
2.5.- Colada del acero y formado.	12
2.6.- Metalurgia de polvos.	15
2.7.- Clasificación y características de los aceros herramienta.	16
<b>3.- Mecanismos de desgaste.</b>	19
3.1.- Introducción.	19
3.2.- Definición del término desgaste.	19
3.3.- Contacto mecánico de superficies ingenieriles.	20
3.4.- Clasificación de los mecanismos de desgaste.	25
3.5.- Desgaste Adhesivo.	26
3.6.- Desgaste Abrasivo.	29
3.7.- Influencia de las propiedades microestructurales sobre el desgaste.	30
3.8.- Pruebas de desgaste.	31
3.9.- Lubricación.	33
<b>4.- Tratamientos térmicos.</b>	37
4.1 Introducción.	37
4.2 Aceros alto cromo-alto carbono para trabajo en frío tipo AISI D2.	37

4.3	Tratamientos térmicos de los aceros herramienta.	41
4.4	Tratamientos superficiales.	46
<b>5.-</b>	<b>Procedimiento Experimental.</b>	<b>48</b>
5.1.-	Introducción.	48
5.2.	Diseño experimental.	48
5.2.1.	Caracterización del acero utilizado.	48
5.2.2.	Preparación de las muestras.	49
5.2.3.	Descripción de la máquina Timken .	50
5.2.4.	Procedimiento de prueba.	53
5.2.5.	Obtención de resultados.	54
<b>6.-</b>	<b>Resultados.</b>	<b>57</b>
6.1.-	Introducción.	57
6.2.-	Resultados de las pruebas de desgaste.	57
6.3.-	Resultados del análisis de imágenes.	59
<b>7.-</b>	<b>Discusión.</b>	<b>67</b>
7.1.-	Introducción.	67
7.2.-	Pruebas de desgaste.	67
7.3.-	Análisis de imágenes.	69
<b>8.-</b>	<b>Conclusiones.</b>	<b>72</b>
	Referencias.	73

# LISTA DE TABLAS

Tabla	Descripción	Página
2.1.-	Cronología de aceros para herramientas de corte.	5
2.2.-	Carbono equivalente para oxidación.	8
2.3.-	Secuencia AOD y cambios de composición.	11
2.4.-	Clasificación de los aceros herramienta.	17
2.5.-	Composición de los aceros herramienta tipo D más comúnmente usados.	18
3.1.-	Ecuaciones y coeficientes de desgaste K para los diferentes mecanismos de desgaste.	28
4.1.-	Clasificación general y propiedades de carburos encontrados en los aceros herramienta.	41
5.1.-	Composición del acero herramienta tipo AISI D2	47
5.2.-	Secuencia de tratamientos térmicos.	49
6.1.-	Durezas HRC obtenidas después de los tratamientos térmicos.	57
6.2.-	Resultados obtenidos de dureza (HRC) y desgaste ( $\text{mm}^3/\text{m}$ ) después de las pruebas de desgaste.	58
6.3.-	Coefficientes de fricción encontrados durante las pruebas de desgaste.	59
6.4.-	Porcentaje de carburos perpendiculares y paralelos con respecto a la matriz.	61



# LISTA DE FIGURAS

Figura	Descripción	Página
2.1.-	Horno Heroult de solera conductora para fabricar ferroaleaciones.	6
2.2.-	Curvas de equilibrio cromo-carbono.	11
2.3.-	Cambios de composición en aceros al cromo.	11
2.4.-	Representación esquemática del proceso pulvimetalúrgico (PM) para la fabricación de acero.	16
3.1.-	Tipos de acciones mecánicas existentes que actúan sobre los materiales.	20
3.2.-	Descripción de un sistema tribológico de acuerdo a DIN 30 320.	20
3.3.-	Condiciones de contacto como una función de la carga normal.	22
3.4.-	Modelo conceptual de área de contacto entre asperezas de dos cuerpos deslizándose bajo una carga normal P.	23
3.5.-	Deformación de una simple aspereza la cual es definida por su altura h, dimensión lateral 2b, y su radio de curvatura R.	23
3.6.-	Representación esquemática del mecanismo de desgaste adhesivo.	28
3.7.-	Representación esquemática del mecanismo de desgaste abrasivo.	30
3.8.-	Efecto de las partículas de una segunda fase y efecto de la fracción volumétrica.	31
3.9.-	Geometrías empleadas para pruebas de desgaste	32
3.10.-	Geometría de (a) contacto conformante y (b) contacto no conformante.	32
4.1.-	Sección isotérmica del sistema ternario Fe-C-Cr del diagrama de equilibrio.	39
4.2.-	Sección ternaria del sistema Fe-C-Cr. Aleación conteniendo 13%Cr.	40
4.3.-	Diagrama de transformación isotérmica para un acero tipo AISI D2.	43
5.1.-	Distribución de carburos en la dirección de laminación.	49

5.2.-	Figura ilustrativa de la barra de acero y de los cortes hechos.	49
5.3.-	Figura ilustrativa de la máquina TIMKEN.	51
5.4.-	Detalle del sistema de palancas de la máquina TIMKEN.	52
5.5.-	Representación esquemática de block y taza en la máquina TIMKEN.	53
5.6.-	Vista seccional y frontal de un bloque de prueba.	56
6.1.-	Resultados obtenidos de desgaste contra dureza, en las pruebas de desgaste.	59
6.2a.-	Marca de desgaste bajo del bloque 6, cara perpendicular 2.	60
6.2b.-	Marca de desgaste alto del bloque 6, cara paralela 2.	60
6.3a.-	Distribución de carburos en dirección paralela a la laminación	61
6.3b.-	Distribución de carburos en dirección perpendicular a la laminación	61
6.4a.-	Fotografía de los carburos en la dirección perpendicular al desgaste mostrando una capa blanca y las líneas de deformación de los carburos.	63
6.4b.-	Fotografía de líneas de deformación, carburos y capa blanca.	63
6.5.-	Fotografía de la distribución de carburos en dirección perpendicular, para una carga normal de 133N.	64
6.6a.-	Fotografía del desprendimiento de carburos y de matriz, para un desgaste y carga excesiva.	64
6.6b.-	Detalle del desprendimiento de carburos y matriz, así como de las líneas de deformación.	65
6.7.-	Fotografía de la capa blanca en una de las caras con carburos paralelos a la dirección del rolado.	66
6.8.-	Fotografía de la capa blanca, desprendimiento de carburos y líneas de deformación para una cara con carburos en dirección paralela al rolado.	65
7.1.-	Factores que afectan el desgaste abrasivo.	68

# RESUMEN

El estudio hecho en esta tesis se basa en la hipótesis de encontrar una relación entre la microestructura y el desgaste del acero tipo AISI D2 sometido a diferentes tratamientos térmicos. Se encontró que el principal parámetro microestructural que afecta a la resistencia al desgaste fue la orientación de los carburos, es decir, la dirección que toman los carburos cuando el acero es laminado.

Los resultados obtenidos durante las pruebas en la máquina Timken fueron satisfactorios, ya que fue posible demostrar que existe una relación entre la resistencia al desgaste y la microestructura, esto es, con la orientación de los carburos.

De esta manera y después de hechas las pruebas se determinó el desgaste del material como pérdida en peso por unidad de distancia deslizada en cada probeta. Otro de los parámetros determinados fue el área parcial de carburos. Los resultados se analizaron y se discutió cada uno de ellos principalmente el efecto que tiene la orientación de los carburos.

Esto significa que, para aplicaciones industriales de este tipo de acero, se debe de poner especial cuidado al utilizarlo correctamente con la orientación, mejorando así la resistencia al desgaste.

También se demostró que los carburos primarios son los responsables de la alta resistencia al desgaste de este tipo de acero. Las diferentes temperaturas de austenización utilizadas en el tratamiento térmico no repercutieron en la resistencia al desgaste.

# CAPITULO 1

## INTRODUCCIÓN

Desde tiempos muy antiguos el ser humano ha utilizado herramientas para facilitar sus actividades cotidianas. Quizás las primeras herramientas fueron pedazos de madera, piedras y huesos que el hombre afilaba o tallaba para lograr el fin deseado: cuchillos, lanzas, golpeadores, etc.

Posiblemente los primeros artefactos metálicos producidos por el hombre fueron elaborados a partir de metales nobles, cobre o restos de meteoritos que llegaban a la tierra. Con el desarrollo de las técnicas de extracción de minerales y obtención de metales y aleaciones, la fabricación de herramientas metálicas fue cada vez más sofisticada. Los primeros aceros fueron fabricados en pequeños hornos de crisol. Su producción fue muy limitada y su costo muy alto. La Revolución Industrial del siglo XIX impulsó la búsqueda de fabricar mayores cantidades de acero, a menores costos y con mejores propiedades. Así, nuevos y más modernos métodos de fabricación fueron desarrollados. Nuevas composiciones químicas fueron experimentadas y explotadas comercialmente y, de esta forma, una nueva familia de aceros, aquellos que están destinados principalmente a la fabricación de herramientas fue creada.

Los aceros herramienta poseen una diversidad de propiedades, dependiendo del tipo de trabajo que se espera la herramienta efectúe. Así, se tienen aceros con muy alta dureza aunque su tenacidad puede ser baja. O aceros con alta tenacidad para trabajar a impacto, pero su dureza no es tan alta. El tipo de trabajo que una herramienta va a efectuar, dictará las propiedades mecánicas que deberá tener el acero, las cuales estarán en función de la composición química y del tratamiento térmico efectuado a la herramienta.

De los aceros más comúnmente usados para la fabricación de herramientas que requieren alta dureza y alta resistencia al desgaste están los aceros alto carbono y alto cromo. En particular el acero con 12% Cr y 1.5 % C (AISI D2) es uno de los más empleados. Por el alto contenido de carbono y cromo, estos aceros presentan un alto contenido de carburos, los cuales forman una red tridimensional dentro del acero. Con las operaciones de forjado y laminado, esta red se dispersa y carburos finos aparecen en la microestructura junto con bandas de carburos masivos que siguen generalmente las líneas de flujo o laminación. Debido a esta estructura bandeada, las propiedades mecánicas de estos aceros son afectadas según la dirección en que se midan.

La resistencia al desgaste ha sido una propiedad que hasta hace poco era determinada más bien en forma empírica y en base a la experiencia en el uso de diferentes materiales. No es sino hasta hace poco que la resistencia al desgaste a empezado a ser estudiada en forma más seria.

En la literatura actual existe poca información sobre la resistencia al desgaste de los diferentes aceros. Inclusive la información relativa a los aceros resistentes al desgaste, como el acero D2, es cualitativa y en muchas ocasiones sólo esta referida como alta o baja. Uno de los motivos por esta falta de información ha sido los pocos estudios sistemáticos de desgaste y la falta de ensayos estandarizados. Así mismo, el fenómeno de desgaste puede ocurrir por diversos mecanismos. Por lo que es importante estudiar estos mecanismos de desgaste y las condiciones en las que ocurren. Puesto que la principal causa de cambio de herramental es debido al desgaste que sufren las caras de trabajo de estas herramientas, lo que ocasiona el incremento en costo por caídas de productividad y reemplazo y reproceso de herramientas.

El acero D2 es un acero con alta resistencia al desgaste, pero con una estructura altamente orientada. Hasta la fecha no existe información sobre la influencia de la estructura bandeada de este acero sobre la resistencia al desgaste.

Por lo anterior El Programa Doctoral en Ingeniería de Materiales de la Universidad Autónoma de Nuevo León, Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, ha iniciado un programa de investigación sobre la influencia de la microestructura de los materiales en su resistencia al desgaste.

El objetivo de este trabajo es el de presentar los resultados y conclusiones encontrados durante la investigación de la resistencia al desgaste de un acero herramienta tipo D2 en función de la orientación y distribución de la microestructura.



# UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

## CAPITULO 2

# MANUFACTURA Y SELECCIÓN DE ACEROS HERRAMIENTA

### 2.1 Introducción.

Los primeros aceros herramienta fueron simples aceros al carbono. A partir de 1868 y a principios del siglo XX se desarrollaron otros aceros herramienta con mayor contenido de elementos aleantes. Estas aleaciones complejas de aceros herramienta contenían entre otros elementos, proporciones relativamente grandes de tungsteno, molibdeno, vanadio, manganeso y cromo, e hicieron posible el incrementar la demanda de servicio severo y proveer un control dimensional más alto y seguridad durante el tratamiento térmico.

Muchas aleaciones de aceros herramienta también son usadas ampliamente para componentes de maquinaria y aplicaciones estructurales en los cuales los requerimientos de trabajo son particularmente rigurosos, por ejemplo resortes a altas temperaturas, válvulas de propósito especial y rodamientos de varios tipos para servicio a alta temperatura[1].

### 2.2 Antecedentes históricos.

Aunque paradójicamente los primeros usos de los aceros fabricados por el ser humano fueron para herramientas, estos aceros herramienta representan menos del 1% del total de todas las toneladas de acero producidas actualmente.

La extracción del hierro de sus minas, la forja y fundiciones eran ya practicadas desde los tiempos prehistóricos. En la gran pirámide de Egipto fue encontrado un fragmento de un acero herramienta que tiene posiblemente 5000 años de antigüedad.

La transición de hierro a acero fue posiblemente un descubrimiento accidental que sucedió probablemente durante el calentamiento de un meteorito de hierro, al absorber carbono de un material carbonatado durante el contacto. El arte del endurecimiento del acero por templado en agua es tan viejo que el tiempo de su descubrimiento nunca ha sido exactamente fechado.

Una cronología abreviada de los desarrollos sobresalientes en el campo de los aceros herramienta es mostrada en la tabla 2.1[2].

Tabla 2.1. Cronología de aceros para herramientas de corte[2].

Año	Desarrollo
350 B.C.	Aceros Wootz de India.
300 A.D.	Aceros Damasquinados y Toledanos.
Edad Media	Proceso de Cementación (hierro carburizado).
1740	Redescubrimiento de la fundición por Huntsman.
1868	Acero Especial de Mushet (2%C, 7%W, 2.5%Mn).
1898	Experimentos de Taylor, "sobrecalentamiento" para dureza al rojo.
1903	0.7%C, 14%Cr, prototipo del moderno acero de alta velocidad.
1904	Adición de 0.30% V.
1906	Introducción del horno eléctrico para fundición.
1910	Primera composición 18% W-4% Cr-1% V.
1912	Agregado de 3 a 5% Co para dureza al rojo.
1923	12%Co para aceros de alta velocidad.
1939	Alto-carbono, alto-vanadio "Aceros de super alta velocidad".
1940 a 1952	Incremento en la sustitución de molibdeno por tungsteno.
1953	Aceros de alta velocidad sulfurizados libres de maquinado.
1960	Rockwell C70 Aceros de alta velocidad con durezas de RC 70.
1970	Aceros herramienta por pulvimetalurgia.



## 2.3 Horno de arco eléctrico.

En los últimos años del siglo XIX, los aceros finos de alta calidad para herramientas y otros usos especiales se fabricaban exclusivamente en hornos de crisol.

Como los crisoles se manipulaban a mano y eran de pequeña capacidad (unos 30 kg cada uno), en ocasiones, cuando se deseaba fabricar lingotes de gran tamaño, había que emplear hornos capaces de calentar 30, 50 ó 100 crisoles a la vez. Uno de los problemas más difíciles de resolver en aquellos años era el alcanzar altas temperaturas, del orden de  $1650^{\circ}\text{C}$ . Debido al gran desarrollo que alcanzó la energía eléctrica a finales del siglo XIX, se pensó que el horno de arco eléctrico que produce temperaturas elevadas, superiores a  $3000^{\circ}\text{C}$ , quizá podría utilizarse para ese fin.

Paul Heroult en Francia, se especializó en un principio en la construcción de hornos para la fabricación de ferroaleaciones y carburo de calcio, que eran simples hornos eléctricos de arco fijos, con un electrodo vertical y solera conductora (fig. 2.1).

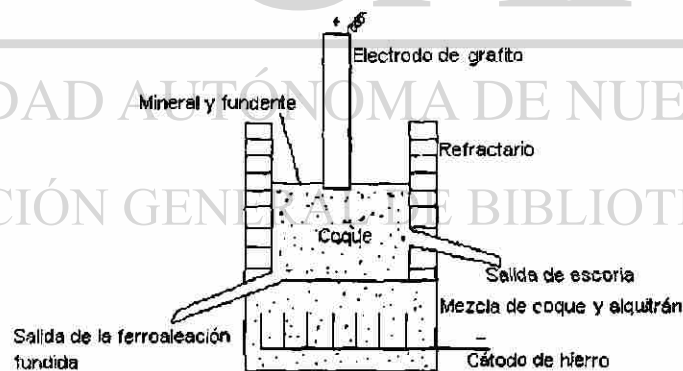


Fig. 2.1. Horno Heroult de solera conductora para fabricar ferroaleaciones.[3]

Luego comenzó a interesarse por la fabricación de acero y modificando un poco el horno para ferroaleaciones, obtuvo por primera vez a nivel industrial acero en un horno de arco eléctrico, en el año 1900. En 1901 Heroult mejoró el

horno, haciéndolo basculante en vez de fijo para facilitar la salida del acero y la separación de la escoria[3].

### **2.3.1 La metalurgia de horno de arco para la producción de acero.**

El control preciso de la temperatura y limpieza de la fundición en una atmósfera libre de sulfuros hacen al horno de arco eléctrico una atractiva proposición para la fundición de acero aleado de alta calidad. Los hornos de arco son cargados con chatarra, acero, arrabio, cal y electrodos rotos como una fuente de carbono para fundir la carga tan rápido como sea posible. Níquel y molibdeno, son agregados cuando es requerido junto con la chatarra como elementos que no son oxidados durante el refinamiento. Antes del vaciado, muestras de acero son tomadas para análisis. La temperatura del baño puede ser aumentada de 1530 a 1550°C mientras que el análisis se obtiene y se estudia para las acciones metalúrgicas requeridas para completar el calentamiento. Puesto que existe una variación en la composición de los desechos, también existirá una variación similar en el vaciado. Con buena práctica el carbono de vaciado debiera ser por lo menos 0.2 a 0.3% arriba de la especificación; el sulfuro y fósforo son generalmente bajos (abajo de 0.03%). Si los aceros aleados están siendo hechos de chatarra es importante asegurar que el baño contenga algunos de los aleantes requeridos, por ejemplo, níquel, molibdeno y cromo. Tal práctica reduce la cantidad de ferroaleaciones caras, necesarias para obtener el acero dentro de la especificación. El silicio y manganeso están siempre presentes en la chatarra de acero y planchas de hierro. La cantidad de estos elementos al momento de vaciar dependerá de la naturaleza de la chatarra.

### 2.3.2 Refinamiento.

El carbono es el principal elemento removido durante el soplado de oxígeno, pero otros elementos, en menores cantidades son también removidos. Estos son silicio, manganeso, fósforo y cromo y cada uno puede ser tratado como una cantidad equivalente de carbono. El carbono equivalente para estos elementos es dado en la tabla 2.2[4].

Tabla 2.2 Carbono equivalente para oxidación[4].

Elemento	Carbono equivalente % de 1% de elemento
Silicio	0.85
Manganeso	0.22
Fósforo	0.97
Cromo	0.35

### 2.3.3 Desfosforación.

El fósforo se elimina por oxidación del acero fundido en presencia de una escoria oxidada y muy básica.

### 2.3.4 Desulfurización.

La eliminación del azufre se realiza por la acción de una escoria desoxidada, básica y reductora, que puede estar formada principalmente con cal y un cierto porcentaje de carburo de calcio. En el horno eléctrico básico, en la segunda parte del proceso, se mantiene la escoria básica y desoxidada, consiguiéndose, además, crear una atmósfera prácticamente neutra, por lo que es posible bajar sin dificultad el contenido en azufre hasta 0.015-0.010%.

### 2.3.5 Desoxidación.

En los hornos eléctricos, lo mismo que en otros hornos, una gran parte de la eliminación del oxígeno se puede conseguir por la adición de elementos desoxidantes como el silicio, manganeso o aluminio, pero este sistema de desoxidación (usando materiales desoxidantes), que se emplea normalmente al

final de la operación en todos los procesos de fabricación de acero, solamente es eficaz para la fabricación de acero común.

En la fabricación de aceros de calidad, esa forma de desoxidar tiene el inconveniente de dejar gran cantidad de partículas microscópicas sólidas en el baño metálico ( $\text{SiO}_2$ ,  $\text{MnO}$  o  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), que luego aparecen en el acero en forma de inclusiones no metálicas. Por lo tanto, siempre interesa limitar en lo posible el empleo de un exceso de desoxidantes y evitar que el baño de acero en la última fase del proceso se encuentre muy oxidado[3].

## 2.4 Metalurgia secundaria para aceros especiales.

### 2.4.1 El proceso AOD (Argon Oxygen Decarburation).

Los aceros inoxidable y algunos aceros herramienta son generalmente fundidos en hornos de arco eléctrico relativamente pequeños y refinados en convertidores de crisol llamados AOD, para lograr las tolerancias en la composición, bajo costo, buena limpieza y un control preciso de las condiciones de fundición[1].

Cuando se sopla oxígeno a un baño de acero fundido, no es posible mantener condiciones isotérmicas dada la reacción muy exotérmica de la oxidación del cromo. Para controlar esta reacción el argón es usado para diluir el oxígeno y así reducir la rapidez de reacción del cromo y liberar el calor presente. En esta técnica se observa que para una temperatura y un nivel de carbono dados, el cromo que puede permanecer en equilibrio se incrementa. Esto es debido a que la presión parcial de CO en la reacción de decarburización ha sido reducida y el dato obtenido, produce las dos curvas más bajas en la figura 2.2 para una presión parcial de CO de 0.1 atm.

Usando el 0.02% C obtenido a  $1800^\circ\text{C}$  (punto D) donde solamente 3% Cr pudiera estar retenido en el baño, es ahora posible retener 11% Cr a  $1700^\circ\text{C}$  (punto E) y 18% Cr cerca de  $1750^\circ\text{C}$  (punto F).

La técnica AOD es fundir la carga en el horno de arco con todos los elementos agregados en la forma de más bajo costo, es decir chatarra de acero inoxidable y ferroaleaciones de alto carbono. Al fundir, el cromo está arriba de 0.5% sobre el mínimo en la especificación a ser hecha con carbono en el intervalo de 0.25%-2.0% y silicio 0.2% a 1.5%. Los niveles particulares de carbono y silicio dependen de la especificación, práctica y forma de la olla, así como de la temperatura de transferencia (la cual es de aproximadamente de 1500<sup>0</sup>C).

## **2.4.2 La metalurgia del proceso AOD.**

### **2.4.2.1 Carbono y cromo.**

El principio de este proceso se basa principalmente en el control de la presión parcial del monóxido de carbono para controlar la rapidez de oxidación del carbono y cromo, de tal manera que el cromo se encuentre retenido en el baño mientras que el carbono es removido hasta alcanzar bajos niveles. Para mostrar la interacción del cromo y carbono durante la operación AOD, los cambios dados en la operación AOD de la tabla 2.3 han sido combinados con los datos de equilibrio teórico de la figura 2.3. Los datos combinados están dados en la figura 2.3 donde los cambios de ambos AOD y arco son mostrados, correspondiendo estas figuras principalmente a un acero inoxidable.

La olla es cargada a 1500<sup>0</sup>C con 1.5% C y 18.5% Cr (AO). El soplado inicial de gas es de 75% O<sub>2</sub> y 25% Ar. Tal mezcla promueve una rápida oxidación de carbono. Como el contenido de carbono se reduce abajo de 0.5% al final del soplado, entonces el efecto de dilución del argón sobre la presión parcial del monóxido de carbono está empezando a tener un efecto. El soplado 1 es terminado a 0.4% C, 17.8% Cr y a una temperatura de 1700<sup>0</sup>C la cual está aproximadamente en el punto de equilibrio para una presión de una atmósfera de CO (A1).

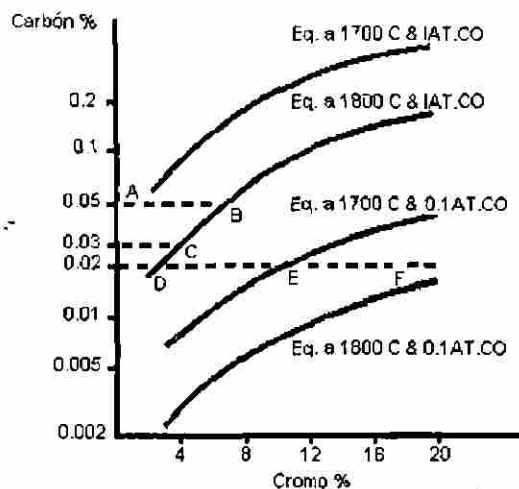


Fig.2.2 Curvas de equilibrio Cromo-Carbón. [4]

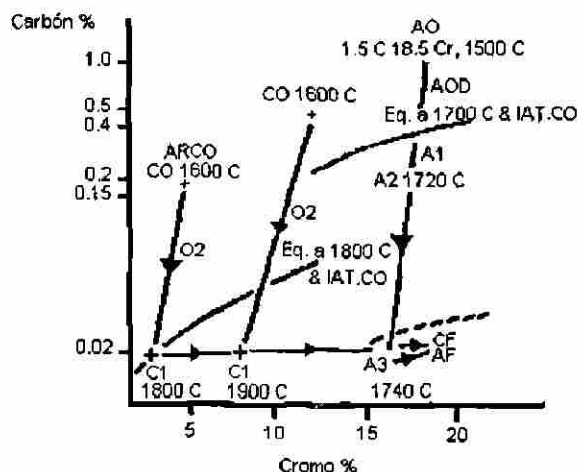


Fig.2.3 Cambios de composición en aceros al Cromo.[4]

Si la temperatura ha sido mayor a 1700°C, entonces la carga fría (chatarra) pudiera ser agregada para reducir la temperatura a casi este nivel antes del comienzo del soplado 2. En el soplado 2 para un nivel más alto de Ar la dilución del oxígeno es necesaria para reducir la presión parcial de CO y promover la remoción de carbono sin un significativo incremento de temperatura o pérdida de Cr. Este soplado es detenido a 17% Cr, 0.15% C a una temperatura de 1720°C (A2).

Tabla 2.3 Secuencia AOD y cambios de composición [4].

Acción	Cr %	Ni %	C %	Si %	S %	Temp °C	Ar/O2	Tiempo (min)
1 Meta	18.0	10.0	0.025	0.5	0.015	1550	-	-
2 Carga AOD	18.5	9.8	1.5	0.3	0.035	1500	-	2
3 Soplado 1	17.8	10.0	0.4	0.1	0.03	1700	1:3	25
4 Soplado 2	17.0	10.1	0.15	-	0.03	1720	1:2	15
5 Soplado 3	16.5	10.1	0.018	-	0.03	1740	2:1	15
6 Reducir	18.2	9.9	0.02	0.5	0.02	1650	Ar*	5
7 Desulfurización	18.2	9.9	0.02	0.5	0.01	1625	Ar*	10 <sup>l</sup>
8 Equilibrio	18.2	10.1	0.02	0.5	0.01	1550	Ar*	1

\* Ar Baño de agitación, <sup>l</sup> Incluye escoriación.

El soplado final es de 67% Ar, 33% O<sub>2</sub> tal que la presión parcial del monóxido de carbono es aproximada a 0.1 atm. El carbono removido continua con un pequeño aumento de temperatura para condiciones del baño de 16.5% Cr, 0.018% C a 1740<sup>o</sup>C (A3). Alrededor de 1.7% Cr es reducido de la escoria para llevar al acero hacia la especificación con respecto al cromo (AF). En contraste a este proceso AOD, dos procesos de horno de arco han sido subrayados sobre la misma figura 2.3. El punto de inicio de soplado de oxígeno solamente es designado C0 y el final de soplado de oxígeno C1. La curva derecha C0-C1 representa una carga fundida de alto cromo (14% Cr y 0.5% C), la cual ha sido soplada alrededor de 1900<sup>o</sup>C para alcanzar 0.02% C, perdiendo 7% Cr en la escoria durante el proceso. Esta práctica representa bajos costos de carga pero altos costos de refractarios en el horno de arco. La curva de la izquierda muestra una práctica baja en cromo (4% Cr 0.2% C) la cual alcanza 1800<sup>o</sup>C para alcanzar 0.018% C. Hay menos desgaste sobre los refractarios del horno de arco, pero un alto costo por el ferrocromo de bajo carbono para producir al acero arriba del 18% del cromo requerido (CF)[4].

## 2.5 Colada del acero y formado.

Casi todo el acero que se fabrica en la actualidad, se obtiene por fusión. Antiguamente, el hierro se obtenía en estado pastoso y el acero se fabricaba por cementación de las barras.

El acero fundido no pasa directamente del horno a las lingoteras, sino que junto con una parte de la escoria va primero a la cuchara de colada. En ella, el acero suele permanecer unos minutos, que son suficientes para que la escoria que sale del horno mezclada con el acero pueda separarse por su menor densidad y flote sobre el baño metálico. De esta forma, al cabo de un cierto tiempo, se puede colar el acero por el fondo de la cuchara sin peligro de que se entremezclen ambos.



Este tipo de espera en la cuchara es también necesaria cuando el acero está demasiado caliente e interesa que descienda la temperatura para tener la más conveniente en el momento de colar el acero a las lingoteras.

El acero que está en la cuchara se emplea para cada uno de los tres procesos siguientes:

1. Fabricación de lingotes.
2. Colada continua.
3. Fundición de piezas de acero moldeado.

La mayor parte de los aceros tipo herramienta se transforman en lingotes, al ser colado en unos moldes de fundición de sección cuadrada, rectangular, hexagonal u octagonal, que se llaman lingoteras y que tienen forma apropiada para obtener lingotes para su posterior forja o laminación[3].

### **2.5.1 Forjado y laminado.**

El término general de forja es usado para describir un proceso de trabajo en caliente o en frío, llevado a cabo por martillos, prensas, o máquinas de forja en la que la fuerza primaria es compresiva. Al forjar el lingote, la operación es siempre en caliente, con el propósito múltiple de reducir el lingote en piezas tales que puedan ser forjadas o laminadas a la forma final, de romper la estructura cristalina gruesa del lingote, redistribución de segregados y en algunos casos, de soldar pequeños defectos existentes en el lingote.

En el proceso de laminado el metal es forzado a pasar entre dos rodillos girando en dirección contraria. Los rodillos pueden ser anchos como en el rolado de hojas o puede ser ranurado para permitir la fabricación de barras y formas especiales. Esta operación permite una reducción de la sección transversal, una refinación de la estructura y formado del metal hacia la forma deseada[2].



### 2.5.2 Recocido.

Este proceso consiste en calentar el acero a la temperatura adecuada y luego enfriar lentamente a lo largo del intervalo de transformación, preferentemente en el horno o en cualquier material que sea buen aislante al calor[5]. El propósito del recocido es refinar el grano, mejorar la maquinabilidad, facilitar el trabajo en frío, producir una microestructura particular o para obtener propiedades mecánicas determinadas.

En el caso de aceros herramientas se entiende por recocido, a uno completo, que se define como una austenización seguida de un enfriamiento lento a través del rango de austenización.

Los recocidos dependen casi totalmente de dos factores:

1. La formación de austenita. Lo cual consiste en calentar el acero a la temperatura de austenización, que estará en función de la composición química.
2. La subsecuente transformación de la austenita a temperaturas subcríticas elevadas[6]. Es decir, un enfriamiento lento y controlado para obtener la microestructura deseada.

---

### 2.5.3 Estirado en caliente y en frío.

Algunas de las características que ofrecen los materiales trabajados en frío, con respecto a aquellos que son trabajados en caliente, se encuentran las siguientes:

1. Forma y exactitud de la pieza.
2. Mejor maquinabilidad.
3. Control de las propiedades físicas dentro de los límites establecidos.
4. Acabado final.

En los proceso de estirado, el acero es sometido por una fuerza de tensión a través de un dado ahusado. Usualmente el principal propósito del estirado para cualquier tipo de acero herramienta, es el de darle al acero la

forma deseada. Ya que estos aceros tienen una alta resistencia a la deformación en frío, sería impráctico intentar grandes reducciones de área de la sección transversal. Las barras son así laminadas en caliente a aproximadamente la forma deseada y estirada a la forma y dimensiones finales[2].

## 2.6 Metalurgia de polvos.

Debido al proceso de solidificación del lingote, los aceros herramienta presentan segregaciones de diferentes grados e intensidad para varias aleaciones. La segregación se debe a la formación de redes de carburos y éstas son particularmente evidenciadas en los aceros con alto contenido de carbono, alto contenido de cromo y aceros alta velocidad.

En las barras laminadas, estas redes se rompen y forman bandas de carburos que afectan las propiedades mecánicas del acero, particularmente en la dirección transversal. A pesar del drástico grado de reducción del área transversal desde lingote a barra final, los aceros tipo D2 y D7 presentan baja tenacidad debido a las bandas de carburos[7].

A fin de evitar segregaciones y grandes carburos con su contraproducente efecto en la tenacidad, un proceso totalmente distinto en la fabricación de los lingotes debe ser utilizado.

La pulvimetalurgia (PM) es un proceso industrial por el cual pueden fabricarse piezas de acero de alta aleación libres de macro segregaciones. El proceso pulvimetalúrgico mostrado de forma esquemática en la figura 2.4 crea unas pequeñas esferas solidificadas las cuales, después de ser sometidas a una presión isostática en una cápsula, proporcionan una preforma lista para ser forjada en caliente en forma de barra. El proceso PM evita el problema de las macrosegregaciones y, consecuentemente, pueden fabricarse aceros con

mayor contenido de aleantes que los que podrían fabricarse de modo convencional.

En los aceros PM, los pequeños carburos de alta aleación aumentan considerablemente la resistencia al desgaste y también al mismo tiempo la tenacidad, especialmente en sentido transversal. Ello entra en contraste con los aceros fabricados en forma convencional, puesto que tan sólo puede incrementarse la tenacidad a expensas de reducir la resistencia al desgaste [7].

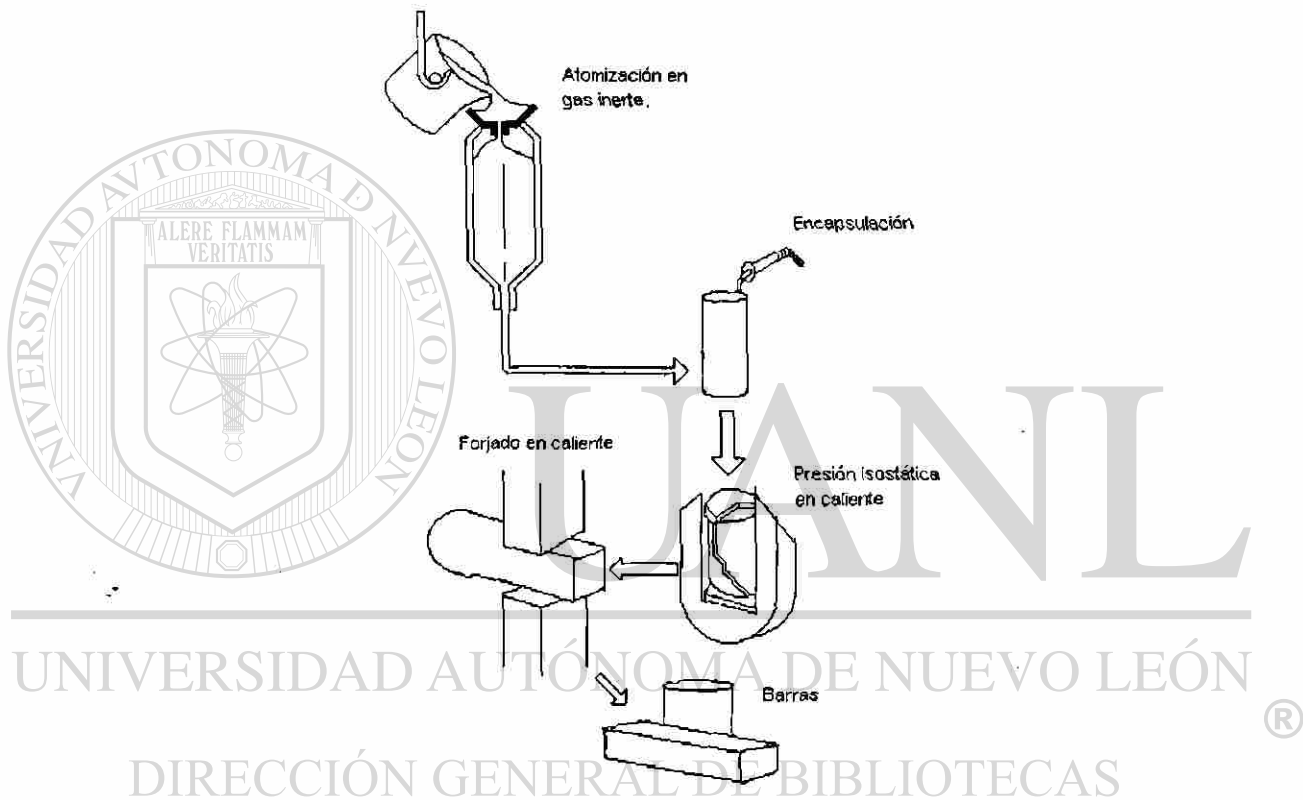


Fig. 2.4 Representación esquemática del proceso pulvimetalúrgico (PM) para la fabricación de acero.[7]

## 2.7 Clasificación y características de los aceros herramienta.

Hay varios métodos para clasificar los aceros para herramientas. Un método es según los medios de temple que se usen, como aceros templados en agua, aceros templados en aceite y aceros templados en aire. El contenido de la aleación es otro medio de clasificación, como aceros al carbono, aceros de baja aleación y aceros de mediana aleación. Un último método de

agrupación es el basado en el empleo del acero, como para trabajo en caliente, resistentes al impacto, de alta velocidad y para trabajo en frío. El método de identificación y tipo de clasificación de los aceros para herramientas adoptado por la American Iron and Steel Institute (AISI), toma en cuenta el método de templado, aplicaciones, características particulares y para industrias específicas. Los aceros herramientas que más se utilizan se han agrupado en siete grupos y a cada grupo o subgrupo se le ha asignado una letra del alfabeto, como se muestra en la tabla 2.4[5]:

Tabla 2.4. Clasificación de los aceros herramienta[5]

GRUPO	SIMBOLO Y TIPO
Templados en agua.....	<b>W</b>
Resistentes al impacto.....	<b>S</b>
Trabajo en frío.....	<b>O</b> Templable en aceite. <b>A</b> Mediana aleación y templable en aire. <b>D</b> Alto carbono, alto cromo.
Trabajo en caliente.....	<b>H</b> (H1-H19, base cromo, H20-H39, base tungsteno, H40-H59, base molibdeno).
Alta velocidad.....	<b>T</b> Base tungsteno. <b>M</b> Base molibdeno.
Moldes.....	<b>P</b> Aceros para moldes (P1-P19, incluso, bajo carbono; P20-P39, incluso, otros tipos).
Propósitos específicos.....	<b>L</b> Baja aleación. <b>F</b> Carbono-tungsteno.

La tabla 2.5 muestra los límites de composición para los aceros herramienta tipo D más comúnmente usados. Cada grupo de aceros herramienta de similar composición y propiedades son identificados por una letra mayúscula; dentro de cada grupo, los tipos de aceros herramientas individuales son asignados por código de números.

Tabla 2.5 Composición de los aceros herramienta tipo D más comúnmente usados[1]

Tipo	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	Co
D2	1.4-1.6	0.6 max	0.6 max	11-13	0.30 max	0.7-1.2	...	1.1 max	...
D3	2.0-2.35	0.6 max	0.6 max	11-13.5	0.30 max	...	1.0 max	1.0 max	...
D4	2.05-2.4	0.6 max	0.6 max	11-13	0.30 max	0.7-1.2	...	1.0 max	...
D5	1.4-1.6	0.6 max	0.6 max	11-13	0.30 max	0.7-1.2	...	1.0 max	2.5-3.5
D7	2.15-2.5	0.6 max	0.6 max	11.5-13.5	0.30 max	0.7-1.2	...	3.8-4.4	...

La mayoría de las herramientas en servicio están sujetas a cargas extremadamente altas que son aplicadas rápidamente. Las herramientas deben resistir estas cargas un gran número de veces sin romperse y sin presentar excesivo desgaste o deformación. En muchas aplicaciones, los aceros herramienta deben proveer esta capacidad bajo condiciones que desarrollan altas temperaturas en la herramienta. Ninguna herramienta simple combina máxima resistencia al desgaste, tenacidad, y resistencia al ablandamiento a elevadas temperaturas. Consecuentemente, la selección del material adecuado para una aplicación dada, requiere una óptima combinación de propiedades.

El éxito de una herramienta en servicio depende de su propio diseño, de la precisión con la cual es hecha, de la selección del acero adecuado y aplicación del tratamiento térmico. Una herramienta puede trabajar exitosamente en servicio solamente cuando todos estos requerimientos han sido satisfechos[1].

## CAPITULO 3

# MECANISMOS DE DESGASTE

### 3.1 Introducción.

Desgaste ocurre cuando dos superficies con un movimiento relativo interactúan entre sí. Aunque nuestro conocimiento de los varios mecanismos de desgaste se está desarrollando a grandes pasos, todavía no existe una ley simple cuantitativa del proceso de desgaste[8].

### 3.2 Definición del término desgaste.

Se puede definir al desgaste como la pérdida progresiva de material en las superficies en operación de un cuerpo como resultado de un movimiento relativo en dicha superficie[9].

---

Esta definición es suplementada por la siguiente nota:

La acción sobre la superficie de un cuerpo sólido por contacto y movimiento relativo de un sólido, líquido o gas es llamada acción tribológica. ®

Los diferentes tipos de acciones mecánicas que actúan sobre los materiales y que pueden causar desgaste, se presentan en diferentes maneras en la figura 3.1.

Cuando el concepto de sistema es aplicado al análisis de un proceso de desgaste, primero los elementos y materiales directamente envueltos en el proceso de desgaste deben ser hipotéticamente separados de los otros componentes del sistema bajo consideración[10].

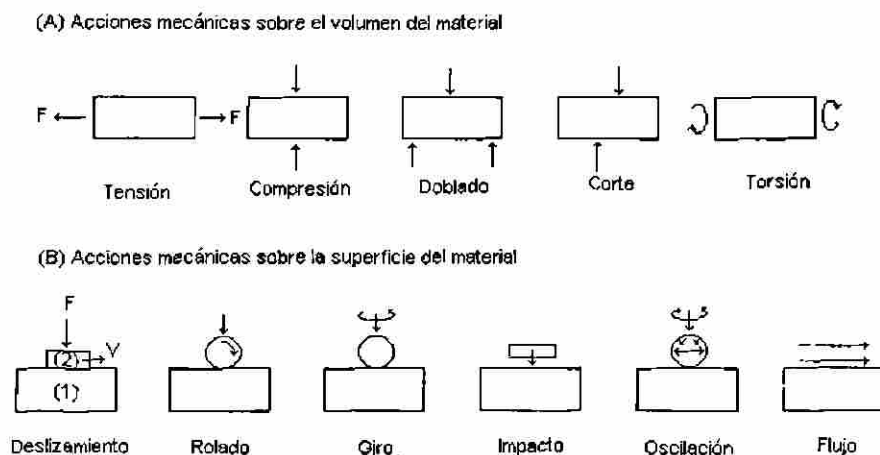


Fig. 3.1. Tipos de acciones mecánicas sobre los materiales[10].

Este concepto de sistema tribológico se describe en la figura 3.2, de acuerdo con la norma DIN 50 320[11].

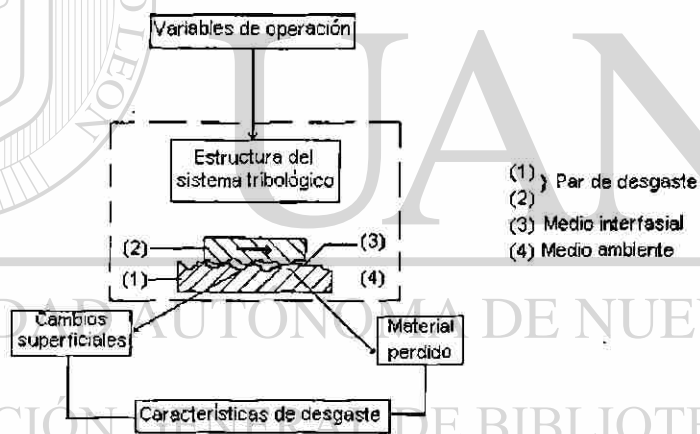


Fig. 3.2. Descripción de un sistema tribológico de acuerdo a DIN 30 320.[11]

### 3.3 Contacto mecánico de superficies ingenieriles.

Las superficies ingenieriles no son superficies planas geométricas separando dos cuerpos. En situaciones reales, todas las superficies son rugosas y todas están contaminadas. La textura geométrica de las superficies ordinarias está controlada por las características del proceso de acabado de dichas superficies.

Cuando dos superficies entran en contacto, dos parámetros deben identificarse claramente: El área aparente de contacto y el área real de contacto, la cuál es la sumatoria de las áreas microscópicas en las cuales las asperezas están en contacto.

Las superficies que entran en contacto, lo hacen primero en los picos de las asperezas. El contacto entre asperezas puede ser inicialmente descrito como un contacto entre superficies no conformantes, el cual fue primero propuesto por Heinrich Hertz y por lo que recibe el nombre de teoría de Hertz. Las ecuaciones de esta teoría nos permiten conocer el radio ( $a$ ) del área real de contacto, el acercamiento mutuo entre los cuerpos ( $\delta$ ), y la presión máxima entre las superficies de contacto[8].

Usando las ecuaciones de la teoría de Hertz para contacto mecánico:

$$a = \left( \frac{3PR}{4E^*} \right)^{1/3} \quad (1)$$

$$\delta = \frac{a^2}{R} \quad (2)$$

$$P_0 = \frac{3P}{2\pi a^2} = \frac{3}{2} P_m \quad (3)$$

$$P_0 = \left( \frac{2E^*}{\pi} \right) \left( \frac{\delta}{a} \right) = \left( \frac{2E^*}{\pi} \right) \left( \frac{\delta}{R} \right)^{1/2} \quad (4)$$

Donde  $E^*$  es el módulo elástico resuelto,  $R$  es el radio de curvatura,  $P_m$  es la presión nominal de contacto y  $P$  es la carga aplicada. Archard[12] ha propuesto el contacto de asperezas siguiendo el criterio de contacto elástico de Hertz y el contacto plástico de Bowden y Tabor[13]. Considérese el ejemplo específico de una bola de acero duro de 6.35 mm de diámetro, en contacto bajo presión con una superficie de acero al carbono de dureza 250 HV ( $\text{Kg}/\text{mm}^2$ ). Considere el módulo elástico del acero como 210 GPa y el coeficiente de Poisson de 0.3.



En la figura 3.3 se muestran los valores de los radios del área de contacto y de la presión nominal de contacto como una función de la carga aplicada. En el lado izquierdo de esta figura se encuentran los resultados del análisis Hertziano, es decir para el régimen elástico. Cuando el contacto está bajo cargas más severas, y considerando que un cuerpo es de dureza significativamente más alta que el otro cuerpo, la situación es similar a un ensayo de dureza Brinell.

La esfera dura deformará plásticamente a la superficie opuesta dejando una indentación permanente. El radio del área circular de contacto está dado por:

$$a = \left(\frac{P}{\pi H}\right)^{1/2} = \left(\frac{P}{\pi P_m}\right)^{1/2} \quad (5)$$

Donde H es la dureza de indentación del cuerpo más suave. La figura 3.3 muestra en el lado derecho el régimen completamente plástico. Aquí la presión de contacto nominal es constante e igual al valor de la dureza. El valor del radio del área de contacto se incrementa con la carga elevada a la potencia 1/2. La parte central de la figura 3.3 muestra el régimen elásto-plástico.

Extrapolando las curvas en el régimen elástico y plástico, habrá una carga crítica  $P_2$  donde, tanto el radio del área de contacto como la presión nominal se intersectan. Igualando los valores del radio del área de contacto de las ecuaciones 1 y 5, la carga crítica  $P_2$  es dada por:

$$P_2 = \left(\frac{3R}{4E}\right)^2 (\pi H)^3 \quad (6)$$

La transición entre el régimen elástico y el elasto-plástico ocurre a una carga crítica  $P_1$ . Esta es la carga a la cual el esfuerzo cizallante máximo excede el límite elástico. El flujo plástico se inicia cuando la presión de contacto nominal tiene un valor de aproximadamente  $0.4H$ . De esta forma se puede representar  $P_1$  en la figura 3.3.

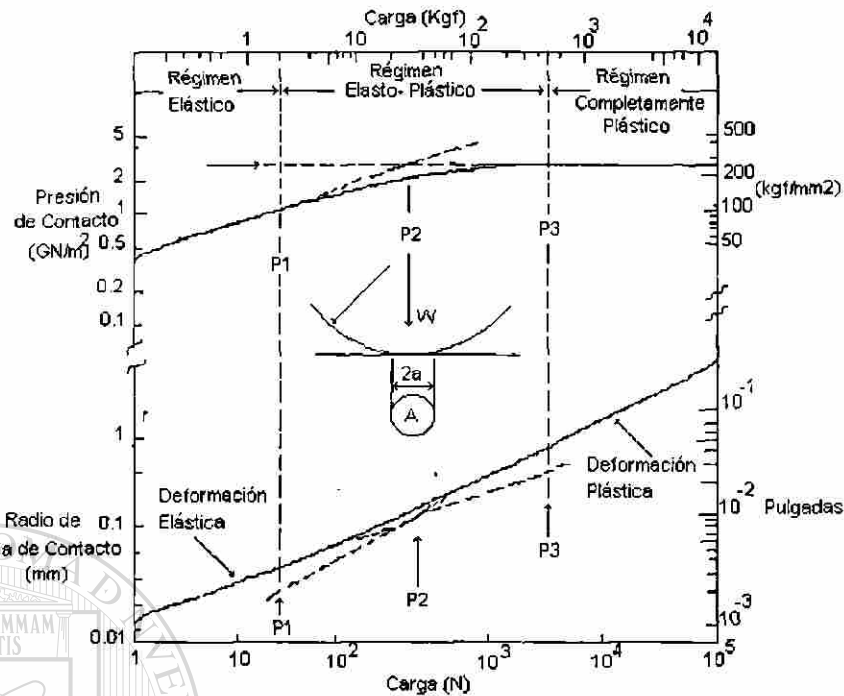


Fig. 3.3. Condiciones de contacto como una función de la carga normal [12].

Se ha encontrado experimentalmente que el flujo plástico total ocurre a cargas aproximadas a 200 veces la carga  $P_1$ . Por lo tanto  $P_3$  es el límite del régimen elasto-plástico y el inicio del régimen completamente plástico.

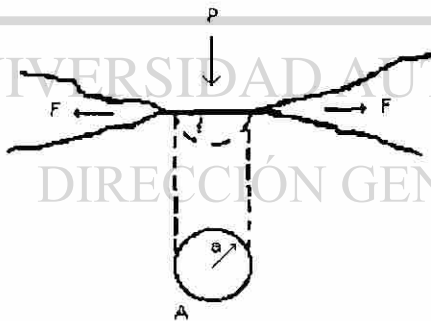


Fig. 3.4 Modelo conceptual de área de contacto entre asperezas de dos cuerpos deslizando bajo una carga normal P [12].

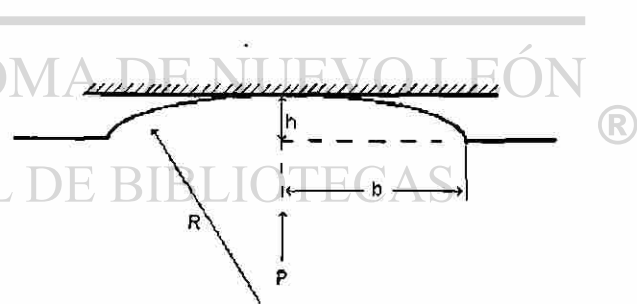


Fig. 3.5 Deformación de una simple aspereza la cual es definida por su altura  $h$ , dimensión lateral  $2b$ , y su radio de curvatura  $R$  [12].

Suponiendo que el área real de contacto está formada por el contacto de un número limitado de asperezas, ver figura 3.4, y que es tan pequeña que la

presión de contacto alcanza el valor límite fijado por la dureza del cuerpo más suave, el área de contacto real está dada por:

$$A_r = \frac{P}{H} \quad (7)$$

Así, la mayor parte de la fuerza de fricción es aquella requerida para deslizar por cizallamiento las uniones formadas en las asperezas. La fuerza de fricción es:

$$F = S A_r \quad (8)$$

Donde  $S$  es el esfuerzo cizallante de las uniones, el cual será función de los materiales involucrados y de cualquier capa formada. Por lo tanto el coeficiente de fricción es:

$$\mu = \frac{F}{P} = \frac{S}{H} \quad (9)$$

La deformación de una aspereza dependerá de un factor mecánico y de un factor geométrico. En la figura 3.5, se muestra una aspereza definida por su altura  $h$ , su dimensión lateral  $2b$ , y su radio de curvatura  $R$ . La presión máxima de contacto está dada por la ecuación 4.

$$P_0 = \left(\frac{2E^*}{\pi}\right)\left(\frac{\delta}{a}\right) = \left(\frac{2E^*}{\pi}\right)\left(\frac{\delta}{R}\right)^{1/2} \quad (10a)$$

El flujo plástico iniciará cuando la presión de contacto nominal  $P_m$  alcance un valor de  $0.4H$ . De la ecuación (3), y haciendo  $\delta = h$  y  $a = b$ , la ecuación (10a) puede reescribirse como:

$$\left(\frac{2E^*}{\pi}\right)\left(\frac{h}{b}\right) = \left(\frac{2E^*}{\pi}\right)\left(\frac{h}{R}\right)^{1/2} < 0.6H \quad (10b)$$

$$\Psi = \left(\frac{E^*}{H}\right)\left(\frac{h}{b}\right) = \left(\frac{E^*}{H}\right)\left(\frac{h}{R}\right)^{1/2} < 0.6 \frac{\pi}{2} \quad (10c)$$

Donde  $\Psi$  es el índice de plasticidad. La ecuación (10c) muestra que la severidad de la deformación es determinada por un factor mecánico  $E^*/H$ , el cual es proporcional al punto de cedencia del material, y a un factor geométrico  $h/b$ , el cual está relacionado a la forma de la aspereza.

### 3.4 Clasificación de los mecanismos de desgaste.

De acuerdo con la OECD[9], desgaste se define como: “ La pérdida progresiva de material de superficies en operación de un cuerpo como resultado de un movimiento relativo en dicha superficie”. Hay muchas clasificaciones de los tipos de desgaste. Se puede clasificar según la apariencia de las superficies desgastadas (picado, rayado, áspero, muescas, raspado, desgarrado, etc.). O bien según el mecanismo de desgaste: adhesión, fatiga, abrasión, corrosión y erosión. Esta segunda descripción de desgaste es la más aceptada.

**Desgaste adhesivo** es el proceso por el cual el material es transferido de una superficie a otra durante el movimiento relativo entre las superficies, como resultado de las uniones (soldadura en frío) de las asperezas. La transferencia de material puede ser adherida a la superficie opuesta pero en algunos casos, el material desprendido puede readherirse al cuerpo original o desprenderse como partícula libre.

**Desgaste por fatiga** ocurre cuando una superficie está sujeta a altos esfuerzos cíclicos, tales como los que ocurren en baleros y engranajes. Las partículas de material son removidas de la superficie como un resultado de la deformación de minigrietas superficiales o subsuperficiales. La superficie dañada muestra picaduras o cráteres de baja profundidad, de los cuales hojuelas de material han sido removidos y son sujetos a mayor y más rápida deterioración.

**Desgaste abrasivo** está asociado con el desplazamiento de material, de una superficie relativamente suave, por las protuberancias duras de la superficie opuesta (abrasión de dos cuerpos), o por partículas duras y sueltas entre las dos superficies (abrasión por tres cuerpos).

**Desgaste corrosivo** requiere tanto de una acción química o electroquímica combinada con un movimiento relativo entre las superficies. La corrosión puede ocurrir sin desgaste, pero si los productos de la reacción son subsecuentemente removidos por un movimiento relativo de las superficies, entonces el fenómeno de desgaste corrosivo prevalece.

**Desgaste erosivo** ocurre si un fluido conteniendo partículas sólidas las impacta sobre una superficie. El fluido puede ser tanto líquido como gaseoso. El impacto de las partículas originará, ya sea deformación plástica en la superficie de los ductos, o la formación de pequeñas grietas.

Otra forma de clasificar desgaste se basa en el comportamiento del fenómeno con el tiempo, así se puede tener, desgaste de asentamiento, el cual ocurre en el inicio de los contactos de superficies nuevas, para posteriormente pasar a un estado estable de desgaste. Generalmente el desgaste de asentamiento es de magnitud mayor al desgaste estable. Otra clasificación de

desgaste es según la magnitud del fenómeno, así se tienen desgaste bajo, medio, alto o severo, y catastrófico.

### **3.5 Desgaste adhesivo.**

El origen del desgaste adhesivo es la aparición de microsoldaduras locales entre la superficie del utilaje y el material de trabajo y es una de las formas más comunes que existen. Ello es mostrado en forma esquemática en la figura 3.6[7]. El desgaste adhesivo aparece con materiales de trabajo blandos y adherentes como aluminio, cobre, acero inoxidable y acero con bajo contenido en carbono[14].

El desgaste adhesivo se debe a las altas fuerzas de adhesión que se desarrollan cuando los átomos o moléculas entran en contacto íntimo. Durante el deslizamiento, una pequeña área entra en contacto y existe la posibilidad de que esta unión se rompa en el área original de unión de las asperezas. Consideremos el contacto de la aspereza de la figura 3.4, y de la ecuación 7, la máxima área de contacto esta dada por:

$$dA = \pi a^2 = \frac{dP}{H} \quad (11)$$

Donde  $dP$  es la componente máxima de la carga que la aspereza contribuye a la carga total,  $dA$  es la máxima contribución de la aspereza al área real total. Si suponemos que el contacto de la aspereza genera una partícula desgastada de volumen  $dV$ , es de esperarse que las dimensiones de esta partícula estén directamente ligadas al tamaño del contacto. Así,  $dV$  es proporcional a  $a^3$ .

Suponiendo que la partícula es hemisférica,  $dV$  está dada por:

$$dV = \frac{2}{3} (\pi a^3) \quad (12)$$

Suponiendo que la distancia deslizada por el contacto de la aspereza es  $dL = 2a$ , entonces el volumen desgastado por unidad de distancia deslizada puede expresarse como:

$$\frac{dV}{dL} = \frac{1}{3} \pi a^2 = \frac{1}{3} dA = \frac{1}{3} \frac{dP}{H} \quad (13)$$

Para todas las microáreas de contacto, el volumen total desgastado por distancia deslizada es:

$$\frac{V}{L} = \Sigma \left( \frac{dV}{dL} \right) = K_{ar} = K \frac{P}{H} \quad (14)$$

Donde  $K$  es el coeficiente de desgaste (adimensional). El punto esencial de esta ecuación es que el desgaste expresado como volumen removido por unidad de distancia deslizada, es proporcional a la carga aplicada e independiente de la velocidad de deslizamiento y del área aparente de contacto.

El rango de desgaste es proporcional a la carga aplicada y al área real de contacto. La interpretación física del significado del coeficiente de desgaste es simplemente la proporción de todos los contactos de asperezas los cuales resultan en la formación de una partícula de desgaste.

Valores experimentales han mostrado que los valores de  $K$  son muy bajos, entre  $10^{-3}$  a  $10^{-7}$ . Suponiendo un valor de  $10^{-6}$ , esto significa que sólo un contacto en un millón resultará en una partícula desgastada. Todos los contactos de aspereza contribuyen a la fricción, la cual estará dominada por todos los eventos que ocurren sin daño.

Para los casos de desgaste por fatiga, abrasión, corrosión y erosión, se puede hacer un análisis similar al anterior, encontrando que el coeficiente de desgaste estará en función de las condiciones propias del contacto, tal como lo muestra la tabla 3.1[8].

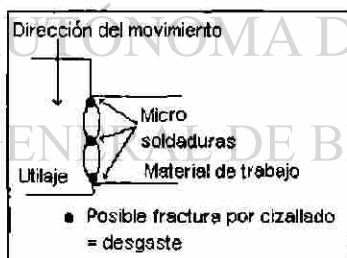


Fig. 3.6. Representación esquemática del mecanismo de desgaste adhesivo[7].

El tipo de desgaste adhesivo puede reducirse intentando que las microsoldaduras o los mecanismos de desprendimiento de material no se produzcan fácilmente.

Tabla 3.1. Ecuaciones y coeficientes de desgaste K para los diferentes mecanismos de desgaste[8].

ADHESION	$\frac{V}{L} = K \frac{W}{H}$	K = La proporción de todas las asperezas en contacto, la cual resulta en la producción de una partícula desgastada.	$\frac{V}{L} = K \frac{W}{H}$
ABRASION	$\frac{V}{L} = K_1 \left[ \frac{2 \cot \theta}{\pi} \right] \frac{W}{H}$ $K = K_2 \left[ \frac{2 \cot \theta}{\pi} \right]$	$2 \cot \theta / \pi =$ Es un factor geométrico dado por la geometría de la partícula abrasiva.	
FATIGA	$\frac{V}{L} = 1/3 K_1 \frac{W}{H}$ $K = 1/3 K_1$	$1/K =$ El número de ciclos para fallar.	
CORROSION	$\frac{V}{L} = K_3 \frac{\lambda}{2a} \frac{W}{H}$ $K = K_3 \frac{\lambda}{2a}$	K = La proporción de eventos para producir una partícula desgastada.	
TEORIA DE DELAMINACION	$W = KLS$	$K = \frac{b}{4\pi} [K_1 G_1 / \sigma_{t1} S_{o1} (1 - \nu_1) + K_2 G_2 / \sigma_{t2} S_{o2} (1 - \nu_2)]$	

Las propiedades del acero que son críticas para obtener una buena resistencia al desgaste contra el desgaste adhesivo son:

- alta dureza,
- bajo coeficiente de fricción entre el utilaje y el material de trabajo,
- alta ductilidad.

Debe también considerarse que no todos los materiales de trabajo metálicos causan un desgaste puramente abrasivo o puramente adhesivo. Algunos causarán un desgaste en parte adhesivo y en parte abrasivo. Este tipo de desgaste se denomina como desgaste mixto[7].

### 3.6 Desgaste abrasivo.

La segunda categoría de desgaste es el abrasivo. Este tipo de fenómeno domina cuando el material de trabajo es duro o contiene partículas duras como óxidos o carburos[7].



Desgaste abrasivo ocurre cuando una aspereza, superficie dura o una superficie suave con partículas duras, se incrustan en su superficie deslizada sobre un material suave. Una acción de remoción toma lugar (arado). Cuando el desgaste abrasivo es el resultado de pérdida de partículas duras y contaminantes, este es llamado desgaste abrasivo de tres cuerpos[15].

Estas partículas duras erosionan la superficie del utilaje tal como se muestra de forma esquemática en la figura 3.7. El desgaste abrasivo es un factor dominante cuando se utilizan materiales de trabajo como acero templado, cerámica y madera[7].

La teoría de desgaste abrasivo expresa el volumen total de partículas duras generadas  $W$ , por unidad de longitud deslizada como:

$$\frac{W}{L} = K \frac{P}{H} \quad (15)$$

Los coeficientes para desgaste abrasivo son generalmente más grandes que para desgaste adhesivo[15].

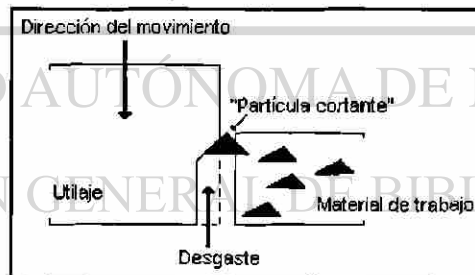


Fig. 3.7. Representación esquemática del mecanismo de desgaste abrasivo[7].

Las propiedades más importantes con las que debe contar un acero para obtener una buena resistencia al desgaste abrasivo son[7]:

- alta dureza,
- gran cantidad de carburos,
- alta dureza de los carburos,
- gran tamaño de los carburos.

### 3.7 Influencia de las propiedades microestructurales sobre el desgaste.

#### Partículas duras

Hornbogen [14] investigó el desgaste abrasivo de materiales compuestos, el efecto de la distribución, forma y orientación de las partículas duras en una matriz suave. El propuso la expresión:

$$W^{-1} = W_m^{-1} + \frac{\Delta Ap}{A} (W_p^{-1} - W_m^{-1}) \quad (16)$$

donde  $W$ ,  $W_m$  y  $W_p$  son las razones de desgaste del compuesto, matriz y partículas duras respectivamente y  $\frac{\Delta Ap}{A}$  relaciona el área de las partículas duras de la cara desgastada con el área total de desgaste, es decir una fase laminar de diferentes orientaciones pudiera ser reflejada en esta expresión. Uno puede por lo tanto ver que una fase dura laminar, tal como cementita en perlita, plásticamente deformada produce alineamiento con la cara desgastada, y pudiera tener una resistencia superior al desgaste que si se tuviera partículas de carburo esferoidales en una matriz ferrítica[8]. La función de las partículas dispersadas es mostrada e ilustrada en la figura 3.8. La resistencia al desgaste es una función de los elementos superficiales de partículas que están expuestas en una sección plana  $\frac{\Delta Ap}{A}$  [14].

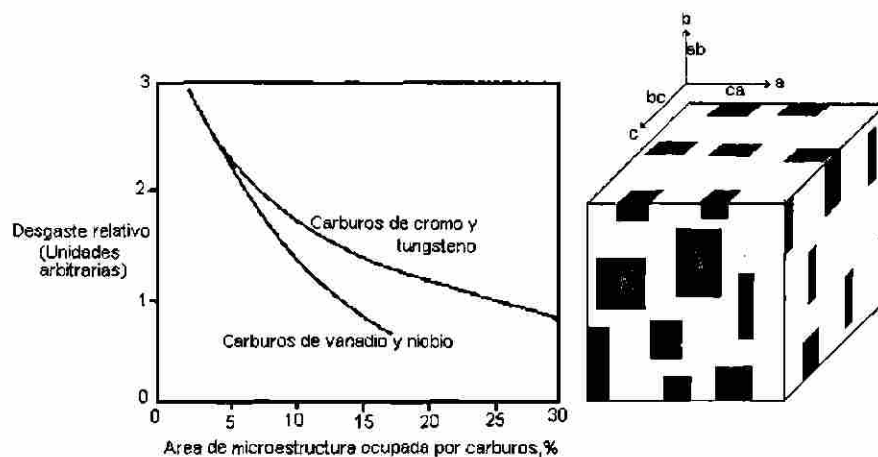


Fig. 3.8. Efecto de las partículas duras de una segunda fase y efecto de la fracción volumétrica [14].

### 3.7 Pruebas de desgaste.

Existen muchos arreglos diferentes para estudiar el desgaste entre dos cuerpos. Estas investigaciones usualmente son llevadas a cabo para examinar el mecanismo por el cual ocurre desgaste o para simular aplicaciones prácticas y proveer así datos útiles para diseño, tales como coeficientes de fricción y velocidades de desgaste. Para ambos propósitos el control y medida de todas las variables que influyen sobre el desgaste son muy importantes.

La figura 3.9, muestra los diferentes arreglos geométricos empleados para pruebas de desgaste. Estos métodos pueden ser divididos en dos tipos: donde las superficies deslizantes estén simétricamente dispuestas, y donde las razones de desgaste de las superficies de dos materiales idénticos pudiera ser la misma. El segundo y más común arreglo es aquel donde el sistema es inherentemente asimétrico.

Los arreglos simétricos no son usados muy a menudo para estudiar desgaste, ejemplos de éstos son:

- A. anillo sobre anillo (ring on ring),
- B. cara sobre cara (face to face),

Los arreglos asimétricos empleados más comúnmente son:

- C. perno sobre disco (pin on disc),
- D. perno sobre cilindro (pin on rim),
- E. bloque sobre anillo (block on ring),
- F. perno sobre bloque (pin on flat).

En estos casos el contacto inicial puede estar sobre una área inicial de contacto (conformante) o solamente sobre un punto o línea (no conformante).

Detalles de estos tipos de contactos conformantes y no conformantes son mostrados en la figura 3.10[13].

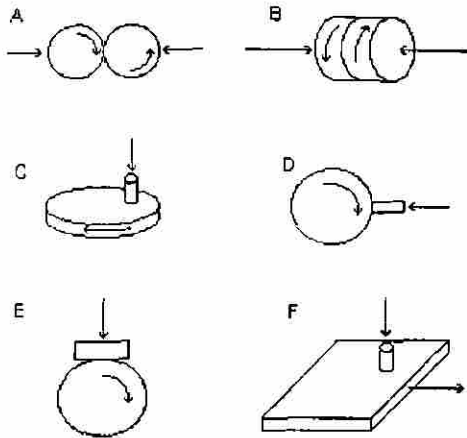


Fig. 3.9. Geometrias empleadas para pruebas de desgaste.[13]

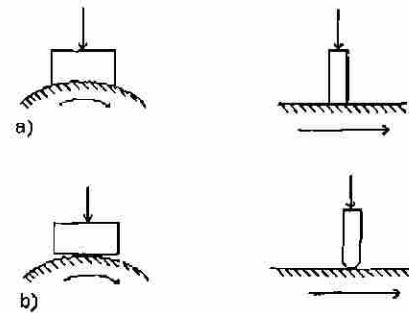


Fig. 3.10. Geometría de (a) contacto conformante y (b) contacto no conformante.[13]

### 3.8 Lubricación.

Lubricación es la tecnología de reducir la fricción, calor, y desgaste por introducción de un lubricante entre superficies que están en movimiento relativo. La fricción crea calor, promueve el desgaste, y pérdidas de energía, tal que la reducción de fricción, por cualquier significado, es vital. Se estima que de 1/3 a 1/2 de la energía total producida en el mundo es consumida por fricción. La reducción de fricción y desgaste acarrea un incremento en vida de servicio, menos paros o bajos costos de operación.

La fricción es la resistencia al movimiento relativo de dos cuerpos adyacentes, sean estos sólidos, líquidos o moléculas gaseosas. Un gran número de investigaciones se han concentrado en determinar las características friccionales de diferentes combinaciones de materiales[15].

#### 3.8.1 Regímenes de Lubricación.

Básicamente existen cuatro regímenes de lubricación en el proceso de trabajado de metales. El espesor de la película, en relación con la altura de las asperezas de la superficie, distingue tres tipos de lubricación:

**a) Lubricación de película gruesa.**

Ocurre cuando la película lubricante entre las dos superficies es de suficiente espesor para separar por completo las asperezas en las dos superficies.

**b) Lubricación de película delgada o lubricación mezclada.**

Se origina cuando debido a un espesor insuficiente de la película lubricante aparecen contactos metálicos en algunas zonas.

**c) Lubricación límite.**

Surge cuando dos superficies no están completamente separadas por una película lubricante, originando de esta manera el contacto entre las asperezas en la superficie. Esto sucede si la viscosidad del lubricante es demasiado baja, son películas orgánicas delgadas absorbidas químicamente o físicamente sobre la superficie del metal, son sustancias polares, ácidos grasos, alcoholes, parafinas, las cuales se unen a la superficie del metal de una manera orientada y reaccionan con la superficie del metal para formar un material jabonoso[16].

---

**Lubricación hidrodinámica.**

Se presenta cuando las superficies de los cuerpos en contacto están separadas por una película de lubricante relativamente gruesa, de tal manera que impida el contacto directo metal a metal. Es un sistema en el cual la viscosidad del fluido, la forma y el movimiento relativo de las superficies, se utilizan para generar suficiente presión para prevenir el contacto metálico sin la ayuda de un agente de suministro externo.

La lubricación hidrodinámica es descrita matemáticamente por la ecuación de Reynolds. La viscosidad es la única propiedad importante del aceite en la lubricación hidrodinámica. Una mejor lubricación se logra manteniendo el sistema a altas velocidades.

### **Lubricación hidrostática.**

Este tipo de lubricación se obtiene introduciendo el lubricante en el área que va a transmitir la carga a una presión suficientemente elevada para poder separar las superficies con una capa relativamente gruesa, a diferencia de la lubricación hidrodinámica, no se requiere del movimiento relativo de una superficie con respecto a otra.

### **Lubricación elastohidrodinámica.**

Es un sistema en el cual la fricción y el espesor de la película entre los dos cuerpos en movimiento relativo son determinados por las propiedades elásticas de los cuerpos, en combinación con las propiedades viscosas del lubricante a la presión, temperatura y velocidad de corte prevalecientes

La lubricación elastohidrodinámica se considera como un tipo especial de lubricación hidrodinámica la cual se lleva a cabo en contactos donde existen elevados esfuerzos localizados tales como cojinete de rodillos y engranajes.

Si la geometría y el tipo de movimiento son apropiados, el lubricante es aprisionado en la entrada a la zona del contacto y está sujeto a muy altas presiones cuando es comprimido dentro del espacio confinado en la parte con más área de contacto.

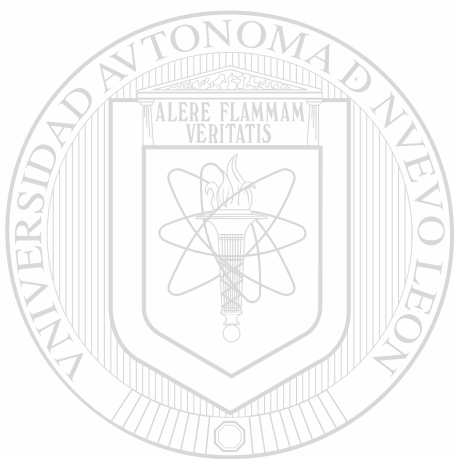
Esta presión tiene dos importantes efectos: Causa un incremento en la viscosidad del lubricante, incrementando así su capacidad de carga, y a la vez causa deformación elástica en las superficies sujetas a carga de tal manera que la presión de contacto se distribuye sobre un área más grande.

### **Lubricación por película sólida.**

Aquellos Materiales sólidos que exhiben bajos coeficientes de fricción pueden ser usados como lubricantes, en preferencia en líquidos o películas de gas por varias razones.

Un componente del sistema puede estar compuesto de, o cubierto con, el lubricante sólido, para producir un sistema autolubrificante, el cual no necesita de fuentes externas de lubricación durante su vida.

Bajo ciertas condiciones, este tipo de lubricación es el más indicado debido a las características que presenta con relación a la lubricación líquida. A altas temperaturas los lubricantes líquidos se descomponen u oxidan, mientras que los lubricantes sólidos pueden soportar temperaturas de hasta 1000°C, manteniendo su bajo coeficiente de fricción[13].



# UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



# CAPITULO 4

## TRATAMIENTOS TÉRMICOS

### 4.1 Introducción.

El adecuado tratamiento térmico de los aceros herramienta es uno de los factores más importantes para determinar cómo se comportarán durante el servicio[5]. Así, de esta manera, variando la forma de calentamiento y enfriamiento de los aceros, se pueden obtener diferentes combinaciones de las propiedades mecánicas de los aceros[6].

### 4.2 Aceros alto cromo- alto carbono para trabajo en frío tipo AISI D2.

En general, los aceros alto cromo-alto carbono pueden ser divididos dentro de dos principales clasificaciones: aquellos que son endurecidos en aceite y aquellos que son endurecidos en aire.

Durante la solidificación, estos aceros presentan una alta segregación de los elementos aleantes. Así, los contenidos de cromo y carbono pueden tener grandes variaciones entre el centro de los granos y su frontera, la cual está formada por una mezcla eutéctica de austenita y carburo. También se forma un esqueleto de carburos durante la solidificación.

El proceso de forjado de los lingotes y la posterior laminación ayuda a romper la estructura de colada de los lingotes y a homogeneizar la microestructura de estos aceros. El esqueleto de carburos tenderá a romperse y los carburos masivos se alinearán formando bandas, siguiendo la dirección de laminación.



La figura 4.1 nos muestra una sección isotérmica del sistema ternario hierro-cromo-carbono y ofrece una excelente ayuda para tener un punto de vista de la estructura y propiedades de los aceros al cromo.

Cuando la razón de cromo a carbón es menos de 3:1, la aleación de cementita, designada C3 ( $M_3C$ ) es el único carburo presente. Cuando la razón excede 3:1, carburos ricos en cromo, C1 ( $M_{23}C_6$ ) ó C2 ( $M_7C_3$ ), están presentes. En los aceros alto carbono-alto cromo, el carburo C2 es predominante, aunque el tipo D1 contiene solamente 1%C, tendrá una pequeña cantidad de carburo C1. La composición de los carburos en este sistema son variables y dependerán sobre todo de la composición de la aleación[2].

#### 4.2.1 Sistemas binarios y ternarios para aleaciones Fe-C-Cr.

Una vista a la sección ternaria del sistema ternario Fe-C-Cr en la figura 4.2, da una idea de los efectos combinados del hierro, carbono y cromo. Este sistema ha sido escogido por cubrir un rango completo de bajo, medio, y alta aleación en el cual el cromo es el principal elemento de aleación.

La sección del diagrama ternario del diagrama 4.1 está rodeada por los sistemas binarios Fe-C, Fe-Cr, C-Cr. Refiriéndonos a la sección isotérmica de este diagrama, el área sombreada cubre el rango de los aceros herramienta más útiles.

Consideremos el efecto del cromo en aleaciones de alrededor de 1%C. Aproximadamente 3% de cromo puede ser agregado sin alterar las fases presentes; así la matriz de ferrita es enriquecida en cromo y la mezcla de carburo  $(FeCr)_3C$  está presente. Cuando el contenido de cromo es aumentado arriba de 3% aparecen aleaciones de carburo consistiendo de  $(FeCr)_3C$  y  $(CrFe)_7C_3$ . Las características notables de esta clase es su tenacidad, la cual se distingue de la mayoría de los otros aceros.

En los aceros herramienta de mucho más alto contenido de cromo, la cementita aleada se hace inestable y así solamente el carburo  $(CrFe)_7C_3$  está presente. También la matriz de ferrita se enriquece más de cromo.

A porcentajes arriba de 11%Cr, el carburo,  $(CrFe)_{23}C_6$ , aún más rico en Cr comienza a reemplazar al  $(CrFe)_7C_3$  [17].

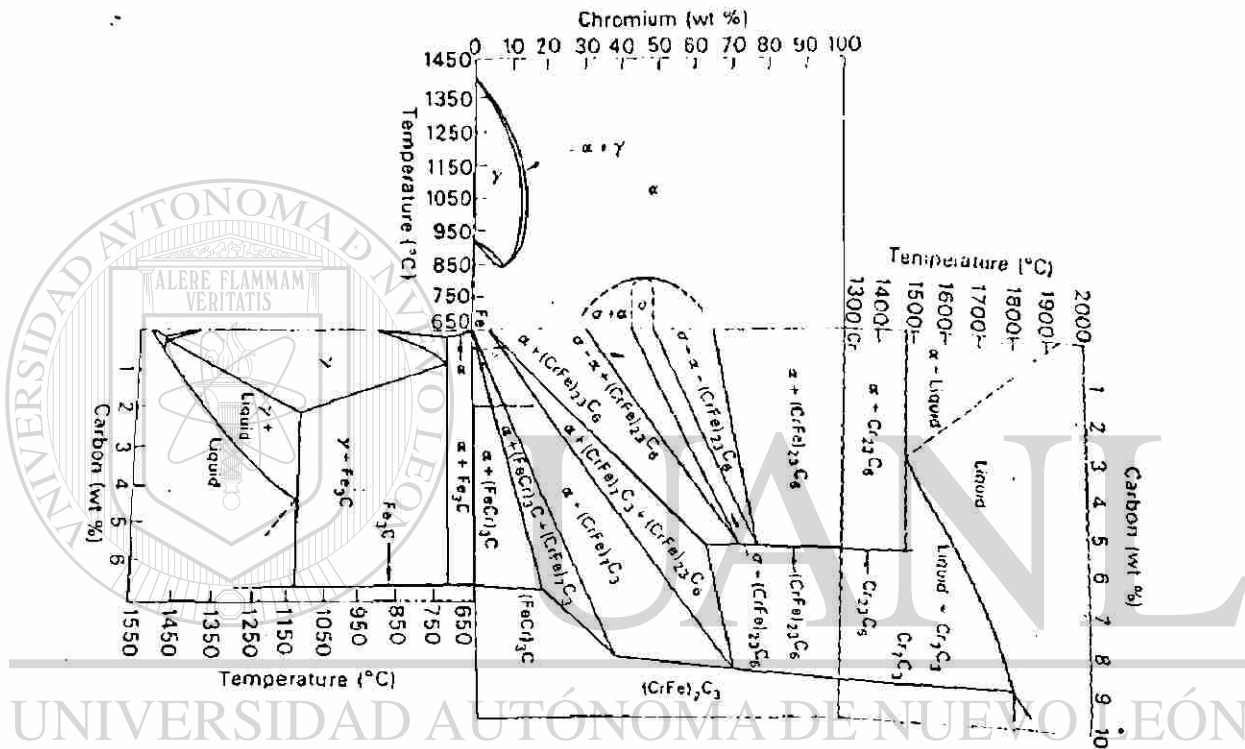


Fig. 4.1. Sección isotérmica del sistema ternario Fe-C-Cr del diagrama de equilibrio [17].

#### 4.2.2 Cambios de fase durante el ciclo de endurecimiento.

Posiblemente los cambios más importantes que afectan a los aceros herramienta, ocurren durante el tratamiento de austenización.

Examinemos una sección del sistema ternario Fe-C-Cr para una aleación de 13% Cr como se muestra en la figura 4.2. Si examinamos un acero que contiene 1.5%C, 13%Cr (tipo D2), se observa que a temperatura ambiente la matriz ferrítica alfa, la cual contiene 5%Cr en solución, existe junto con la

mezcla de carburo  $(\text{CrFe})_7\text{C}_3$ . A  $790^\circ\text{C}$ , se forman las tres fases alfa+gamma+carburo. Alrededor de  $810^\circ\text{C}$  empieza el campo de austenita y carburo  $(\text{CrFe})_7\text{C}_3$  el cual persiste hasta aproximadamente  $1220^\circ\text{C}$  donde inicia la fase líquida. Se observa que para esta composición el carburo menos estable  $(\text{CrFe})_{23}\text{C}_6$  no es formado.

En estos aceros carbono-cromo discutidos, es interesante notar que en el rango de 5%Cr y arriba, el carburo estable  $(\text{CrFe})_7\text{C}_3$  persiste en la austenita a alta temperatura, aún por arriba del rango de temperatura de austenización normal[17].

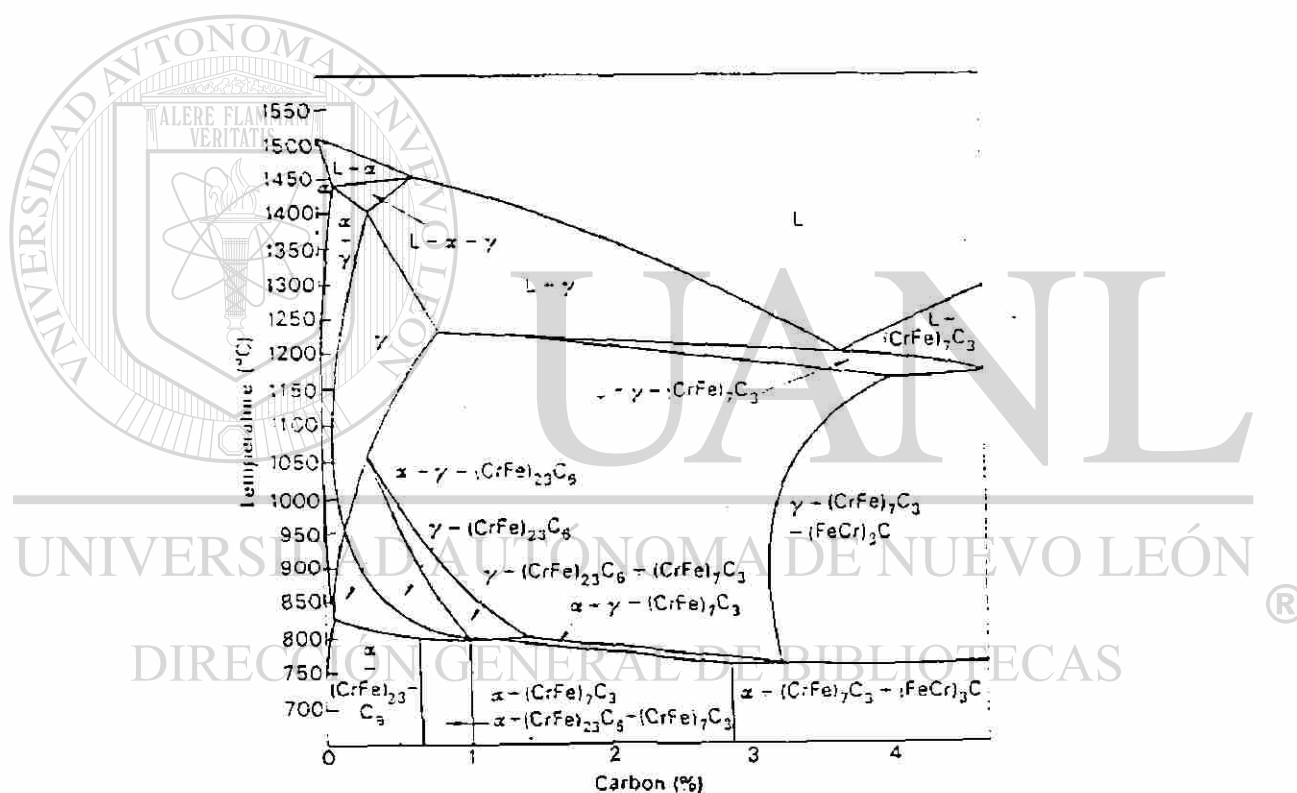


Fig. 4.2. Sección ternaria del sistema Fe-C-Cr. Aleación conteniendo 13%Cr[17].

### 4.2.3 Naturaleza del carburo.

La presencia de carburo en la matriz de un acero herramienta incrementa la resistencia al desgaste. El incremento en la resistencia al

desgaste es relativa al volumen total de carburos y también a la dureza del carburo. Como una guía, la clasificación y propiedades de los carburos es dada en la tabla 4.1[17].

Tabla 4.1. Clasificación general y propiedades de carburos encontrados en los aceros herramientas[17].

Tipo de carburo	Tipo de estructura	Observaciones
$M_3C$	Ortorrómico	Este es un carburo del tipo cementita ( $Fe_3C$ ), M, quizá Fe, Mn, Cr con un poco W, Mo, V.
$M_7C_3$	Hexagonal	Principalmente encontrados en aceros aleados al cromo. Resistente a la disolución a altas temperaturas. Duro y resistente a la abrasión. Se encuentra como un producto del revenido en aceros de alta velocidad.
$M_{23}C_6$	Cúbico cara centrada	Presente en aceros alto cromo y todos los aceros alta velocidad. El Cr puede ser reemplazado con Fe para formar carburos con W, y Mo.
$M_6C$	Cúbico cara centrada	Es un carburo rico en W o Mo. Puede contener cantidades moderadas de Cr, V, Co. Presente en aceros alta velocidad. Extremadamente resistentes a la abrasión.
$M_2C$	Hexagonal	Carburos del tipo $W_2C$ ricos de W o Mo. Aparecen después de templear. Pueden disolver una considerable cantidad de Cr.
MC	Cúbico cara centrada	Carburos ricos en V. Resistente a la disolución. Pequeñas cantidades que se disuelven reprecipitan en el endurecimiento secundario.

### 4.3 Tratamientos térmicos de los aceros herramienta.

#### 4.3.1 Recocido.

Hay dos tipos de recocido:

1. Recocido total.
2. Recocido de relevado de esfuerzos.

El recocido total es designado a la condición más suave del acero, tal que éste pueda ser maquinado después de forjar o que pueda ser remaquinado después de endurecer. Para la mayoría de los aceros, la temperatura de recocido está justamente arriba de la temperatura crítica y ningún intento es hecho por disolver todos los carburos. De hecho, esto pudiera ser perjudicial,

porque para suavizar completamente el acero es necesario producir una estructura esferoidal. De la discusión precedente es sabido que una austenita no homogénea es más conductiva a la formación de tal estructura, que una austenita homogénea. El tiempo empleado es usualmente largo y la razón de calentamiento es imparcialmente lenta; así, es usual cubrir el acero en un material inerte y sellarlo del efecto de los gases atmosféricos dentro del horno. Este material también juega un papel importante en prevenir cambios rápidos de temperatura.

El tiempo de exposición es generalmente de 1 a 4 horas y es aumentado conforme el contenido de aleación en el metal es más alto.

El segundo tipo de recocido, recocido de relevado de esfuerzos, es útil en remover esfuerzos residuales inducidos por operaciones de trabajo en frío, incluyendo maquinado pesado. Doblado, formado, estampado profundo, estirado en frío y maquinado pesado, pueden causar esfuerzos internos en el material. A menudo es necesario y deseable eliminar estos esfuerzos antes de que sea endurecida la herramienta. Para asegurar la mínima distorsión durante el endurecimiento, un recocido de relevado de esfuerzos de 650 a 705°C es recomendado después del desbastado y antes del maquinado.

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

#### 4.3.2 Endurecimiento.

### DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

La operación de endurecimiento consiste en calentar el acero a una temperatura dentro de la región de austenita, o en la región austenita más carburo y temprar a una razón que prevenga la formación de perlita, esferoiditas o bainita para que permita la formación de martensita, como se observa en el diagrama de transformación isotérmica de la figura 4.3[2].

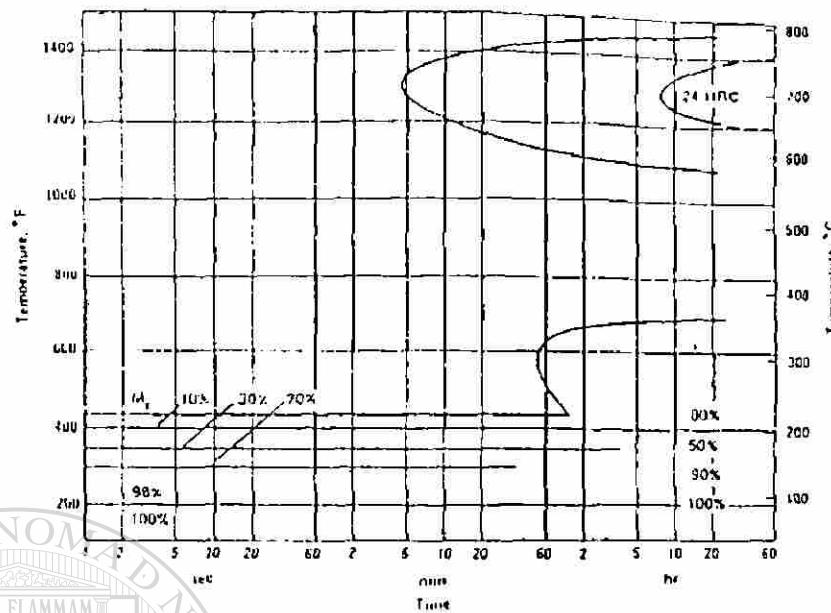


Fig. 4.3. Diagrama de transformación isotérmica para un acero tipo AISI D2[18].

La temperatura de templado, el tiempo mantenido y el medio de temple dependen principalmente del tipo de acero y la forma de la pieza a ser tratada.

La cantidad de carburos que pueden ser disueltos en austenita es proporcional a la temperatura de austenización, incrementándose conforme la temperatura es aumentada.

Dependiendo del contenido de aleantes en los carburos, cada acero tiene un rango de temperatura a la cual puede disolver una cantidad óptima de carburos. Si se disuelve poco carburo la dureza puede ser baja pero la tenacidad puede mejorar. Si mucho carburo es disuelto, un excesivo crecimiento de grano puede ocurrir con un correspondiente reducción de tenacidad.

El tamaño de grano crece conforme la temperatura del acero se incrementa por encima de un valor crítico. El crecimiento de los granos de austenita es muy gradual a temperaturas cerca de la temperatura crítica, pero en la mayoría de los aceros herramienta, cuando suficientes carburos han sido disueltos, un repentino crecimiento se observa a elevadas temperaturas.

El crecimiento de grano varía ampliamente aún entre aceros de similar composición química, esto es causado por un número de factores de los cuales la práctica de fusión y desoxidación son quizá los más importantes. La razón de crecimiento de los granos de austenita es también controlada por la práctica de forjado y laminado y por la estructura inicial antes del calentamiento.

La presencia de varios elementos aleantes es efectiva en alterar el tamaño de grano y su variación con la temperatura, alterando la estructura inicial, la temperatura crítica, la razón de solución del exceso de carburos y la temperatura de fusión del acero.

Todos los aceros están caracterizados en un alto grado por su composición química. La composición química es responsable directamente de la conducta de los aceros y los distingue de otros aceros. En la mayoría de los aceros herramienta, donde la superficie está sujeta a trabajo, es importante que la composición de los aceros y cerca de la superficie no cambie sustancialmente.

Si el carbono se ha perdido de la superficie (decarburiación), la superficie puede no endurecer, y durante el enfriamiento la transformación en la superficie puede ocurrir a mucho más altas temperaturas que en el centro del acero.

El control químico de la superficie implica no solamente la prevención de la pérdida de carbono, también se debe de tener cuidado al escoger los elementos de la atmósfera del horno o de los materiales de los alrededores.

El acero debe ser templado después de que se mantiene en el tiempo suficiente a la temperatura de endurecimiento. La transformación que subsecuentemente ocurrirá acarreará la formación de altos esfuerzos; así, deben de tomarse precauciones para prevenir que se alcancen magnitudes que pudieran exceder la resistencia del acero y causar su agrietamiento.

### 4.3.3 Revenido.

La operación de revenido sigue de la operación de endurecimiento y es necesario aplicarla en el tratamiento térmico de los aceros herramienta inmediatamente después del temple. El propósito de la operación de revenido es relevar los esfuerzos que se le hayan ocasionado durante la transformación de austenita a martensita y durante el enfriamiento no uniforme del acero a temperatura ambiente.

El revenido consiste en calentar el acero templado y endurecido a una temperatura abajo de la temperatura crítica y mantenerlo en esta condición, por un período de tiempo suficiente para obtener los cambios deseados en la relevación de esfuerzos y dureza. Estos cambios continuarán ocurriendo con el tiempo, siguiendo un patrón logarítmico, los tiempos de revenido varían de 1/2 a 2 1/2 horas. Es práctica general controlar el progreso de ablandamiento y el proceso de revenido por variaciones en la temperatura de revenido y no por el tiempo de revenido[2].

## 4.4 Tratamientos superficiales.

### Nitruración gaseosa.

La nitruración gaseosa confiere una capa dura en la superficie con buena resistencia a la abrasión, aunque la capa que se crea es frágil y puede desconcharse o astillarse si el acero es sometido a impactos o a rápidos cambios de temperatura. El riesgo aumenta con el espesor de la capa. Antes de aplicar la nitruración el acero deberá templarse y revenirse. La temperatura de revenido deberá ser unos  $25^{\circ}\text{C}$  más alta que la temperatura de nitruración.



## **Nitrocarburation.**

La capa nitrurada producida por el proceso de nitrocarburation es normalmente más fina que la capa producida por la nitruration iónica o gaseosa. También se considera más tenaz y cuenta con propiedades lubricantes.

Por otro lado, se ha demostrado que los punzones a los cuales se les ha aplicado la nitrocarburation dan un buen resultado cuando cortan materiales finos y adhesivos, como el acero inoxidable austenítico. La capa nitrurada reduce la adherencia entre el punzón y el material de trabajo.

## **Recubrimientos superficiales.**

El recubrimiento de superficies en acero para herramientas puede utilizarse para ciertos tipos de aceros para trabajo en frío, incluyendo aceros para corte y conformado de alto rendimiento.

El material duro depositado en la superficie del acero es normalmente nitruro de titanio, carburo de titanio o carbonitruro de titanio. Las propiedades de alta dureza y baja fricción del recubrimiento dan una superficie resistente al desgaste que reduce el riesgo de adherencia.

El método de recubrimiento, la geometría del acero y la tolerancia solicitada impone ciertos requisitos en el acero.

**La deposición física de vapor (PVD)** es un método por el que se aplica un recubrimiento en la superficie resistente al desgaste a temperaturas alrededor de los 500<sup>0</sup>C. Hoy en día se pueden utilizar para la deposición temperaturas incluso algo más bajas. Se requiere un sustrato con alta resistencia al revenido y el recubrimiento es la última operación a aplicar.

La deposición química de vapor (CVD) se utiliza para aplicar un recubrimiento superficial resistente al desgaste a una temperatura alrededor de los 1000°C. Con el recubrimiento CVD es necesario llevar a cabo un temple y revenido (en horno de vacío) después de la operación de recubrimiento[7].



# UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

# CAPITULO 5

## PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

### 5.1. Introducción.

Los aceros herramienta tipo AISI D2 se caracterizan principalmente por su alta dureza, alto contenido de carburos y su alta resistencia al desgaste. Para determinar la resistencia al desgaste de este material se requiere de equipo especial en el que se puedan controlar las variables de operación tales como carga, fricción, lubricación, entre otras. El equipo que se utilizó para las pruebas de desgaste fue una máquina TIMKEN modificada. Después de someter a prueba al acero se hicieron mediciones de pérdida en peso, análisis de imágenes y metalográfico a la microestructura del acero desgastado.

### 5.2. Diseño experimental.

#### 5.2.1. Caracterización del acero utilizado.

El acero que se utilizó para las pruebas de desgaste es del tipo AISI D2 teniendo la composición mostrada en la siguiente tabla:

Tabla 5.1. Composición del acero herramienta tipo AISI D2[7].

Tipo	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	Co
D2	1.58	0.42	0.36	11.8	0.19	0.55	-----	0.34	-----

La microestructura de este acero presenta una dispersión de carburos ricos en cromo del tipo  $Cr_7C_3$ , alargados en la dirección de laminación como se

presenta esquemáticamente en la figura 5.1. Generalmente este acero se suministra en estado recocido, para lo cual hay que hacerle el tratamiento térmico correspondiente, según la dureza que se quiera obtener, y la estructura o dispersión de carburos deseada.

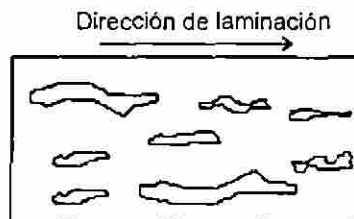


Fig. 5.1. Distribución de carburos en la dirección de laminación.

### 5.2.2. Preparación de las muestras.

Las muestras que se utilizaron se obtuvieron de una barra de acero forjado en caliente y recocido. De esta barra se cortaron seis bloques de tamaño estándar ( $12.32 \pm 0.10$  mm de ancho y  $19.05 \pm 0.41$  mm de largo.) como se ilustra en la figura 5.2.

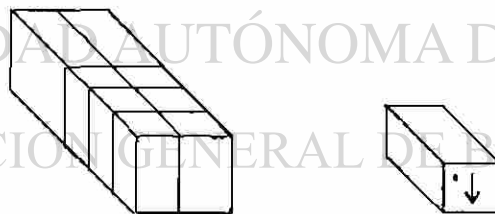


Fig. 5.2. Figura ilustrativa de la barra de acero y de los cortes hechos.

Los seis bloques se mandaron templar a temperaturas de austenizado de 1000, 1030 y 1060°C, para obtener diferente distribución de carburos. Después del austenizado se hizo un doble tratamiento térmico de revenido al acero, a las temperaturas de 450 y 500°C durante una hora para cada revenido y a cada bloque en una mufla de tratamiento térmico.

En la tabla 5.2 se muestra la secuencia de los tratamientos térmicos que se hicieron de acuerdo al número de bloque. Los tratamientos térmicos se realizaron en hornos al vacío, con el fin de evitar la posible decarburización superficial.

Tabla 5.2. Secuencia de tratamientos térmicos.

Bloque	Temp. de Austenizado	Temp. de Revenido
1	1000°C	450°C
2	1000°C	500°C
3	1030°C	450°C
4	1030°C	500°C
5	1060°C	450°C
6	1060°C	500°C

Después de los tratamientos térmicos los bloques fueron rectificadas hasta conseguir un acabado superficial de 0.51 a 0.76  $\mu\text{m}$  de rugosidad de acuerdo al estándar mostrado en la especificación de esta prueba. Antes de someter los bloques a desgaste se hicieron pruebas de dureza Rockwell C, para tener bien identificada la dureza de cada bloque según haya sido la temperatura del tratamiento térmico.

Para no perder el orden de los bloques cada una se marcó con puntos del 1 al 6, así también para no perder la orientación de los carburos se indicó con una flecha en cada bloque, como se muestra en la figura 5.2.

### 5.2.3. Descripción de la máquina Timken.

La máquina probadora de grasas y lubricantes TIMKEN, es un aparato de uso tanto de taller como de laboratorio. Originalmente fue diseñado para evaluar la capacidad de carga y características friccionales de aceites y grasas. Recientemente se han realizado modificaciones para llevar a cabo pruebas de desgaste en diferentes materiales metálicos[16]. Para llevar a cabo pruebas de

resistencia al desgaste del material, se siguió los lineamientos de la norma ASTM D 2509-91[19].

El principio de la máquina es la aplicación de una fuerza a un bloque de acero pivoteado a una taza de acero que gira de modo que la presión de aplicación y agarre friccional entre ambos pueden ser medidos.

El equipo de prueba consiste de tres partes principales:

1. Probador Timken.
2. Dispositivo de carga.
3. Motor eléctrico.

En la figura 5.3 se muestra la máquina TIMKEN la cual ilustra las partes que la componen[20].

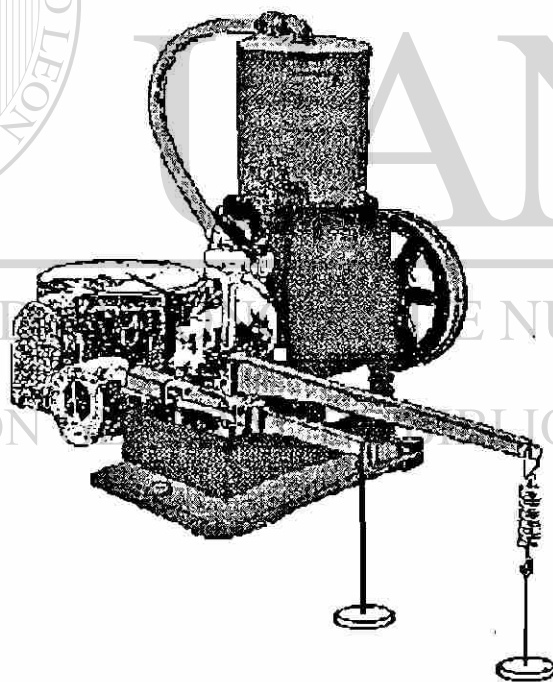


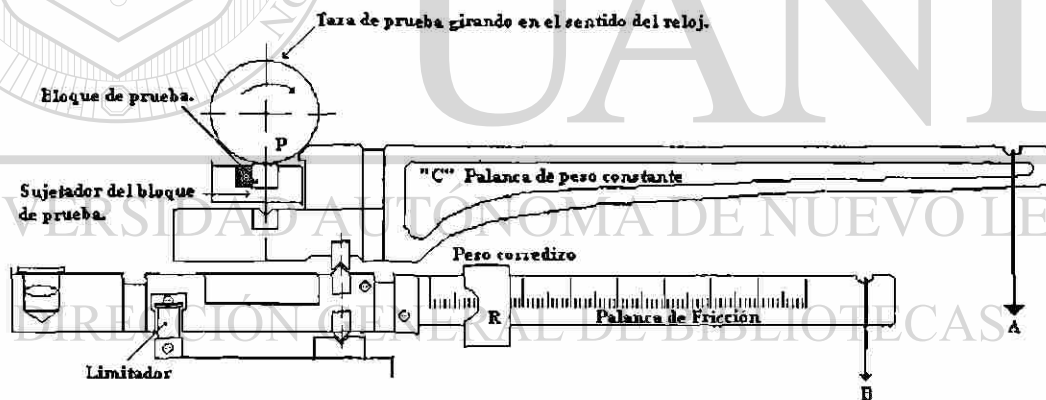
Fig. 5.3. Figura ilustrativa de la máquina TIMKEN[20].

Las tazas de prueba de acero carburizado tienen una dureza Rockwell (HRC) de 58 a 62 o, en la escala Vickers (HV) de 654 a 746. El ancho es de  $12.7 \pm 0.3$  mm, un perímetro de  $154.51 \pm 0.23$  mm, una concentricidad entre las

superficies interna y externa de 0.013 mm. Estas tazas son suministradas como piezas estándar para la realización de pruebas TIMKEN según la norma ASTM D 2509-91.

Generalmente los bloques estándar están hechos de acero carburizado, con superficies de prueba de  $12.32 \pm 0.10$  mm de anchura y  $19.05 \pm 0.10$  mm de largo. En nuestro caso los bloques fueron manufacturados con acero herramienta tipo AISI D2 con durezas entre 56 y 59 RC y cuatro caras hábiles. En cada cara se pueden realizar dos pruebas.

La máquina cuenta con un sistema de palancas, que consiste de un brazo superior o palanca de carga y el inferior o palanca de fricción; ambos provistos de platillos porta pesas. La palanca de carga, sobre la cual va montado el sujetador del bloque de prueba, está pivoteado sobre la palanca de fricción y a su vez la palanca de fricción está pivoteada sobre una pieza ranurada como se muestra en la figura 5.4. Con estos arreglos el bloque está siempre paralelo a la taza giratoria[20].



- A.- Peso en la palanca de carga.
- B.- Peso en la palanca de fricción.
- C.- Peso constante de la palanca de carga.
- R.- Peso corredizo de lectura de la palanca de fricción.
- P.- Presión de prueba.

Fig. 5.4. Detalle del sistema de palancas de la máquina TIMKEN[20].

La palanca de carga constante, tiene una ventaja mecánica de 10, esto es, 1 kg colocado en la muesca A, ejercerá una fuerza de 10 kg sobre el bloque

de prueba. La máquina también tiene un dispositivo de alimentación de aceite que permite lubricar por gravedad la taza y al bloque de prueba. El aceite que se utilizó durante las pruebas es del tipo PROCE DRAW 1020, utilizado para lubricación y como medio de enfriamiento de aceros para herramienta tipo D2.

#### 5.2.4. Procedimiento de prueba.

La prueba es operada con una taza rotando contra un bloque de prueba de acero D2 como se ilustra en la figura 5.5. Cada bloque fue probado en la máquina TIMKEN durante 5 minutos con una carga constante de 133 N. La velocidad de giro de la taza sobre el bloque es de  $123,71 \pm 0,77$  m/min ( $800 \pm 5$  r.p.m.). Cada bloque tiene dos caras orientadas perpendicular a la orientación de los carburos y dos paralelas. La fuerza friccional fue continuamente monitoreada durante todas las pruebas además de la pérdida en peso. Durante las pruebas se utilizó una taza para cada bloque, primero se probaron todas las caras con los carburos en dirección perpendicular al rolado y después las caras con los carburos en dirección paralela.

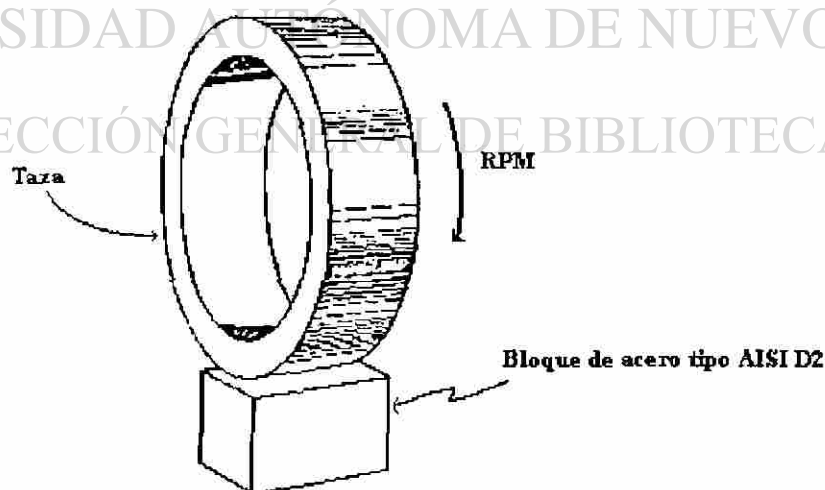


Fig. 5.5. Representación esquemática de bloque y taza en la máquina TIMKEN[20].



### 5.2.5. Obtención de resultados.

**Dureza.** Antes de someter a prueba de desgaste a cada bloque, se le hizo prueba de dureza Rockwell C para checar el efecto de los tratamientos térmicos en la microestructura, se hicieron cinco identaciones de dureza sobre dos caras, en una cara perpendicular y sobre una paralela para cada uno de los bloques. Las identaciones de la dureza se hicieron de tal manera que no afectaran la huellas de desgaste

**Coefficiente de fricción.** Para determinar el coeficiente de fricción ( $\mu$ ) de cada prueba, se tomaron en cuenta los datos de la carga aplicada al brazo de carga, carga aplicada al brazo de fricción, lectura del peso corredizo del brazo de fricción. Con estos datos se determinó la presión entre el bloque y la taza, y la fuerza de fricción usando las fórmulas siguientes[20]:

$$P = 10 ( A + C ) - 2.5 ( B + R ) \quad (17)$$

$$F = 9.45 ( B + R ) \quad (18)$$

Donde:

$P$  = Presión entre el bloque y la taza (N)

$A$  = Medidor de carga en peso (N)

$B$  = Medidor de fricción en peso (N)

$C$  = Medidor de carga constante (N)

$F$  = Fricción entre el bloque y la taza (N)

$R$  = Lectura del peso corredizo (N)

$\mu$  = Coeficiente de fricción

Ya una vez obtenida la presión y la fuerza de fricción se determina el coeficiente de fricción con la formula siguiente:

$$\mu = \frac{F}{P} = \frac{9.45(B + R)}{10(A + C) - 2.5(B + R)} \quad (19)$$

Este mismo procedimiento se repitió para cada prueba en cada una de las caras de los bloques.

**Pérdida de volumen por unidad de distancia deslizada.** La pérdida de volumen por unidad de distancia deslizada se determinó a partir de los datos obtenidos durante las pruebas. Estos datos son tiempo de prueba, distancia recorrida, pérdida en peso, ancho promedio de la marca de desgaste, longitud de la marca de desgaste, área real de contacto, volumen perdido, presión de contacto inicial por Hertz y, finalmente, el desgaste como pérdida de volumen por unidad de distancia deslizada. Las ecuaciones utilizadas para estos cálculos fueron:

$$a = \left( \frac{3PR}{4E^*} \right)^{1/3} [21] \quad (20)$$

$$P_0 = 3/2 \frac{P}{\pi a^2} = 3/2 P_m [21] \quad (21)$$

$$\text{Vol. perdido} = \frac{D^2 t}{8} \left[ 2 \sin^{-1} \frac{b}{D} - \sin \left( 2 \sin^{-1} \frac{b}{D} \right) \right] (\text{mm}^3/\text{m}) [21] \quad (22)$$

Donde:

$E^*$  = Modulo elástico resuelto

$P_0$  = Presión de contacto inicial por Hertz (MPa)

$a$  = Área real de contacto ( $\text{mm}^2$ )

$D$  = Diámetro de la taza (mm)

$t$  = Ancho del bloque de prueba (mm)

$b$  = Ancho promedio de la marca de desgaste (mm)

$P$  = Carga inicial aplicada (N)

$R$  = Radio de la taza (mm)

Este procedimiento se repitió para cada una de las caras de cada bloque.

**Metalografías y análisis de imágenes.** Para determinar el área promedio de cada huella de desgaste y la longitud de cada una se utilizó el analizador de

imágenes, así como también para identificar el tipo de desgaste, esto es, si fue alto o bajo con las marcas de desgaste.

La preparación de las muestras para metalografías y análisis metalográfico, se hizo de la manera tradicional. Cada probeta se cortó a la mitad de manera que el corte cubriera cada marca de desgaste como se observa en la figura 5.6.

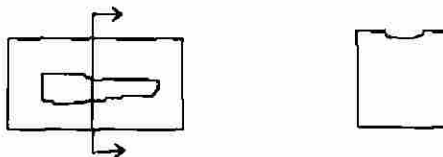


Fig. 5.6. Vista seccional y frontal de un bloque de prueba.

Para facilitar el análisis de las marcas de desgaste, cada muestra se mandó niquelar sobre la superficie de las marcas de desgaste. Esto es para proteger los bordes de cada probeta y facilitar así el análisis, logrando con esto una mejor retención de los bordes. Una vez montadas todas las muestras se pulieron y se atacaron con Nital al 10% durante 30 segundos, principalmente para revelar carburos y matriz. Una vez revelados los carburos y la matriz de cada probeta, se sacaron imágenes y fotografías en las áreas cercanas a las marcas de desgaste, bandas de carburos, distribución de carburos, así como de las bandas blancas que se formaron debajo de cada marca de desgaste alto y se midieron las áreas parciales de carburos y matriz.

**Microdureza.** Debajo de cada marca de alto desgaste se formó una capa blanca característica de este tipo de pruebas. Sobre cada una de estas marcas se sacaron microdurezas así como de la matriz, esto para determinar el efecto que tuvo el desgaste sobre la microestructura. Para cada probeta se determinó la microdureza tanto en las marcas de desgaste alto como en las de desgaste bajo.

# CAPITULO 6

## RESULTADOS

### 6.1. Introducción.

Después de que se realizaron todas las pruebas de desgaste y se hicieron las mediciones correspondientes, se tienen que evaluar los resultados obtenidos a fin de responder a las hipótesis hechas y ver si se llegó a los objetivos establecidos al inicio de la investigación. Los resultados se dividieron en dos partes, resultados de las pruebas de desgaste y análisis de imágenes.

### 6.2. Resultados de las pruebas de desgaste.

Antes de someter los bloques de acero D2 a las pruebas de desgaste se tomaron resultados de dureza Rockwell C. En la tabla 6.1 se muestran estos resultados de dureza para cada uno de los bloques en las cuatro caras. Para cada una de las caras se sacaron cinco durezas de las cuales se tomó un promedio que fue el resultado que se reportó de dureza HRC. La variación de dureza dentro de cada una no fue mayor a  $\pm 0.5-0.7$  HRC.

#### DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Tabla 6.1. Durezas HRC obtenidas después de los tratamientos térmicos.

Cara No.	Dureza HRC					
	Bloque 1	Bloque 2	Bloque 3	Bloque 4	Bloque 5	Bloque 6
1	58	59.6	58.1	59.5	57	57.6
2	58.6	59	58	59	56.4	56.9
3	58.4	59.2	57.9	59.3	56.1	57
4	57.4	59.2	57.6	59.1	56.3	57

De los principales parámetros a medir durante las pruebas de desgaste, está el desgaste como pérdida de volumen por unidad de distancia deslizada.

Para determinar este parámetro, se hicieron una serie de cálculos obtenidos a partir de resultados preliminares reportados durante cada una de las pruebas. Este resultado se reportó de acuerdo a la orientación de los carburos, en dirección perpendicular a la laminación y en su dirección paralela. De los datos reportados de dureza (HRC) y de desgaste como pérdida de volumen por unidad de distancia deslizada ( $\text{mm}^3/\text{m}$ ) se obtuvo la tabla 6.2.

Tabla 6.2. Resultados obtenidos de dureza (HRC) y desgaste( $\text{mm}^3/\text{m}$ ) despues de las pruebas de desgaste.

Bloque No.	Cara 1 $\perp$		Cara 2 $\parallel$		Cara 3 $\perp$		Cara 4 $\parallel$	
	Dureza	Desgaste	Dureza	Desgaste	Dureza	Desgaste	Dureza	Desgaste
1	58	P.E	58.6	66.97	58.4	4.88	57.4	7.72
2	59.6	P.E	59	43.91	59.2	21.29	59.2	1477.93
3	58.1	6.87	58	2103.22	57.9	8.91	57.6	1517.55
4	59.5	9.06	59	45.03	59.3	N/D	59.1	1346.25
5	57	8.04	56.4	8.74	56.1	8.50	56.3	622.96
6	57.6	8.21	56.9	1923.44	57	9.08	57	1623.34

P.E.: Prueba exploratoria N/D.: No disponible.  $\parallel$  Carburos paralelos.  $\perp$  Carburos perpendiculares

A partir de estos datos, se hizo una gráfica de desgaste contra dureza como se ilustra en la figura 6.1. De esta gráfica se observa como el desgaste máximo se encontró en aquellas caras donde los carburos están en dirección paralela mientras que el desgaste bajo se encontró en las caras donde los carburos están en dirección perpendicular. También puede observarse que no existe ninguna relación relevante entre el desgaste y la dureza del material. Esto es la diferencia que realmente aportó resultados durante las pruebas y que satisficieron nuestros objetivos: la orientación de los carburos. Otro de los resultados obtenidos dentro de estas pruebas, es que se encuentran los coeficientes de fricción, que no mostraron una gran diferencia significativa entre cada una de las pruebas como para determinar si existen diferencias entre las

caras con diferente orientación de los carburos. La tabla 6.3 muestra los coeficientes de fricción encontrados durante las pruebas de desgaste.

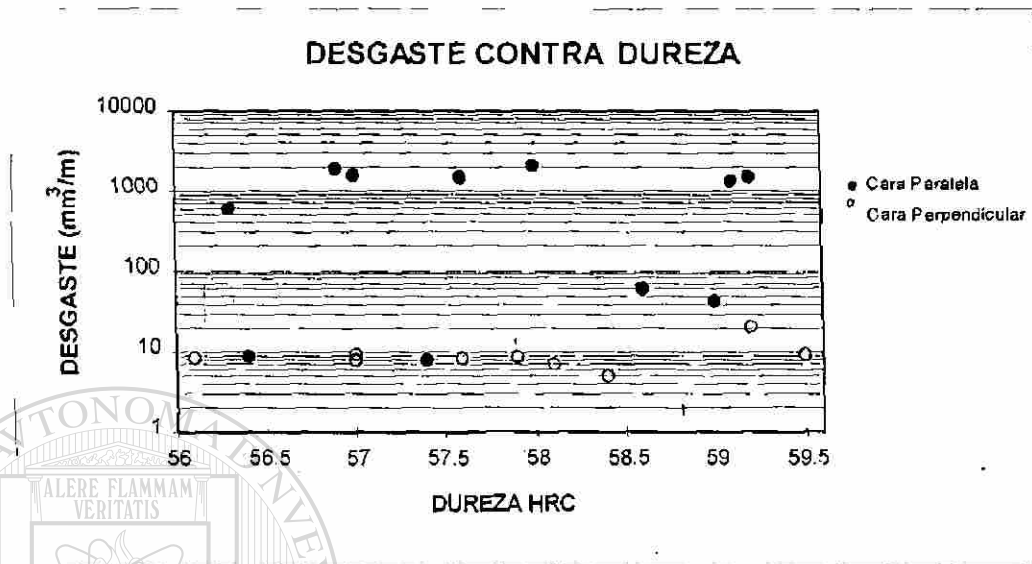


Fig. 6.1. Resultados obtenidos de desgaste contra dureza, en las pruebas realizadas.

### 6.3. Resultados de Análisis de Imágenes.

En la figura 6.2a, que representa al desgaste bajo, se puede observar un desgaste tipo oxidativo y casi libre de marcas de arado. En la figura 6.2b que corresponde al desgaste alto, se observa un desgaste tipo metálico y con marcas de arado.

## DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Tabla 6.3. Coeficientes de fricción encontrados durante las pruebas de desgaste.

BLOQUE	COEFICIENTES DE FRICCIÓN $\mu$			
	CARA 1	CARA 2	CARA 3	CARA 4
1	0.064	N.D	0.073	0.063
2	N.D	0.073	0.067	N.D
3	0.067	N.D	0.070	N.D
4	0.073	0.076	N.D	N.D
5	0.063	0.068	0.070	0.064
6	0.068	0.063	0.068	N.D

N.D. No Disponible.

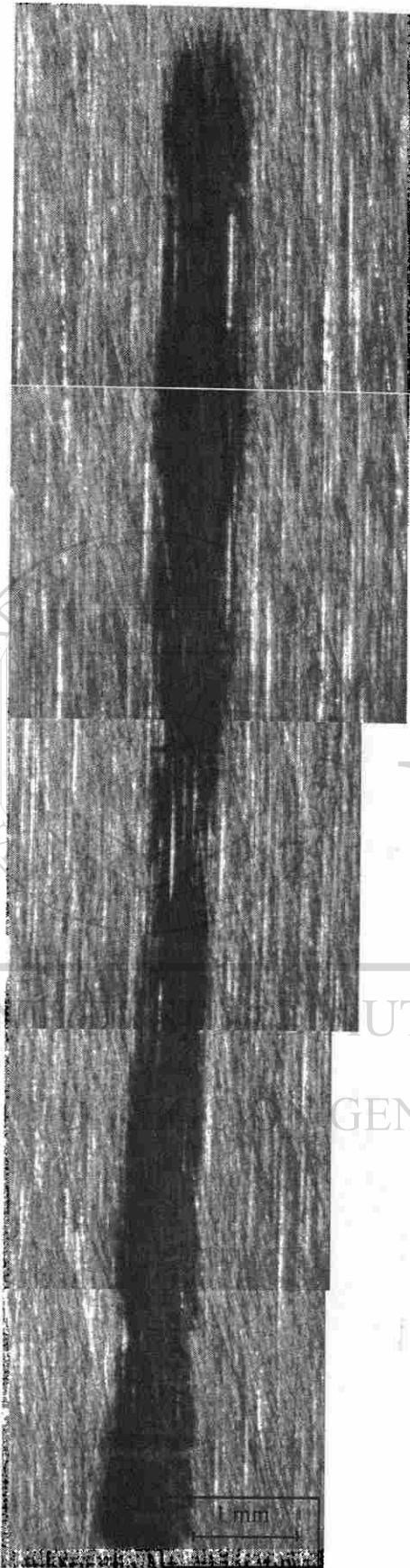


Figura 6.2a. Marca de desgaste bajo del bloque 6, cara perpendicular 2.

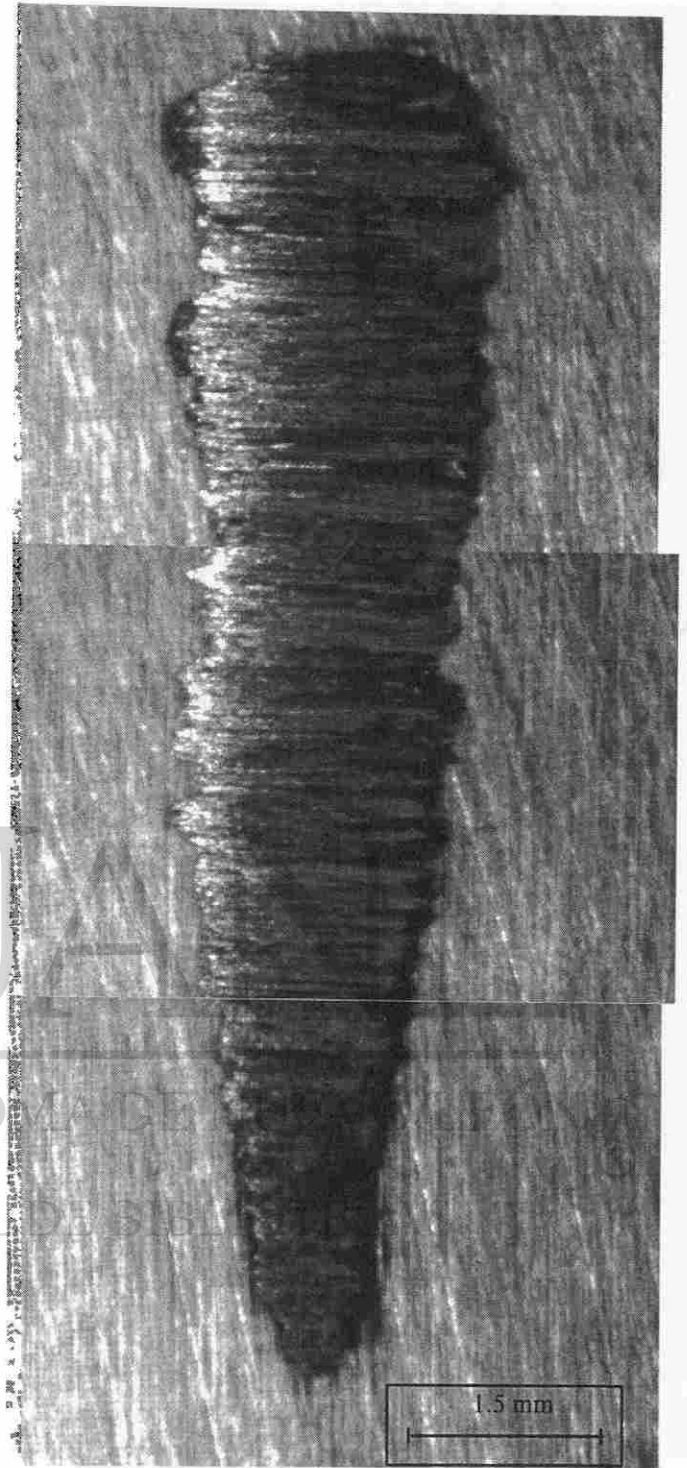


Figura 6.2b. Marca de desgaste alto del bloque 6, cara paralela 2.



Las áreas parciales de carburos con respecto a la matriz fueron del orden de 6 a 7%, como se ilustra en la tabla 6.4.

Tabla 6.4. Porcentaje de carburos perpendiculares y paralelos con respecto a la matriz.

Temp. de Austenización	% de carburos perpendiculares	% de carburos paralelos.
1000 <sup>o</sup> C	7.8	6.6
1030 <sup>o</sup> C	6.2	6.9
1060 <sup>o</sup> C	6.4	7.0

Las figuras 6.3a y 6.3b muestran la microestructura del acero D2. La orientación de los carburos en la figura 6.3a sigue la dirección paralela a la laminación de la barra. En la figura 6.3b el plano metalográfico está perpendicular a la dirección del rolado y por lo tanto no se aprecian las bandas de carburos como en la figura 6.3a. También puede observarse que en la figura 6.3a existen zonas con baja concentración de carburos y en la figura 6.3b la distribución de carburos es más homogénea.

Para ilustrar la distribución de carburos, las figuras 6.3a y 6.3b muestran la microestructura del acero D2, en la que se observa el bandeo de los carburos en la figura 6.3a, mientras que en la figura 6.3b no hay alguna orientación definida.

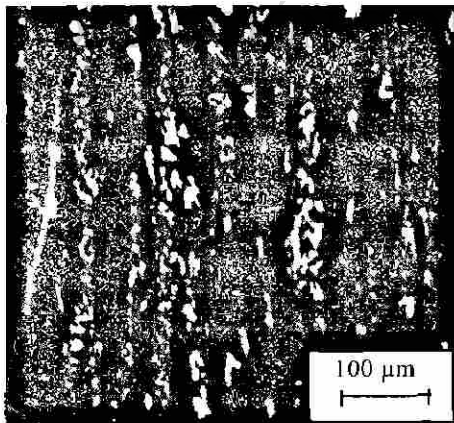


Fig. 6.3a. Distribución de carburos en dirección paralela al laminado.

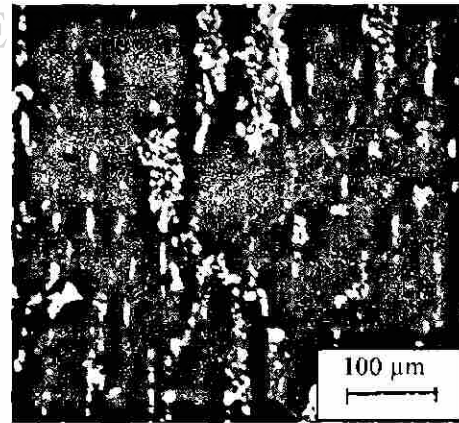


Fig. 6.3b. Distribución de carburos en dirección perpendicular al laminado.



La primera prueba de la probeta No. 1 fue una prueba exploratoria. En ésta se utilizaron diferentes cargas para una de las caras perpendiculares. Se encontró un desgaste excesivo y una mayor deformación de los carburos que en las caras paralelas. Esta deformación se ilustra en la figura 6.4a y 6.4b, en ellas se observan las líneas de deformación así como también una capa blanca que se formó durante la prueba de desgaste debido a una transformación martensítica instantánea o debido a la deformación que sufrió el material al ser desgastado.

En la figura 6.5 se observa esta misma distribución de carburos pero con una carga normal, en la cual no se observa ni capa blanca ni alguna línea de deformación que indique desgaste excesivo.

En la figura 6.6a y 6.6b se observa como se llevó a cabo el desprendimiento de los carburos, así como de la matriz durante la prueba de desgaste. En la figura 6.7 (página 65) se observa el desgaste que se tuvo en las caras paralelas, en esta figura se ve claramente la formación de una capa blanca, que a diferencia de la matriz, presenta características totalmente diferentes. Estas capas blancas en su mayoría tuvieron una profundidad de 20 a 40  $\mu\text{m}$ , y alcanzaron durezas promedio de 800 HV ó 1000 HV dependiendo de la muestra.

En la figura 6.8 se observa como se llevó a cabo el desprendimiento de los carburos como mecanismo de desgaste. Así mismo se observan las líneas de deformación.



Fig. 6.4a. Fotografía de los carburos en dirección perpendicular a la laminación, mostrando una capa blanca y las líneas de deformación de los carburos. Ataque con 10%Nital.

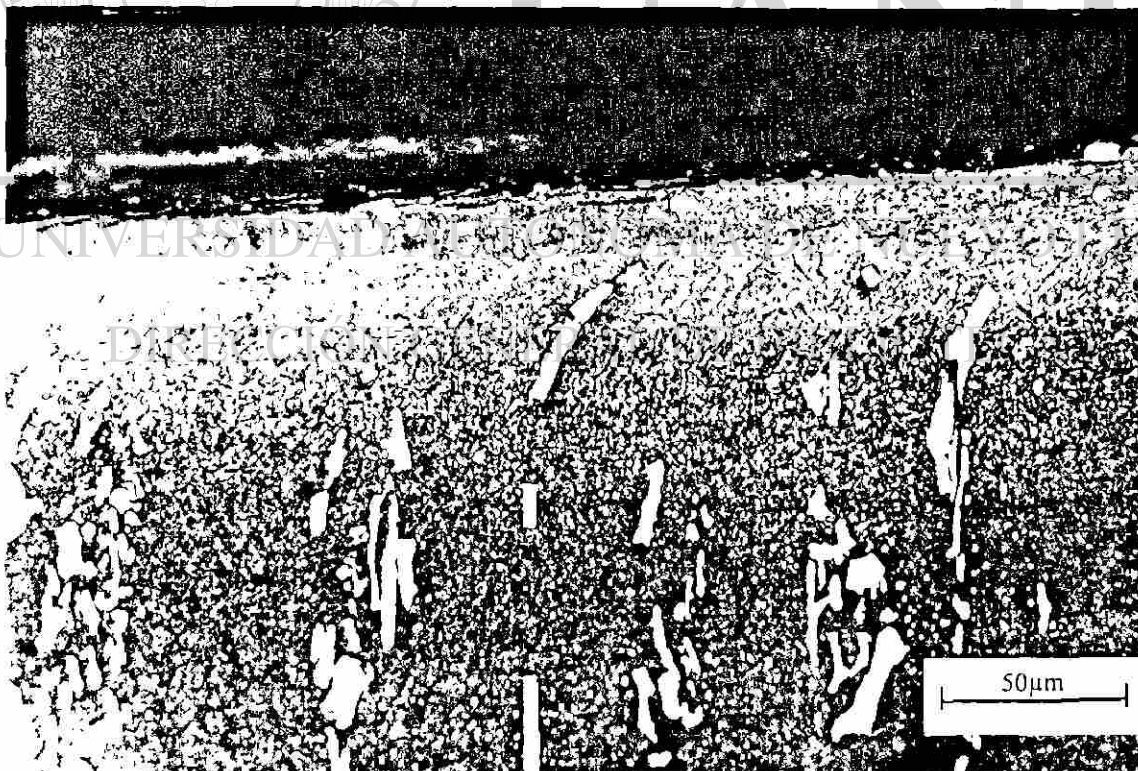


Fig. 6.4b. Fotografía de líneas de deformación, carburos y capa blanca. Ataque con 10% Nital.

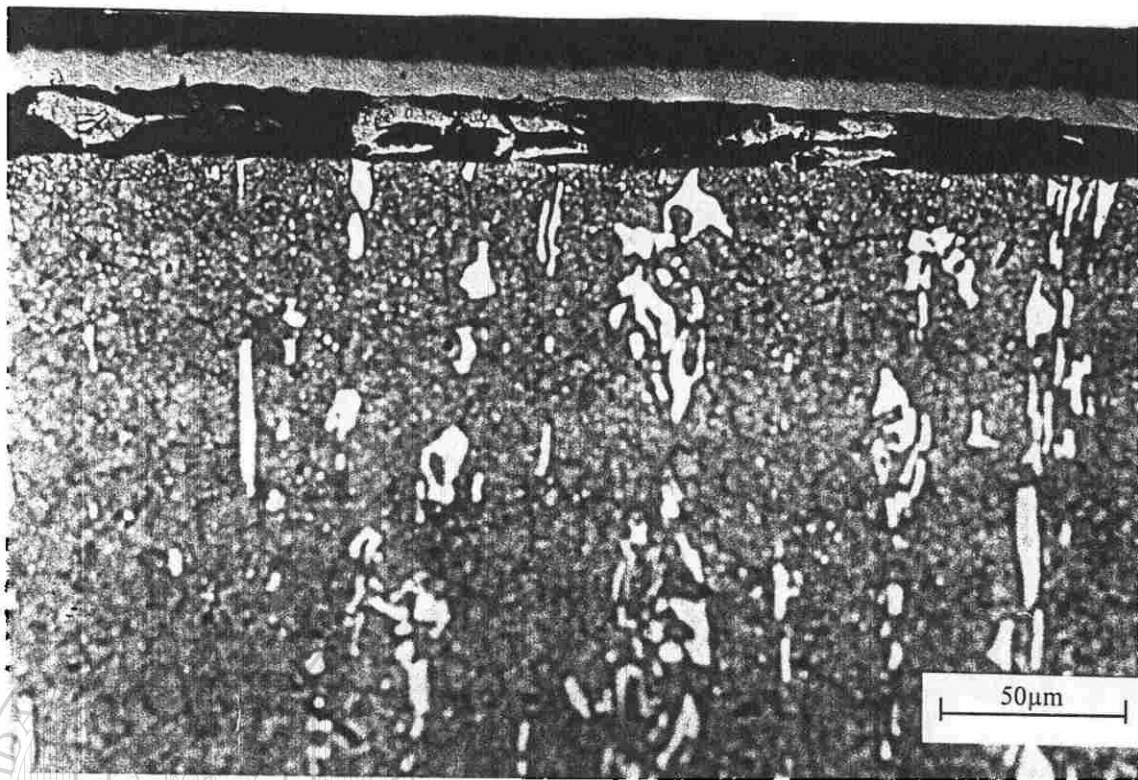


Fig. 6.5. Fotografía de la distribución de carburos en dirección perpendicular, para una carga normal de 133N. Ataque con 10%Nital.

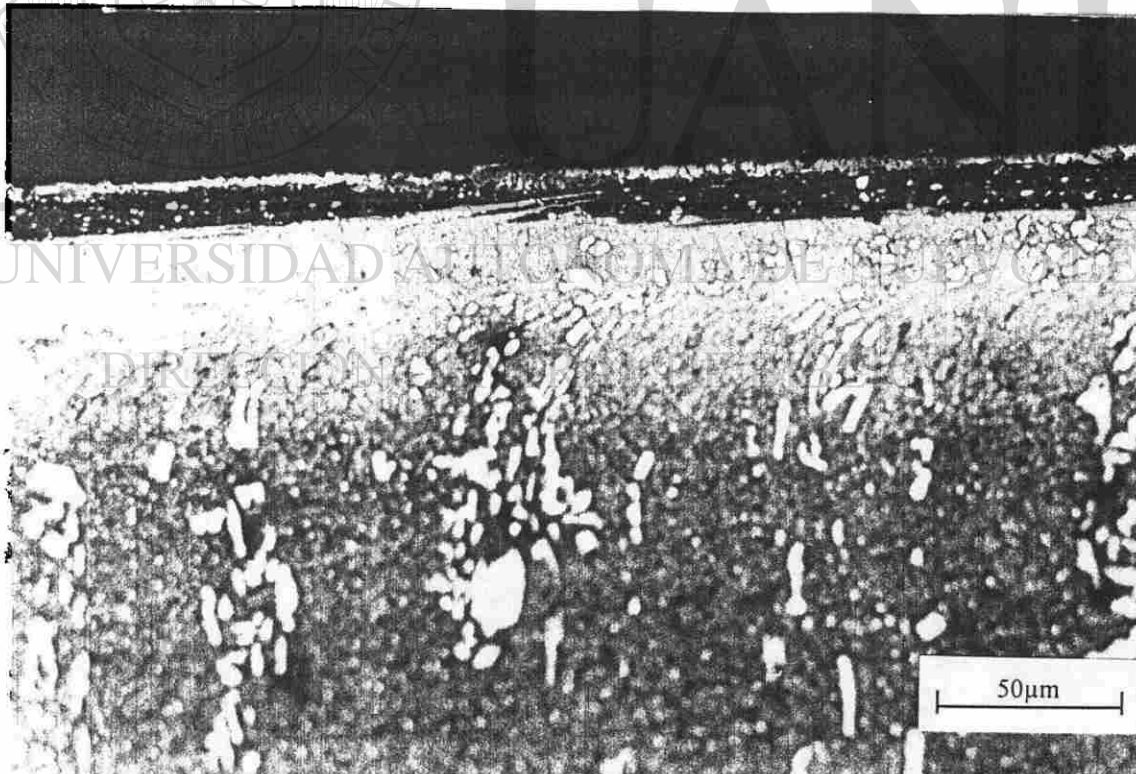


Fig. 6.6a. Fotografía del desprendimiento de carburos y de matriz, para un desgaste y carga excesiva. Ataque con 10% Nital.

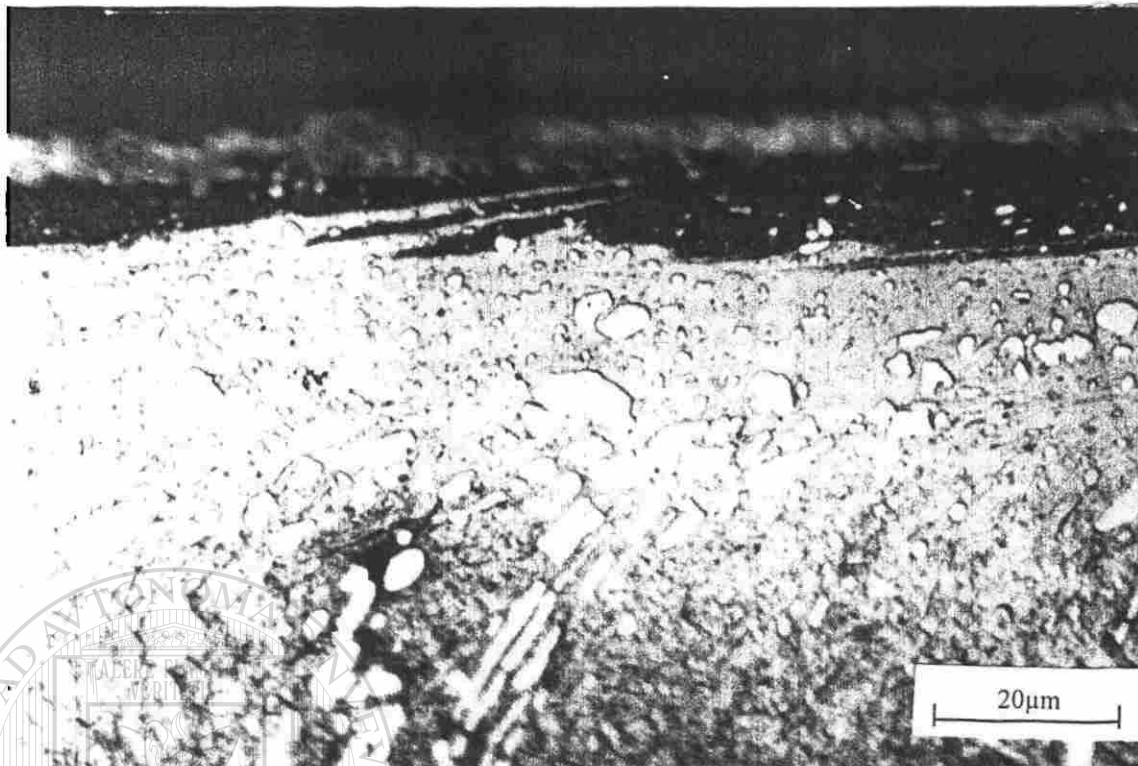


Fig. 6.6b. Detalle del desprendimiento de carburos y matriz, así como de las líneas de deformación. Ataque con 10% Nital.

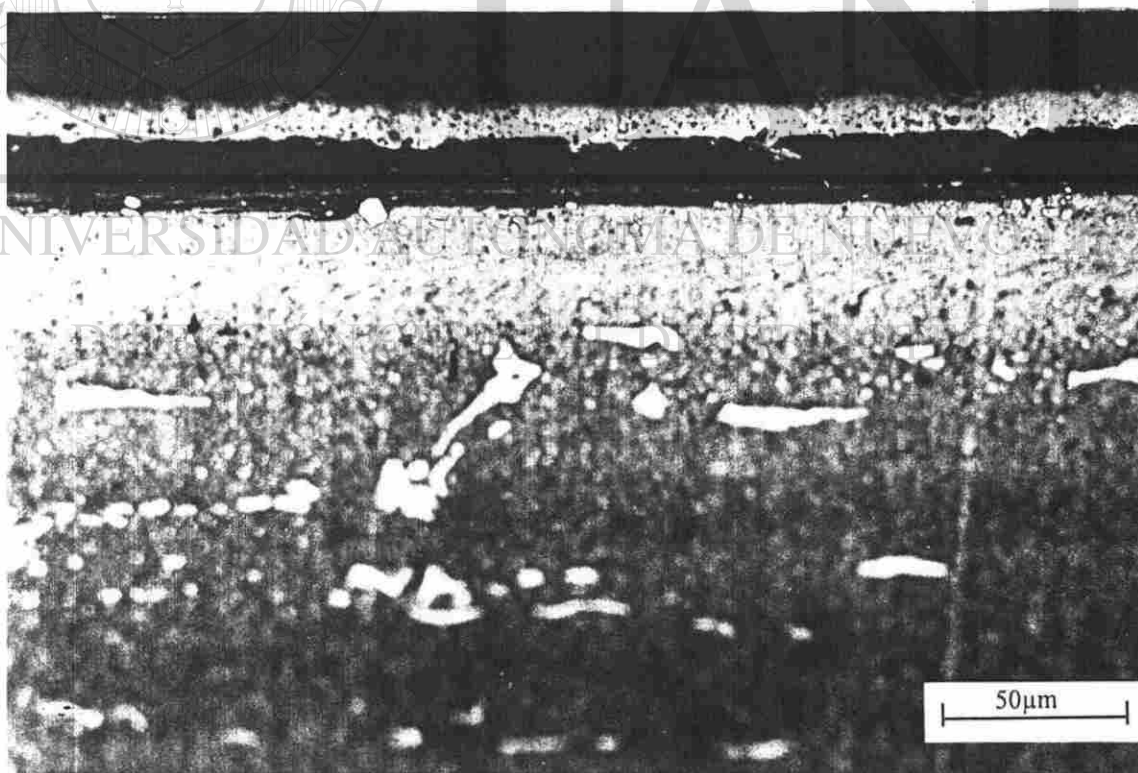


Fig. 6 8. Fotografía de la capa blanca, desprendimiento de carburos y líneas de deformación para una cara con carburos en dirección paralela al laminado. Ataque con 10% Nital.





UNIVERSIDAD  
DI

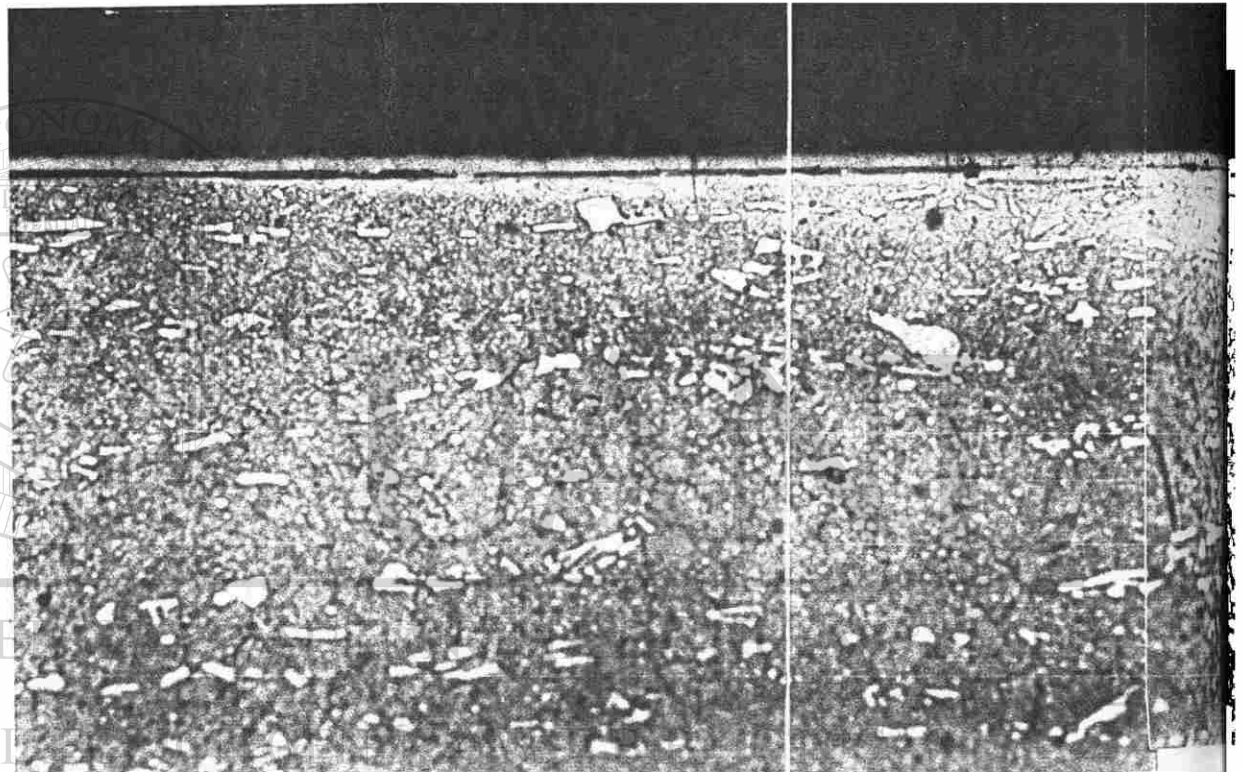
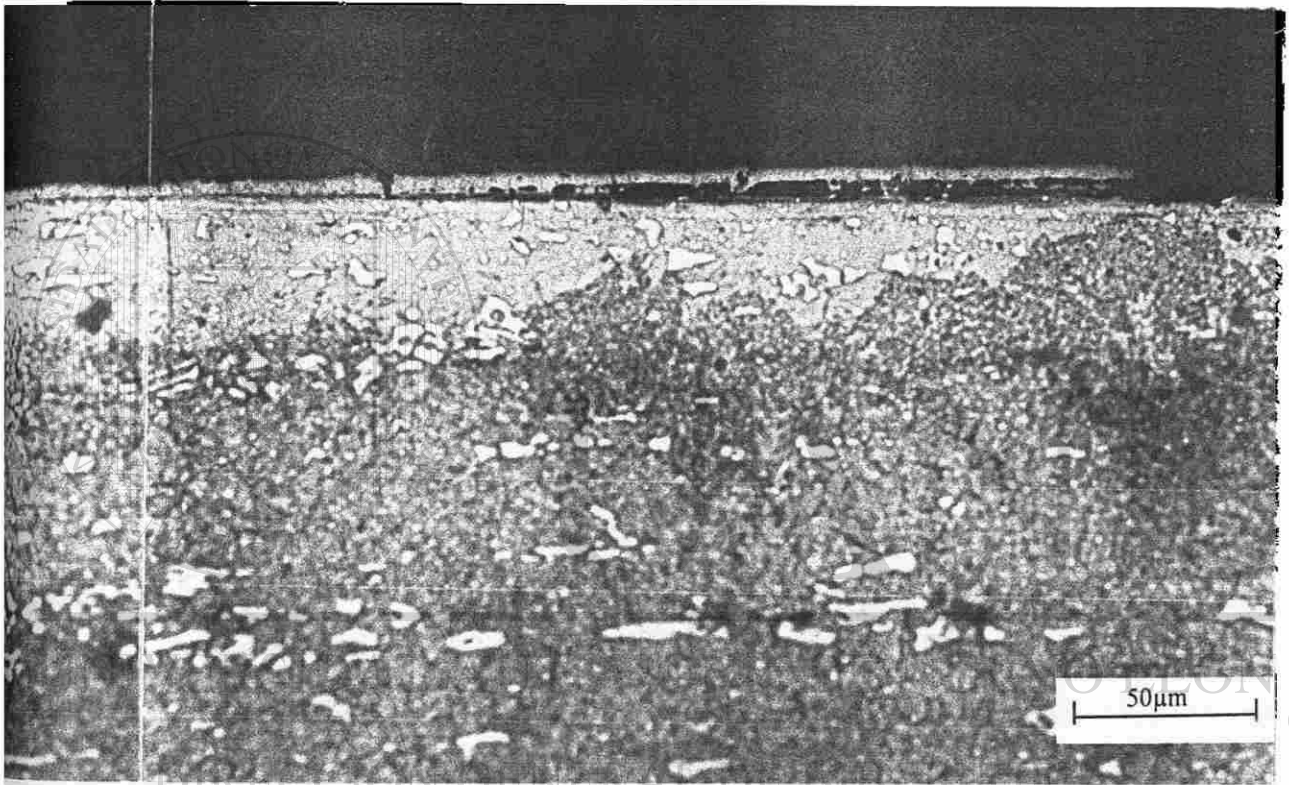


Fig 6.7. Fotografía de la capa blanca en  $10\%$  con 10% Nital.



DIRECCION GENERAL DE BIBLIOTECAS

®

# CAPITULO 7

## DISCUSIÓN

### 7.1. Introducción.

En este capítulo se discuten los resultados obtenidos durante las pruebas, los cambios en dureza durante los tratamientos, el desgaste por unidad de distancia deslizada. También se discuten los resultados de las imágenes de desgaste, la formación de la capa blanca y microdurezas.

### 7.2. Pruebas de desgaste.

Todas las pruebas de desgaste se hicieron a una carga de 133N y con 5 minutos de prueba a excepción de las primeras dos que fueron exploratorias. El desgaste alto que se presentó en las caras paralelas fue debido a que la capa  $h_{min}$  de película de aceite (lubricación elastohidrodinámica) se rompió debido a la carga y también debido a la rugosidad del material. Para el caso de las caras paralelas una vez que se rompió la capa de aceite, el acero sufrió una deformación plástica y hubo desprendimiento de material que también propició que se presentara desgaste de tipo abrasivo. En el caso contrario de las caras perpendiculares, sólo hubo una deformación elástica sobre las rugosidades y no se logró que se rompiera la capa de aceite quedando sólo un aplastamiento sobre el material.

Hornbogen[14] propuso que la resistencia al desgaste es proporcional a las áreas parciales de carburos y de la matriz (ver ec. 16), mientras que Zum Gahr[21] menciona que los factores que influyen sobre la resistencia al desgaste son la orientación, tamaño, módulo de elasticidad, dureza relativa y

resistencia de la segunda fase. El modelo simplificado de Zum Gahr (fig. 7.1) muestra el efecto de variar estos parámetros[21].

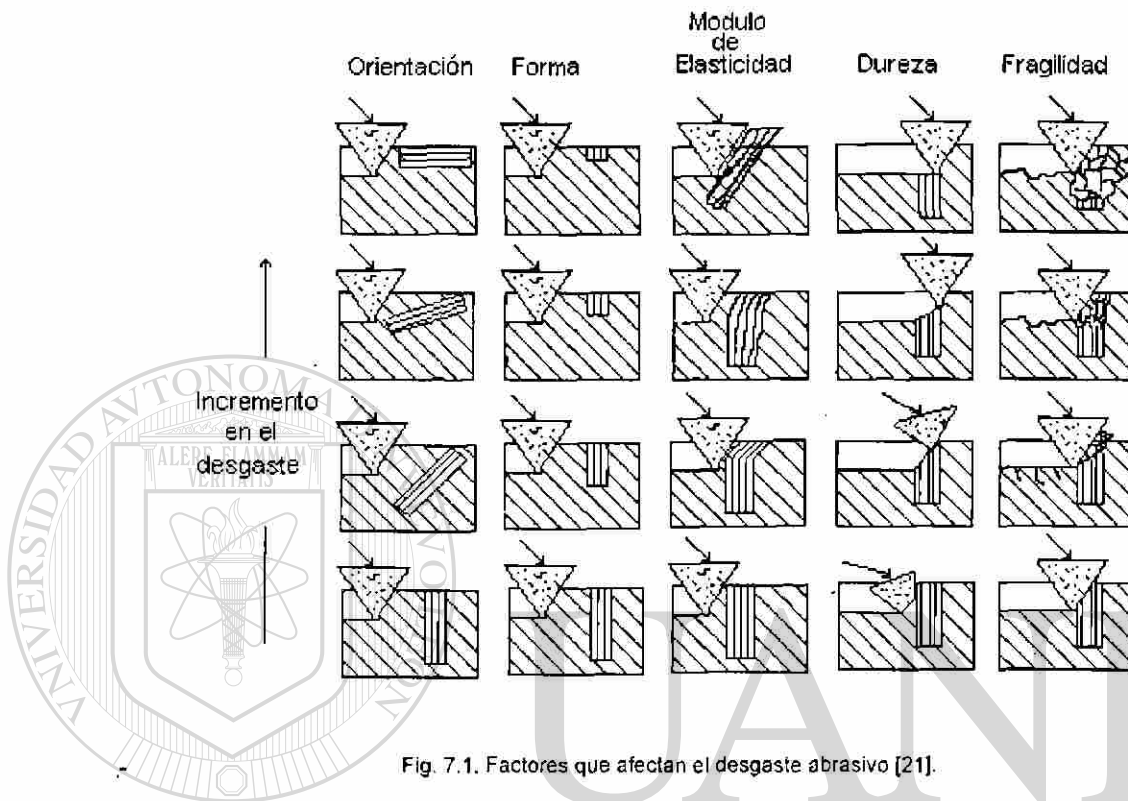


Fig. 7.1. Factores que afectan el desgaste abrasivo [21].

Así pues, de la figura 6.1 se observa que la mayor parte de las pruebas que presentaron desgaste alto fueron todas las caras paralelas, mientras que el desgaste bajo se encontró en las caras perpendiculares. Debido a que la distribución de los carburos es más homogénea en las caras perpendiculares, los resultados de desgaste son más homogéneos. En comparación, la figura 6.3a nos muestra que la distribución en las superficies paralelas no es tan homogénea mostrando bandas ricas en carburos separados por una matriz con bajo contenido de carburos. Si el plano de desgaste coincide con una banda de carburos o con una sección interbandas, la resistencia al desgaste será diferente. Esto nos explica el porque los resultados de desgaste de las caras paralelas varía más que en las caras perpendiculares.



Las figuras 6.2a y 6.2b muestran las huellas características de desgaste que se observaron en las superficies de los bloques después de las pruebas. En la figura 6.2a se muestra la marca de bajo desgaste que corresponde a la cara con los carburos orientados en forma perpendicular. Este tipo de desgaste es un desgaste moderado y oxidativo. Esto es, sólo en los picos de las asperezas se forman óxidos los cuales se desprenden y se vuelven a formar protegiendo así la superficie de mayor daño. En la figura 6.2b se muestra la marca de desgaste sobre las superficies paralelas, la cual muestra un desgaste mayor tipo metálico.

No se detectó ningún efecto significativo de los diferentes tratamientos térmicos sobre la resistencia al desgaste, ya que no hubo una diferencia en la resistencia al desgaste entre las diferentes probetas con la misma orientación de carburos.

Los resultados de dureza mostrados en la tabla 1 indican que sí existe diferencia entre los diferentes tratamientos, más no coinciden con los resultados de desgaste obtenidos.

Otro de los factores que influye en la resistencia al desgaste fue el de las áreas parciales de carburos, aunque estas áreas parciales no fueron muy significativas, fueron del orden de 6 a 7% con respecto a la matriz.

Los coeficientes de fricción obtenidos fueron del orden de 0.06 a 0.07.

No se encontró evidencia de cambios en el coeficiente de fricción con respecto a la orientación de los carburos.

### **7.3 Análisis de imágenes.**

Comparando las figuras 6.4a,b y 6.5, las dos con carburos en dirección perpendicular a la laminación, la diferencia entre estas dos figuras es que para la figura 6.4a se utilizó una carga mucho mayor que para la figura 6.5.

Al aplicar una carga mucho mayor se utilizó mayor energía para deformar el material y arrancar los carburos de la matriz, mientras que para la figura 6.5 se aplicó la carga normal como en todas las demás pruebas que fue de 133N.

Así pues, la carga aplicada resulto ser un factor importante para la utilización de este material durante las pruebas.

Por lo que la resistencia al desgaste de estos aceros es más dependiente de los carburos primarios, de su orientación y homogeneidad que de la dureza de la matriz.

Se observa también como los carburos, al ser sometidos a altas cargas, comienzan a fracturarse y a alinearse en la dirección de las líneas de deformación.

En la figura 6.6a se logra observar con más detalle, como sucedió el desprendimiento de los carburos así como parte de la matriz sobre la superficie del material. Otra cosa muy importante también fue la dispersión de finos carburos en toda la longitud de la capa blanca.

De la figura 6.6b se observa el desprendimiento de material en forma de laminillas, resultado del alto desgaste que hubo al momento del rompimiento de la película de aceite que no soportó la carga a la que fue sometido el material.

Aún no se sabe a ciencia cierta cual es el mecanismo de formación de la capa blanca[22], algunos investigadores que han estudiado este fenómeno, suponen que es debido a una transformación martensítica instantánea. Debido al contacto metálico bajo carga y deslizamiento metálico, se logra aumentar la temperatura hasta la temperatura de austenización, que al sufrir un enfriamiento rápido hay una transformación martensítica, que es de donde surge la capa blanca.

Otra teoría de la formación de la capa blanca[13], dice que ésta se debe a la alta deformación que sufre el material.

Dentro de las características principales de la capa blanca se encuentran su alta dureza, la fina dispersión de carburos y la resistencia al ataque metalográfico.

En nuestro caso, se puede suponer que la capa blanca se debió al incremento de temperatura que sufrió el material al ser desgastado. Dentro de los resultados de la capa blanca se encontró que éstos tuvieron profundidades dentro del rango de 20-50 $\mu$ m dependiendo de la muestra y microdurezas de hasta 1000 HV.

En la figura 6.7 se observa con detalle la formación de una capa blanca completa de una prueba en la que se tenían los carburos en la dirección paralela a la laminación. La figura 6.8 nos muestra como se llevo a cabo el desprendimiento de los carburos, se observa que no se requirió de mayor energía para desprender éstos de la superficie, también se ve, la escasa formación de líneas de deformación producto de la facilidad de desprendimiento de material, por lo que encaja muy bien aquí la teoría de Zum Ghar[21].

Tanto los conceptos de Hornbogen[14] de las áreas parciales de carburos como de la orientación de los carburos de Zum Ghar[21] se aplican a este estudio. Es importante notar que en teoría de desgaste no se puede generalizar un mecanismo de desgaste único a un sistema. Por lo que es importante estudiar cada sistema en particular y encontrar los mecanismos más importantes que interactúan en dicho sistema.

## CAPITULO 8

# CONCLUSIONES

1. Un método nuevo para pruebas de desgaste de aceros herramienta ha sido desarrollado.
2. La resistencia al desgaste de aceros herramientas puede ser relacionada a sus características microestructurales como la orientación de los carburos. Superficies con carburos perpendiculares mostraron una mayor resistencia al desgaste que los carburos paralelos.
3. El diseño de herramientas puede ser mejorado si la orientación de los carburos es considerada y las superficies de trabajo son maquinadas perpendiculares a la dirección de laminación.
4. El mecanismo de formación de la capa blanca debe de ser estudiado con más detalle para comprender mejor como se llevó a cabo su formación.
5. Los tratamientos térmicos aquí realizados no tienen un efecto considerable en la resistencia al desgaste, bajo las condiciones de prueba aquí realizadas.
6. Las teorías de desgaste establecidas por Hombogen y por Zum Ghar tienen un gran acercamiento con los resultados que aquí se presentaron.

# REFERENCIAS

- [1] ASM Handbook Volumen 1, 10th Ed, Properties and Selection: Iron, Steels, and High-Performance Alloys. Alan M. Bayer, Teledyne Vasco, and Lee R. Walton, Wrought Tool Steels, Latrobe Steel Company. p 757-758, 765.
- [2] G. Roberts, R. Cary, ASM Tools Steels 4th Ed. 1980. 1-10, 28-32, 37-39, 526-529, 123-137.
- [3] J. Apraiz Barreiro, Hierro, Aceros y Fundiciones, Tomo II Fabricación de Acero, Urmo, S.A de Ediciones. p 495-497, 511-512.
- [4] C. Moore and R.I. Marshall, Steelmaking, The Institute of Metals 1991, 82-83, 108-113.
- [5] Avner, Introducción a la Metalurgia Física. 2da Ed, Mc.Graw Hill, 1988, p 252, 384.
- [6] D.M.K. de Grinberg, Tratamientos térmicos de aceros y sus prácticas de laboratorio. Ed, Limusa, 1989, p 68-69.
- [7] Uddeholm, Acero para aplicaciones de trabajo en frío, p 5-6, 8-9, 17, 21, , UDDEHOLM GmbH, Düsseldorf Alemania.
- [8] Dr. Alberto Pérez Unzueta. Tesis Doctoral, Universidad de Leicester, U.K. 1992.
- [9] Friction, Wear and Lubrication. Terms and Definitions. OECD. Netherlands.
- [10] Horst Czichos, Metallurgical Aspects of Wear, Systems Analysis and Description of Wear Processes, Federal institute for Materials testing, Berlin-Dahlem, 1981, p 10-11.
- [11] DIN 50 320, Verschleiß-Begriffe, Systemanalyse von Verschleißvorgängen, Gleiderug des Verschleißgebietes, Dezember 19179.
- [12] J.F. Archard, Wear Theory and mechanisms. In: Wear Control Handbook. Ed. M.B. Peterson and W.O. Winer. Publ. ASME New York, 1980. 35-80.
- [13] I.M. Hutchings, TRIBOLOGY, Friction and Wear of Engineering Materials. Edward Arnold, 1992. p 73, 78, 79.

- [14] E. Hornbogen, Metallurgical Aspects of Wear, Microstructure and Wear, Institute fur Werkstoffe, Ruhr-Universitat, Bochum. 1981, p 38-40.
- [15] Robert W. Bruce, Fundamentals of Lubrication. ASLE, Basic Lubrication Education Course, Alcoa Center, PA 15069, 1988, p 1-2,7.
- [16] Mario Alberto Coronado, Investigación de Maestría "Utilización de una máquina TIMKEN para la simulación de desgaste en metales. DIMAT-FIME, UANL.
- [17] Robert Wilson, Metallurgy and Heat Treatment of Tool Steels, McGraw-Hill, 1975. p 65-69,79-85.
- [18] Paul M. Unterweiser, Heat treaters guide. Standard practices and procedures for steels. ASM. Junio 1982, p 300-304.
- [19] ASTM D 2509-91 Standard Test Method for Measurement of Load-Carrying of Lubricating Grease (Timken Method).
- [20] Rogelio Becerra San Martin, El timken y sus aplicaciones en la lubricación. Tesis de Licenciatura, Mayo 1974. pgs 46-53,58-69.
- [21] ASM Handbook Volumen 18, 10th Ed. Friction, Lubrication, and Wear Technology. Wear measurement. A.w. Ruff, National of Standards and Technology p 366,187. Abrasive Wear p 187.
- [22] T.S. Eyre, A. Baxter. Sliding (Dry) Wear, The formation of white layers at rubbing surfaces.

