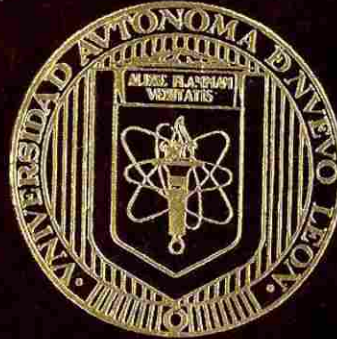


UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA
DIVISION ESTUDIOS DE POST-GRADO



EFFECTO DE LOS CARBUROS EN EL DESGASTE
DEL ACERO TIPO AISI D2

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE
MAESTRO EN CIENCIAS DE LA INGENIERIA
MECANICA

CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES

P R E S E N T A
NAHUM AZAEL RODRIGUEZ QUIROGA

CD. UNIVERSITARIA

FEBRERO 1998

MAESTRO 23

EFECTIVO DE LOS CARBUROS EN EL DESCAASTE

FM

Z 5 8 5 3

. M 2

F I M E

1 9 9 8

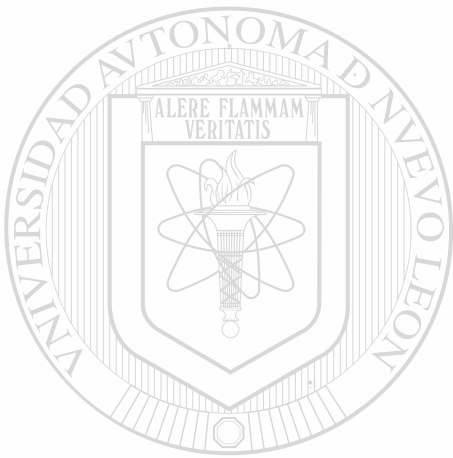
R 6 2

DEL ACERO TIPO AISI D2

1 0 8



1020123500



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

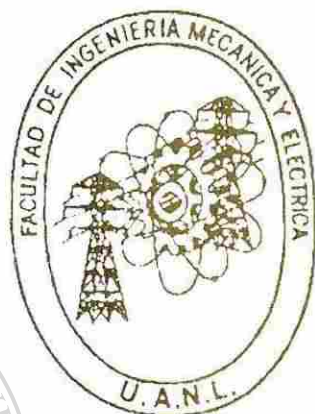


DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**EFEECTO DE LOS CARBUROS EN EL DESGASTE
DEL ACERO TIPO AISI D2**

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEÓN

TESIS
QUE PARA OBTENER EL GRADO DE :
MAESTRO EN CIENCIAS DE LA INGENIERIA MECANICA,
CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES

®

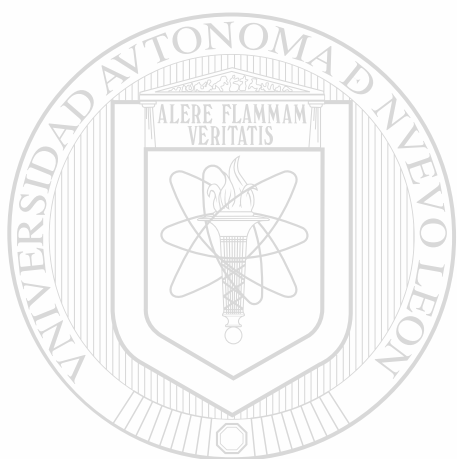
PRESENTA:
NAHUM AZAEL RODRIGUEZ QUIROGA

CD. UNIVERSITARIA

FEBRERO 1998

0119-66560

TM
Z5853
.M2
FINE
1998
R62



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

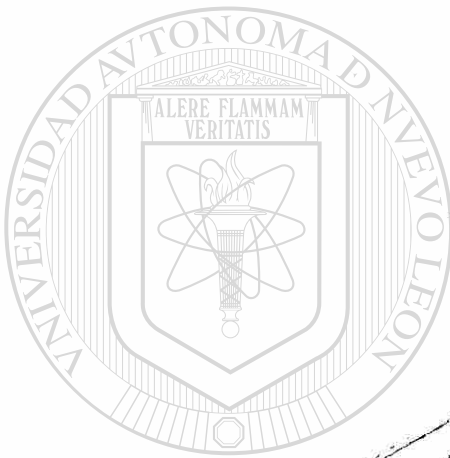


FONDO
TESIS

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: "Efecto de los Carburos en el Desgaste del Acero Tipo AISI D2", realizada por el Ing. Nahum Azael Rodríguez Quiroga 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
Dr. Zygmunt Haduch S. ®


Vo. Bo.
M.C. Roberto Villarreal Garza.
División de Estudios de Postgrado.

DEDICATORIA

A DIOS

Por permitirme llegar hasta esta etapa



A MIS PADRES

Nahum y Adelina con quienes estoy eternamente agradecido por todo su amor y por todo el apoyo que me han brindado durante toda mi vida.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

A MI HERMANA

Sandra por estar siempre a mi lado demostrándome su amor, así como por todos sus valiosos consejos.

AGRADECIMIENTOS

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACyT) por el apoyo económico brindado, para la realización de mis estudios de Maestría.

A la Universidad Autónoma de Nuevo León y dentro de ella a la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica.

Al Doctorado en Ingeniería de Materiales (DIMAT) por permitirme realizar mis estudios de Maestría.

Al Dr. Alberto Pérez Unzueta por su invaluable asesoría en este trabajo, así como por las enseñanzas, experiencias y consejos, pero lo más importante su amistad.

Al Dr. Rafael Colás Ortiz por todas sus sugerencias y apoyo para la realización de este trabajo.

Al Dr. Zygmunt Haduch por sus consejos en la revisión de este trabajo.

Al Dr. Ubaldo Ortiz por su enseñanza y la confianza que siempre me brindó.

A los doctores Carlos Guerrero, Juan Antonio Aguilar y Oscar Chacón por todas sus enseñanzas y apoyo.

Al Ing. José Manuel Estevez por su ayuda para la realización de este trabajo.

Al Ing. Eduardo Santos, por su ayuda y comentarios para llevar a cabo este trabajo.

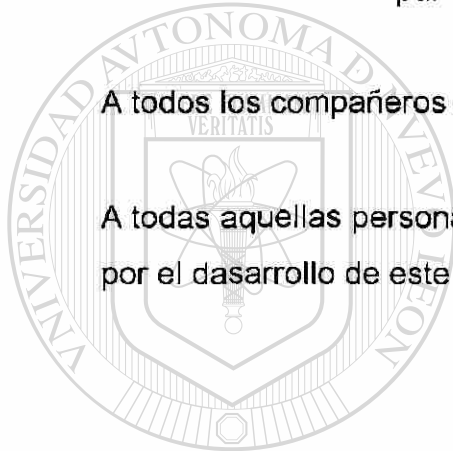
Al Ing. Jesus Moreno por sus valiosos comentarios en torno al trabajo realizado.

A mis compañeros de generación Jesus Talamantes, Hugo Guajardo y Mario González por su valiosa amistad.

A Efren Suceda compañero de trabajo y amigo en todo momento.

A todos los compañeros del DIMAT durante este tiempo.

A todas aquellas personas que siempre me han apoyado y que se preocuparon por el desarrollo de este trabajo



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



INDICE

DEDICATORIA.	i
AGRADECIMIENTOS.	ii
RESUMEN.	1

CAPITULO 1	INTRODUCCION.	2
-------------------	----------------------	---

CAPITULO 2	ACEROS HERRAMIENTA.	
-------------------	----------------------------	--

2.1	Introducción.	5
2.2	Clasificación, Propiedades y Aplicaciones.	6
2.3	Manufactura.	10
2.3.1	Fusión.	11
2.3.2	Práctica de Vaciado.	13
2.3.3	Lingotes.	14
2.3.4	Nuevas Técnicas de Refinación.	18
2.4	Forjado y Laminado.	23
2.5	Recocido.	25
2.6	Productos Obtenidos de los Aceros Herramienta.	26
2.7	Metalurgia de Polvos.	27

CAPITULO 3	ACEROS ALTO CARBONO ALTO CROMO.	
-------------------	--	--

3.1	Introducción.	29
3.2	Descripción de los Aceros Alto Carbono Alto Cromo.	30

3.3 Tratamientos Térmicos para Aceros Alto Carbono Alto Cromo.	36
3.3.1 Recocido.	36
3.3.2 Templado.	38
3.3.3 Revenido.	39
3.3.4 Tratamientos Superficiales	40
3.4 Cambio en la Microestructura debido a los Tratamientos Térmicos.	41

CAPITULO 4 DESGASTE.

4.1 Introducción.	45
4.2 Contacto Mecánico entre Superficies.	46
4.3 Principales Mecanismos de Desgaste.	51
4.3.1 Desgaste Abrasivo.	51
4.3.2 Desgaste Erosivo.	54
4.3.3 Desgaste Adhesivo.	55
4.3.4 Desgaste Corrosivo.	57
4.3.5 Desgaste Oxidativo.	58
4.3.6 Desgaste por Fatiga.	60
4.3.7 Fretting.	62
4.3.8 Desgaste por Impacto.	63
4.3.9 Desgaste Difusivo.	64
4.4 Lubricación.	65
4.5 Experimentos de Fricción y Desgaste.	68
4.6 Microestructura y Desgaste.	69

CAPITULO 5 METODOLOGIA EXPERIMENTAL.

5.1 Introducción.	73
5.2 Diseño Experimental.	73

5.2.1 Tratamientos Térmicos.	76
5.2.2 Pruebas de Desgaste en Máquina TIMKEN.	82
5.2.3 Análisis de Datos.	86
5.2.4 Esfuerzos Mecánicos de Contacto.	89
5.2.5 Análisis Metalográfico.	91

CAPITULO 6 RESULTADOS

6.1 Introducción.	94
6.2 Tratamientos Térmicos.	94
6.3 Pruebas de Desgaste.	96
6.4 Análisis de Datos.	99
6.5 Esfuerzos Mecánicos de Contacto.	101
6.6 Análisis Metalográfico.	103

CAPITULO 7 DISCUSION.

7.1 Introducción.	116
7.2 Tratamientos Térmicos.	116
7.3 Pruebas de Desgaste.	118
7.4 Análisis de Datos.	119
7.5 Análisis de Imágenes, Metalografías y Esfuerzos Mecánicos de Contacto.	121

CAPITULO 8 CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.

REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS.	128
LISTA DE TABLAS.	131
LISTA DE FIGURAS.	132
RESUMEN AUTOBIOGRAFICO.	136

RESUMEN

Este trabajo presenta las principales aplicaciones y propiedades de los aceros herramienta, en especial del acero tipo AISI D2, utilizado en aplicaciones que requieren alta resistencia al desgaste. Además se da una breve explicación de los principales mecanismos de desgaste y del diseño de experimentos tribológicos. La metodología experimental está basada en pruebas de desgaste realizadas en el acero D2 para relacionar los parámetros microestructurales con la resistencia al desgaste. El acero aquí evaluado fue manufacturado por el proceso convencional de lingote y laminación. Debido a esto, la estructura presenta bandeamiento de carburos en la dirección de deformación. Se realizaron pruebas sobre superficies perpendiculares a las bandas de los carburos y sobre superficies paralelas a las mismas. Las pruebas se efectuaron en una máquina TIMKEN con lubricación. Los resultados muestran que existe una mayor resistencia al desgaste en las superficies con carburos perpendiculares. Además se encontró que el área, perímetro y fracción de área de los carburos no fueron determinantes en la resistencia al desgaste, para las microestructuras obtenidas en los tratamientos térmicos aquí empleados. Se obtuvieron valores de fuerza y coeficiente de fricción así como de coeficientes de desgaste. Bajo algunas de las superficies en donde se realizaron las pruebas de desgaste apareció una capa blanca. Se caracterizó esta capa blanca por medio de Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) y por microdureza. Se encontró la existencia de microfusión en las superficies, lo cual fue comprobado mediante la estimación de las temperaturas pico según el método de Archard y mediante el uso del espectrómetro de rayos X en dispersión de energía (EDS). Los resultados aquí encontrados sugieren que un diseño adecuado de las herramientas puede incrementar la vida útil de las mismas.

CAPITULO 1

INTRODUCCION

El ser humano se ha caracterizado por una constante búsqueda en mejorar su bienestar. Así, desde tiempo inmemorial, ha inventado y evolucionado las herramientas que lo auxilian en sus labores diarias. Un aspecto importante ha sido la búsqueda de nuevos materiales y la optimización del uso de las herramientas. El desarrollo de ciertas aleaciones buscando exclusivamente su aplicación como materiales para herramientas ha creado precisamente la familia de los aceros herramienta, término que surge en la segunda mitad del siglo anterior^[1]. Actualmente, contamos con un gran número de aleaciones y aceros para herramientas. Muchas aleaciones y nuevos procesos son propuestos continuamente. Pero también, mejoras y optimización de los aceros ya existentes pueden ser propuestas, siguiendo un análisis sistemático y aplicando el método científico al estudio de los problemas del deterioro de las herramientas. En este contexto, se centra nuestro estudio sobre el desgaste de un acero herramienta de uso común y con posibilidad de nuevas aplicaciones en la industria regiomontana.

Los avances tecnológicos han orillado a crear día con día mejores aleaciones para poder satisfacer las nuevas necesidades industriales; en el caso de los aceros herramienta se tuvieron primero las aleaciones producidas mediante el proceso de laminación y posteriormente se desarrollaron las producidas por metalurgia de polvos. En el primer caso se tiene una microestructura altamente orientada debido al proceso de fabricación (bandas de carburos orientadas características de estos aceros), mientras que en el

segundo caso la microestructura es homogénea. Así, la microestructura de los aceros es función del método de fabricación. La principal desventaja de este último proceso es su alto costo el cual puede llegar a ser hasta 10 veces más que el costo de la producción normal de dicho tipo de acero, razón por la cual es necesario buscar otro tipo de alternativas para mejorar estos aceros.

El objetivo de esta Tesis es relacionar las características microestructurales de un acero alto carbono alto cromo (AISI D2) con su resistencia al desgaste en condiciones de deslizamiento bajo lubricación. Así mismo, se estudian los cambios microestructurales en las capas superficiales y subsuperficiales del área de contacto.

La industria requiere constantemente de una mejora en el uso y propiedades del herramiental para así optimizar sus recursos, por lo tanto se realizaron estudios que tienen como objetivo el mejorar las propiedades tribológicas de los aceros manufacturados por el método tradicional de laminación, incluyendo el acero tipo AISI D2.

El acero AISI D2 es un acero herramienta típico para trabajo en frío. Sus aplicaciones comunes son punzones, dados, cuchillas de corte, matrices, etc. La composición química nominal de este acero es de 12% de cromo y 1.5% de carbono. El cromo y carbono forman una gran cantidad de carburos los cuales están íntimamente ligados a la resistencia al desgaste, debido a que son partículas con muy alta dureza^[2]. Por lo anterior es importante analizar la relación que guarda la microestructura de estos aceros con su resistencia al desgaste, para así diseñar la aleación, método de manufactura o herramiental de tal forma que se obtengan las características microestructurales que proporcionen la mayor resistencia al desgaste.

Es común encontrar que la caracterización de los aceros para herramienta se basa en la composición química, tratamiento térmico y dureza. Muy poca importancia se le ha dado a la resistencia al desgaste a pesar de ser la causa más frecuente de deterioro del herramental.

Las hipótesis que fundamentan este trabajo son: primero que existe una relación entre el tamaño de los carburos presentes en el acero D2 y su resistencia al desgaste y segundo, que existe una relación entre el área parcial de los carburos y su resistencia al desgaste.

Es muy importante aclarar los límites del estudio que aquí se presenta. El sistema que se utilizó para la correlación entre microestructura y desgaste fue lubricado durante toda la prueba para reproducir condiciones reales de operación, sin embargo, la interacción del lubricante con la superficie del acero no es estudiada en este trabajo. Además, las temperaturas en la superficie de contacto no fueron medidas físicamente, debido a que la mayor elevación de temperatura se da en las asperezas de contacto (dimensionadas entre 10 y 20 μm) y ahí es donde radica la dificultad de su medición. En este trabajo se estimaron las temperaturas de contacto mediante el método desarrollado por Archard^[3].

La metodología empleada en este trabajo fue la siguiente: primero se planteo el problema, el cual es parte de un sistema industrial, se realizó una visita a la fábrica metal-mecánica para ver al equipo en operación y así establecer las hipótesis del trabajo. Enseguida, se seleccionó el dispositivo para reproducir las condiciones de operación. Ya definido lo anterior se realizaron las pruebas, se evaluó si las condiciones se reproducían tal como se deseaba y finalmente se analizaron los resultados para demostrar las hipótesis. Una metodología completa para estudios tribológicos, puede encontrarse en detalle en Zum Gahr^[4] y A. Pérez^[5].

CAPITULO 2

ACEROS HERRAMIENTA

2.1 INTRODUCCION.

Se designa acero herramienta a cualquier acero que se emplea para la manufactura de herramientas utilizadas para formar un material en una pieza o componente específico para algún uso definido. Debido a la amplia gama de propiedades que pueden desarrollar los aceros herramienta, éstos se utilizan en múltiples aplicaciones como son el formado, corte, rolado, extrusión y muchas más. Dada la naturaleza de la aplicación de una herramienta, se seleccionará el acero que tenga las características más apropiadas, ya sea alta dureza, alta tenacidad, alta resistencia al desgaste, resistencia a las altas temperaturas, etc. No todos los aceros poseen todas las propiedades. Algunos se caracterizan, por ejemplo, por una muy alta tenacidad y otros por una alta resistencia al desgaste. La habilidad del especialista en materiales será la de seleccionar o inclusive diseñar el acero o aleación que desarrolle la combinación de propiedades óptimas para la aplicación deseada. En el presente capítulo se dará una breve explicación de las propiedades, manufactura y tratamientos en general para todos los aceros herramientas. En el siguiente capítulo, se discutirán los aceros alto cromo alto carbono y el tipo D2 en particular.

2.2 CLASIFICACION, PROPIEDADES Y APLICACIONES.

Existe un gran número de aceros que se utilizan para herramientas, con una gran variedad en composiciones químicas y propiedades. El Instituto Americano del Hierro y Acero (American Iron and Steel Institute, AISI) ha clasificado estos aceros agrupándolos de acuerdo a sus aplicaciones, a sus propiedades o a su medio de temple, lo que ha dado origen a siete grupos principales, los cuales se pueden dividir en subgrupos y a los que se les ha asignado una letra para su identificación como se muestra a continuación^[2, 6]:

<u>Grupo</u>	<u>Símbolo</u>
Templables en Agua	W
Resistentes al Impacto	S
Propósitos Específicos	
Tipo Baja Aleación	L
Tipo Carbono-Tungsteno	F
Moldes	P
(P1-P6 tipo bajo carbono)	
(P20-P21 otros tipos)	
Trabajo en Frío	
Templables en Aceite	O
Media Aleación y Templables en Aire	A
Alto Carbono-Alto Cromo	D
Trabajo en Caliente	H
(H1-H19 tipo base cromo)	
(H20-H39 tipo base tungsteno)	
(H40-H59 tipo base molibdeno)	
Alta Velocidad	
Tipo Base Tungsteno	T
Tipo Base Molibdeno	M

Aún y cuando la clasificación anterior parece un poco ilógica permite a los usuarios de estos aceros hacer una rápida selección de ellos según sus requerimientos. El uso de estos aceros en la industria va cada día en aumento debido a la diversidad de propiedades que son capaces de satisfacer en servicio. Es importante tener una visión clara de las diferentes propiedades de

los aceros herramienta para poder hacer una buena selección. A continuación se da una descripción de las propiedades más importantes de estos aceros.

Resistencia al desgaste: Es la resistencia a la pérdida de material por alguno de los mecanismos de desgaste como pueden ser abrasión, adhesión, erosión, etc. En general todos los aceros herramienta tienen buena resistencia al desgaste, pero hay ciertos grupos que se destacan por tener una resistencia al desgaste muy alta. Estos aceros normalmente tienen un alto contenido de carburos.

Tenacidad: Esta propiedad es una medida de la energía que se requiere para llegar a romper un material. Para el caso de los aceros herramienta se define como la resistencia a la ruptura, dado que las herramientas fabricadas con estos aceros deben de ser rígidas. Además, si se llegara a presentar una ligera deformación plástica, la herramienta ya no puede ser utilizada.

Templabilidad: Esta propiedad es la capacidad de un acero a endurecerse por medio del temple, siendo determinada por la profundidad máxima a la cual el material alcanza a formar martensita. Por lo anterior se clasifica en superficial, media o profunda.

Resistencia al rojo: Es la resistencia que presentan estos aceros a perder su dureza a altas temperaturas. Algunas herramientas operan a muy elevadas temperaturas. Se considera que un acero tiene buena resistencia al rojo cuando no pierde sus propiedades al operar a temperaturas de hasta 482°C (900°F)^[6].

Deformación: Es muy importante esta propiedad debido que al calentar y templar los aceros sufren expansiones y contracciones, por lo cual las piezas con geometrías complejas no deben ser de aceros que tengan que ser sometidos a tratamientos térmicos severos. Un acero será óptimo o bueno si antes de templarlo éste puede ser maquinado casi a medidas finales de manera que después de tratarlo requiera el mínimo maquinado.

Maquinabilidad: Muchas de las piezas manufacturadas con estos aceros en algún momento deben ser maquinadas, por lo que los aceros deben de presentar la capacidad de ser cortados fácilmente por las herramientas y que se pueda obtener un buen acabado superficial. Esta propiedad es afectada por la cantidad de carburos en el material y por la dureza en la condición recocida del mismo.

Al momento de hacer la selección es común que varios aceros cumplan con los requisitos de la aplicación, ya que es muy difícil que uno solo sea el óptimo, lo que propicia que muchas veces el factor determinante de la selección sea el costo del acero. No obstante, es necesario hacer una buena comparación de las propiedades entre los diversos grupos, lo cual ha dado origen a una escala, tanto para la tenacidad, como para la resistencia al desgaste y la resistencia al rojo, en donde el 1 es el de menor capacidad y el 9 el de la mayor capacidad. En la figura 2-1 podemos ver los diagramas comparativos de estas propiedades.

Las aplicaciones de los aceros herramienta se pueden dividir en 5 grupos: Formado, Cizallado, Corte, Moldeado y Misceláneas^[2].

Las herramientas de **formado** son tanto para trabajo en frío como en caliente, se incluyen aplicaciones como herramientas para forja en caliente, formado por compresión, estampado profundo, entre otras.

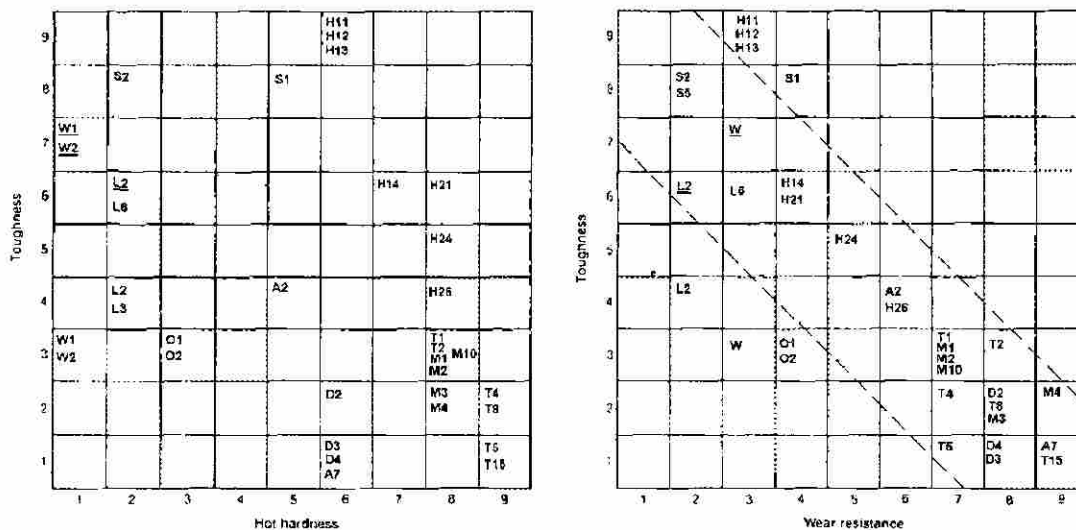


Figura 2-1 Diagramas comparativos de propiedades para aceros herramienta^[7].

Este tipo de herramientas trabajan en constante deslizamiento y en contacto contra partes metálicas sólidas, además pueden trabajar a elevados esfuerzos durante períodos cortos de tiempo. Su principal propiedad debe ser la resistencia al desgaste, seguido de una buena tenacidad y maquinabilidad. Si va a ser usada para trabajo en caliente se requiere también de resistencia al rojo.

En el grupo de **cizallado** se encuentran las cuchillas de corte, herramientas que combinan la forja y el corte, máquinas cabeceadoras, matrices recortadoras, punzones, etc. Este grupo requiere de alta tenacidad y de alta resistencia al desgaste para mantener las dimensiones y el filo de la herramienta. Como propiedad secundaria se requiere un mínimo de distorsión, a menos que sea una cuchilla muy larga o un dado de geometría irregular, con lo que esta propiedad pasa a ser primaria. Las herramientas de **corte** requieren tanto de una alta resistencia al rojo como al desgaste, además de tenacidad, su aplicación es en herramientas para maquinar. En el caso de las herramientas para **moldeado** se incluyen tanto los moldes para plástico como los moldes permanentes para metales fundidos, siendo el caso, las aleaciones de

aluminio, zinc y cobre. Finalmente en el grupo de los **misceláneos** habrá piezas que requieran de alta resistencia al desgaste, alta tenacidad o estabilidad dimensional. En base a lo anterior se debe identificar el factor primordial de la aplicación para así realizar una buena selección del acero herramienta. La figura 2-2 muestra algunas de las aplicaciones de estos aceros.

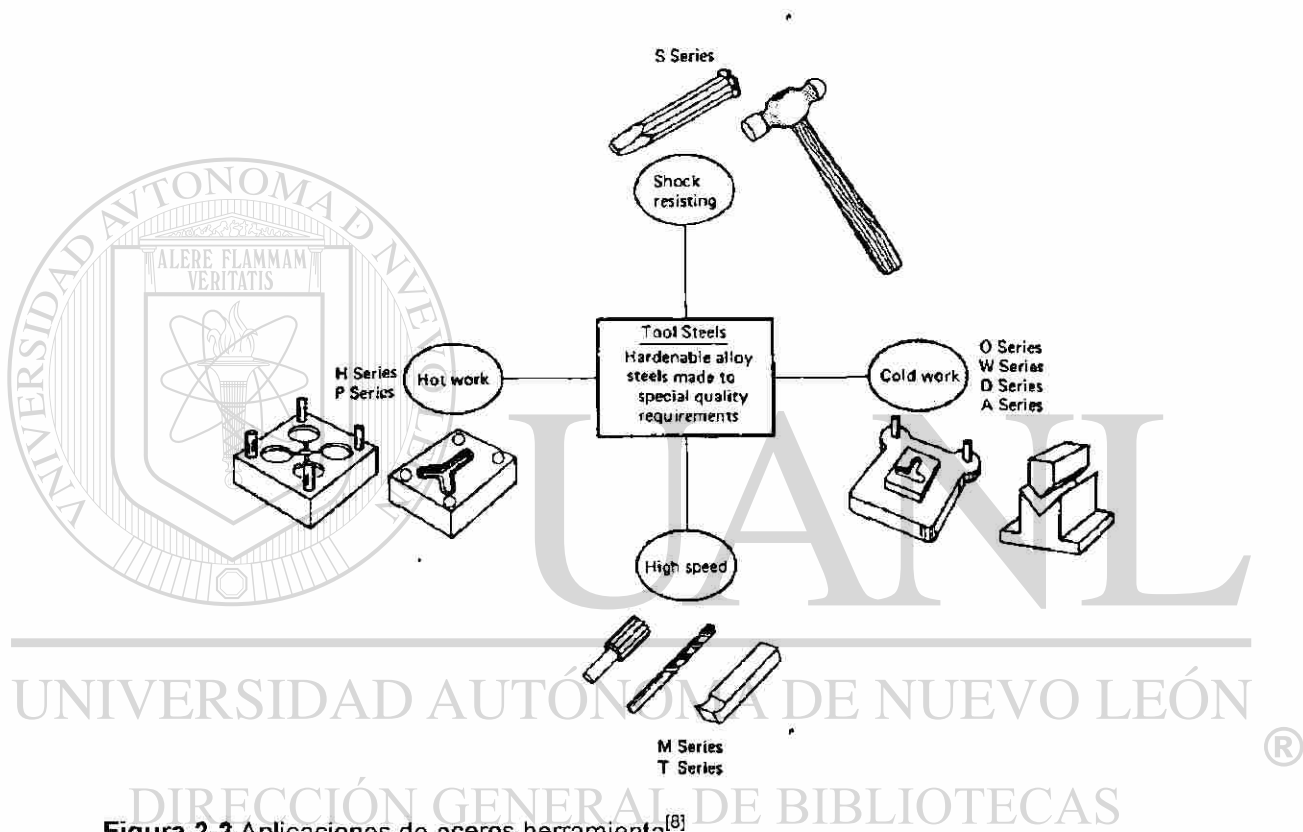


Figura 2-2 Aplicaciones de aceros herramienta^[8].

2.3 MANUFACTURA.

Los procesos de fabricación que dominan el mercado de los aceros herramienta son el tradicional de forjado y rolado a partir de lingotes y la metalurgia de polvos. En el primer caso la mayor parte del costo es debido a los procesos de fabricación involucrados como son aceración, forja, rolado y recocido. Mientras que en la metalurgia de polvos, los costos más elevados son

la producción de los polvos y la formación del lingote por medio de la presión isostática en caliente. La producción de los aceros herramienta requiere de una gran supervisión, aún y cuando generalmente se producen pocas toneladas.

2.3.1 Fusión.

Inicialmente los aceros herramienta se hacían martillando pedazos de hierro batido que habían sido carburados, para darles la forma de barra. En 1740 aparece el horno de crisol que desplaza al método anterior y perdura hasta la aparición del horno de arco eléctrico. Actualmente el 90% de los aceros herramienta son producidos en horno eléctrico, mientras que el resto se reparte entre los hornos de inducción sin núcleo, de hogar abierto y el horno al vacío de electrodo consumible. El primer intento de fundir acero con ayuda de la electricidad data de 1878, pero no es sino hasta 1906 que el sistema Heroult comienza a ser productivo. La figura 2-3 muestra un diagrama del horno de arco eléctrico.

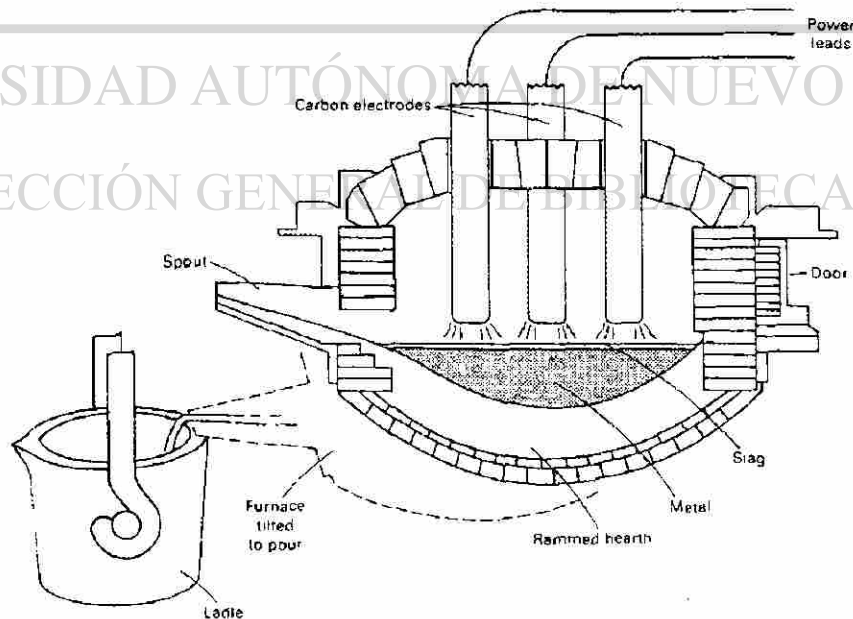


Figura 2-3 Horno de Arco Eléctrico^[9].

Este horno tiene un arreglo con 3 electrodos de grafito o carbón amorfo, que entran por el techo de la estructura, la cual no es mas que una coraza cilíndrica de acero recubierta con materiales refractarios. Para las paredes y techo se utilizan generalmente ladrillos de sílica o alta alúmina, para soportar las altas temperaturas. En el hogar del horno se emplean materiales básicos como magnesita o dolomita calcinada, para que resistan la acción química de la escoria. Tanto el horno como los electrodos cuentan con un sistema mecánico para su movimiento.

El proceso de fabricación del acero se inicia con la selección de la chatarra, cuidando de la composición, pues los elementos aleantes deben de ser controlados. La chatarra se deposita en el horno y se genera un flujo de corriente entre ésta y los electrodos. Durante los primeros 20 minutos los electrodos se elevan y descienden con el fin de acelerar el inicio de la fusión de la carga. Una vez que se cuenta con suficiente metal líquido esta acción termina, para dar paso al fin de la fusión.

En esta etapa, se agregan cal o fluorita que actúan como fundentes y que junto con los óxidos de la fusión formarán una escoria básica altamente oxidada. Se eliminan los elementos oxidables para lo cual se añade óxido de hierro o se usa una lanza de oxígeno. Si se desea remover el carbono principalmente, se debe tener cuidado de llevarlo a cabo a altas temperaturas para no oxidar otros elementos.

Otro punto importante es la reducción de los óxidos de la escoria, los cuales fueron producidos durante la fusión del acero. Para reducirlos de la escoria suele adicionarse coque o carbón mineral, carburo de calcio o un agente metálico reductor como el ferrosilicio.

Posteriormente se desoxida el acero, es decir se eliminan los óxidos solubles en el acero como son el FeO y CO, mediante su transformación en óxidos insolubles del tipo SiO₂, Al₂O₃ y CaO, óxidos que son separados fácilmente por la acción de la gravedad. Se hace el ajuste de la composición con la adición de elementos aleantes, de acuerdo a los análisis químicos que se realizaron en forma continua durante todo este procedimiento, para así cumplir con la especificación del acero que se desea fabricar. Finalmente se monitorea la temperatura con pirómetros ópticos o de radiación para proceder a vaciar el acero a la cuchara de colada.

2.3.2 Práctica de Vaciado.

Terminada la operación de fusión en el horno eléctrico, el acero es vaciado para formar los lingotes, que posteriormente serán forjados o laminados para obtener los productos semiacabados en forma de barras, soleras o placas.

La práctica de vaciado del metal fundido, según el proceso, se lleva a cabo en dos pasos: primero se deposita la carga en un contenedor llamado cuchara de colada y segundo se vacía de este recipiente a los moldes o lingoteras con las dimensiones del lingote deseado. La función primordial de la cuchara de colada es actuar como depósito del acero fundido cuando éste sale del horno y permite que la escoria proteja al acero líquido y absorba los elementos no deseados. La cuchara de colada no es más que un recipiente de acero con forma de cucharón, la cual está recubierta con ladrillos o arcilla refractaria. La cuchara tiene en el fondo una perforación en la que se inserta un sistema boquilla-tapón, ambos de material refractario y adaptados a un sistema de palancas que permiten controlar el flujo, pues la principal función de este sistema es alimentar una corriente suave del metal fundido a una velocidad y temperatura tal que no forme turbulencias en las lingoteras. La cuchara de

colada es desplazada por medio de una grúa. Por lo general, antes de vaciar el acero, la cuchara debe de ser cuidadosamente secada y precalentada. Después se coloca la cuchara bajo el horno para ser llenada. Al terminarse la operación se forma una capa de escoria sobre la superficie del líquido, la cual se encarga de proteger al metal de la oxidación y del enfriamiento por contacto con el aire. Además la escoria sirve como trampa de material refractario generado al vaciar el metal. Cuando la temperatura de vaciado es la óptima se procede a llenar las lingoteras.

2.3.3 Lingotes.

El llenado de las lingoteras puede ser una operación sencilla, cuando se tiene el acero en la cuchara de colada a la temperatura adecuada, pero esta acción involucra una serie de factores que deben analizarse. Estos factores son: el diseño de la lingotera, la preparación y mantenimiento de la superficie, la velocidad de vaciado así como la temperatura del metal. Quizá la característica más importante que se debe tomar en cuenta al momento de diseñar las lingoteras es la contracción que sufren los metales al solidificar.

Después de la solidificación, un molde que rebosaba con acero líquido, tendrá espacios de contracción, principalmente en el centro, los cuales dependerán de la forma y diseño del molde.

Cuando solidifica un lingote ocurre el siguiente fenómeno: el metal que está en contacto con la pared del molde es el primero que solidifica contrayéndose ligeramente, pero esta reducción en volumen es compensada con el material líquido adyacente. Inmediatamente se van formando capas contiguas a la ya solidificada, y al final la contracción de todas éstas roba material, generando una cavidad al centro del lingote. Esta cavidad o rechupe acarreará problemas al momento de forjar o laminar el lingote. Este defecto puede ser controlado por el diseño del molde, ya que en uno cuya sección

transversal inferior sea mayor que la superior se formará una cavidad mucho mas profunda, mientras que en el otro caso el defecto puede estar prácticamente localizado en el extremo superior al diseñar un molde de sección transversal superior mayor a la sección inferior. La figura 2-4 muestra los dos diseños de lingoteras.

Otra mejora que puede implementarse al diseño anterior es el uso de lo que se conoce como tapa caliente o mazarota^[10]. La mazarota se compone de un refractario que se coloca en la parte superior de la lingotera y se llena con metal líquido. El material del lingote solidifica más rápido que el de la mazarota, por lo cual el metal de la parte refractaria alimenta al lingote durante su solidificación rellenando la cavidad y evitando que aparezca el rechufe.

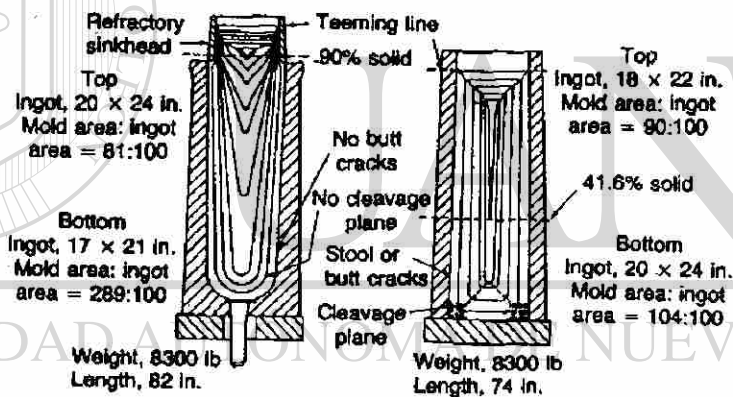


Figura 2-4 Diseños de lingoteras^[2].

Al inicio de la solidificación del lingote la contracción tiende a separar al metal que está en contacto directo con el molde, trayendo consigo dos desventajas: 1) se reduce el efecto de enfriamiento del molde, 2) se corre el riesgo de que el metal líquido rompa al ya solidificado, lo que daría pie a un lingote agrietado. La mejor solución es diseñar un molde acanalado, el cual da mejores resultados que los de sección cuadrada y redonda^[2].

Otro gran problema de la solidificación de los aceros, son las segregaciones. Cuando el metal se encuentra en estado líquido los principales elementos de aleación como son el carbono, manganeso, silicio, fósforo, azufre, níquel, cromo, molibdeno, tungsteno y vanadio, se encuentran uniformemente disueltos y distribuidos. Al inicio de la solidificación los primeros cristales en solidificar tendrán un alto contenido de aquellos elementos cuyo punto de fusión sea superior al de la aleación, mientras que el líquido se irá enriqueciendo con los elementos de punto de fusión más bajo. Si el enfriamiento es rápido, estos elementos quedarían atrapados entre las dendritas y podrían ser fácilmente distribuidos por trabajado en caliente.

Por otra parte, si el enfriamiento es lento los elementos de bajo punto de fusión tendrán tiempo para acumularse en zonas preferenciales, como lo es el centro del lingote. A este acumulamiento se le conoce como segregación. Se distinguen 2 tipos de segregaciones: las microsegregaciones que se refieren al gradiente de concentraciones que se tiene en un grano o cristal sólido, y las macrosegregaciones que relacionan las concentraciones a través del lingote o pieza fundida. La cantidad y distribución de segregaciones dependerá del acero y de la velocidad de solidificación, que a su vez dependerá del tamaño del lingote, de la temperatura y rapidez de vaciado y del diseño del molde.

Al solidificar los aceros herramienta tipo alto carbono alto cromo, se encontrarán grandes cantidades de segregaciones, que por lo general son carburos de los diferentes tipos de elementos aleantes que contiene el acero. En la figura 2-5 se observa la zona típica de segregaciones de estos aceros. Al incrementar el tamaño del lingote, se incrementan las segregaciones. La fragilidad de los carburos hará que el lingote tenga una ductilidad limitada. Mediante trabajado mecánico en caliente es posible quebrar estas segregaciones hasta cierto nivel dependiendo del grado de deformación.

Un tercer aspecto que afecta la calidad de los lingotes es la morfología de los granos. Un corte transversal del lingote, mostrará tres diferentes regiones como se muestra en la figura 2-6. Junto a la pared del molde se tendrán granos pequeños equiaxiales debido al enfriamiento rápido que produce el molde. Inmediatamente después encontraremos una columna de cristales mas gruesos perpendiculares a la superficie y que se dirigen hacia el interior del lingote .

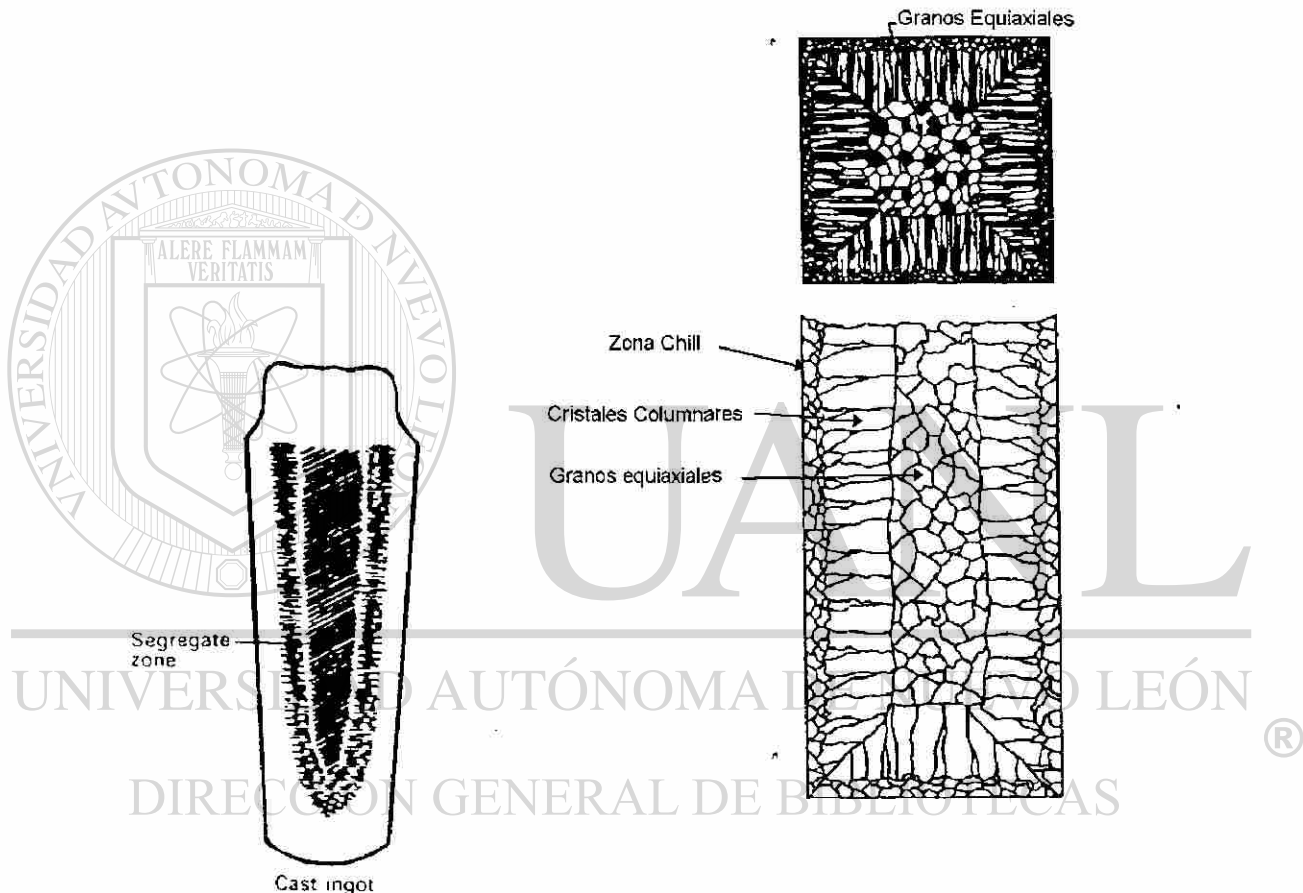


Figura 2-5 Zona de segregaciones en aceros herramienta de alta aleación^[11].

Figura 2-6 Diferentes tipos de grano encontrados en un lingote^[12].

El tamaño y distribución de esta zona se verá afectada por la composición de la aleación, por la temperatura inicial de vaciado, por la rapidez del vaciado y por el enfriamiento del molde. La tercer región está situada en el centro del lingote donde se encuentran granos equiaxiales gruesos, que se

forman cuando el enfriamiento a través del molde se ha reducido. En la producción de lingotes son muchos los factores que intervienen y que pueden influir en su calidad y por lo tanto en la calidad del producto terminal.

2.3.4 Nuevas Técnicas de Refinación.

Se han desarrollado recientemente nuevas técnicas para la producción de aceros herramienta, una de las que ha tenido mayor éxito es la refinación por electroescoria. Esta técnica representa sólo pequeños porcentajes de la producción de estos aceros, pero su principal ventaja es que se reducen en gran cantidad los defectos microestructurales, tales como segregaciones, inclusiones no metálicas, etc^[2]. El proceso consiste de un electrodo consumible, que generalmente es de la misma aleación que el producto que se desea obtener. A través de este electrodo se hace pasar un flujo de corriente, formando el arco eléctrico que inicia la fusión entre el electrodo y un disco de metal al fondo del molde.

Después de que se funde la escoria el electrodo queda sumergido en ella y en ese momento la fusión del electrodo continuará por la acción del calentamiento producido por un conjunto de resistencias eléctricas. Conforme se consume el electrodo se formaran pequeñas gotas de metal fundido que serán refinadas al entrar en contacto con el baño de escoria líquida. Finalmente el metal líquido pasará al lingote que está dentro del molde, bajo la escoria, donde se solidificará.

Otras de las técnicas utilizadas en la etapa de refinamiento son el agitado en la cuchara de colada, desgasificado y sistemas de adición de polvos. Para los procesos anteriores es muy importante que al vaciar a la cuchara de colada se evite vaciar la escoria.

Agitado en la cuchara de colada: En este proceso se introduce una ligera corriente de nitrógeno o argón, lo que produce una serie de burbujas que se elevan a través del baño de acero, con lo anterior se produce una sección libre de escoria en la superficie del acero caliente llamada comúnmente "ojo" y expuesto al ambiente de la atmósfera dentro de la cuchara, tal y como se muestra en la figura 2-7. El acero es agitado suavemente, con lo cual se elimina cualquier variación en la temperatura o en la composición dentro de la cuchara de colada. Otra ventaja de este proceso es que los óxidos en el acero salen a flote y pasan a ser parte de una escoria sintética, la cual ha sido añadida después de vaciar a la cuchara.

El tiempo de agitado es raro que exceda los 10 min y, comúnmente es de entre 5 y 8 min, ya que la cuchara pierde de 2 a 4°C por cada minuto de tiempo que tarde el tratamiento. Parte del calor es perdido por la radiación del "ojo", donde además se lleva a cabo un proceso oxidativo. Para evitar esto se han desarrollado dos métodos. El Sealed Argon Bubbling (SAB) que utiliza una caja refractaria la cual es inmersa sobre el "ojo". Las pérdidas por radiación son reducidas y se crea una atmósfera de argón sobre el "ojo" para prevenir la oxidación. La segunda alternativa es el Capped Argon Bubbling (CAB), en este proceso los aleantes comúnmente se colocan sobre el "ojo" para facilitar el equilibrio de las aleaciones y poder dar un estricto control de la composición.

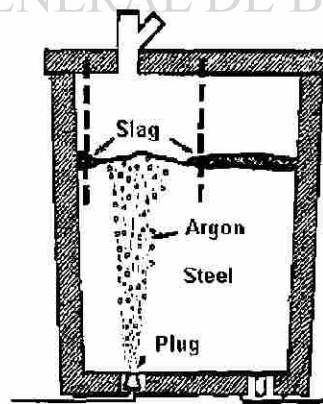


Figura 2-7 Sistema de agitado por medio de gas^[13].

Los volúmenes utilizados de gas inerte son muy grandes. Cuando la razón de flujo es baja se requieren períodos de tiempo de hasta 30 min y la caída de temperatura es significativa. La caída de temperatura no es debida del todo al efecto de enfriamiento del gas, sino que también a las pérdidas por radiación de la superficie libre de la cuchara. Por lo anterior se requiere una corriente de flujo ligera y tal flujo puede ser definido como el que produzca una superficie quieta con un "ojo" de metal caliente de 0.5 m de diámetro. Mientras que un flujo turbulento será aquel que produzca gran movimiento en el acero fundido, trayendo como consecuencia que la escoria se mezcle con el acero y que se produzcan varias zonas de metal caliente sobre la superficie.

Desgasificado. La acción de agitado por gas no removerá, en un tiempo aceptable, la suficiente cantidad de hidrógeno. Se ha sabido por muchos años que la aplicación de vacío durante la refinación, podría reducir el hidrógeno, el cual es la principal causa de falla en ejes y discos vaciados. Por lo tanto, ni el agitado convencional, ni el simple vacío son la solución a este problema. Para remover hidrógeno y nitrógeno de una forma efectiva y económica se requiere de un sistema de vacío y de agitado. El agitado puede ser mecánico, por gas o por inducción eléctrica. Los principales sistemas se muestran en la figura 2-8.

El desgasificador Ruhrstahl Heraus (RH) utiliza unas piernas gemelas para evacuar el gas del acero. Se inyecta aproximadamente $0.1 \text{ m}^3/\text{min}$ de gas inerte en una de las piernas, lo cual reduce la densidad del acero que fluye hacia arriba a la cámara de desgasificado. Durante este proceso, el acero regresa a la cuchara a través de la otra pierna y la circulación del acero de la cuchara a la vasija asegura la completa desgasificación del acero. El proceso Dortmunder Hoerder (DH) utiliza una sola pierna para realizar el vacío, la cual por un movimiento vertical de subir y bajar induce un flujo al metal de la cuchara para desgasificar. La versión moderna de este proceso incluye la inyección de gas inerte para ayudar en la circulación y desgasificación.

El proceso de desgasificado por vacío utiliza una pequeña cuchara por la cual el acero pasa a la cuchara de vaciado gracias a un vacío previo. La corriente de metal es atomizada, permitiendo que el vacío abarque la mayor parte de la superficie del metal por lo que el desgasificado es más efectivo.

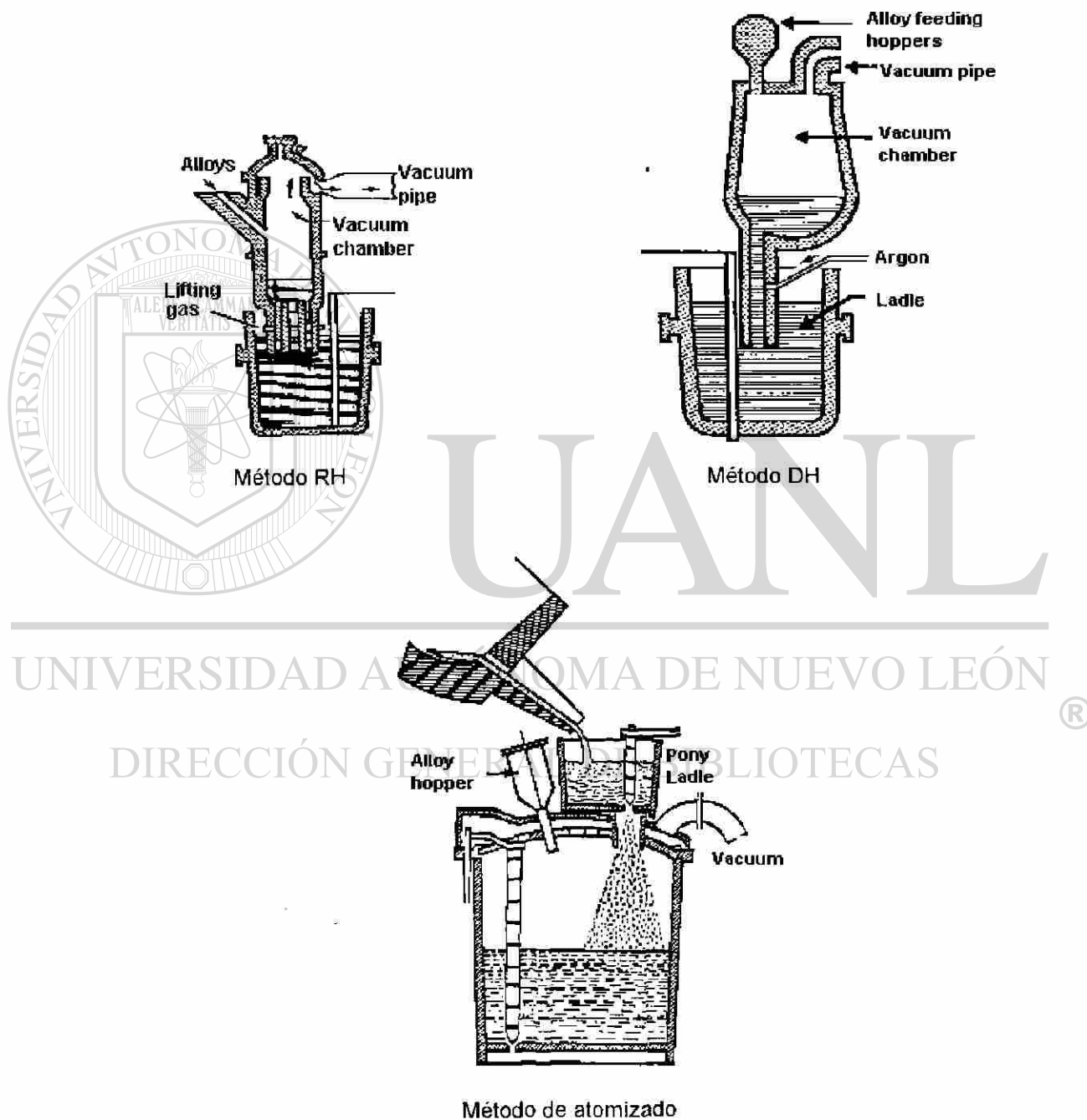


Figura 2-8 Diferentes métodos de desgasificado^[13].

Los tres procesos anteriores son capaces de reducir el contenido de hidrógeno por abajo de 1 ml/100 g lo que proporciona un alto nivel en la calidad. La duración de los tratamientos descritos es de entre 10 y 20 minutos

Sistemas de Adición de Polvos: Probablemente el mas viejo de los sistemas desarrollados para remover los sulfuros es el proceso Perrin (1933), en donde una escoria reductora y pre-fundida era vertida en la cuchara antes de que el acero fuera vaciado. Así la mezcla del acero y la escoria reductora producían la desulfuración. Como la escoria se usaba a altas temperaturas las perdidas de calor eran pocas. La desventaja de este proceso era la cantidad de calor que se requería para fundir la escoria, por lo que era un proceso muy costoso. Por lo anterior se han desarrollado sistemas capaces de reducir el costo y el tiempo de desulfuración, en los cuales los sistemas son capaces de inyectar polvos desulfurantes con alta eficiencia como el que se muestra en la figura 2-9.

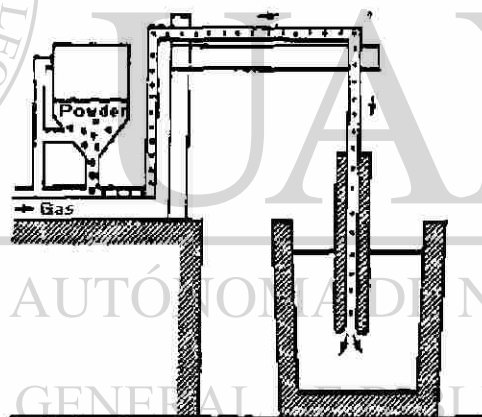


Figura 2-9 Sistema de inyección de polvos desulfurantes^[13].

El polvo que se va a inyectar es elevado sobre la cuchara de colada y puede ser presurizado y movido por medio de gas para asegurar una razón de alimentación constante. La lanza es sumergida cerca de la superficie de la cuchara, para asegurar un agitado en toda la cuchara, así como una rápida distribución de la reacción desulfurante. El gas puede ser nitrógeno o argón, dependiendo de si el acero absorbe o no el nitrógeno.

2.4 FORJADO Y LAMINADO.

El término forja se emplea para designar al proceso en que los metales son trabajados en caliente o en frío en máquinas o prensas en donde la fuerza principal es de compresión. La forja de lingotes de aceros herramientas es una operación que siempre se lleva a cabo en caliente y que tiene como objetivos el reducir el lingote a un tamaño, el cual pueda ser posteriormente forjado o laminado en barras, el rompimiento de la estructura gruesa que posee el lingote, la redistribución de las segregaciones y soldar los poros que puedan existir en el lingote.

La forja se realiza a partir de un lingote que tiene que ser calentado antes de poderlo trabajar. Esta operación involucra los siguientes factores:

- 1.- Rapidez de Calentamiento
- 2.- Temperatura de Forjado
- 3.- Decarburización
- 4.- Descascarado
- 5.- Temperatura Final de Forjado

El calentamiento del lingote debe de llevarse a cabo muy lentamente, de esta forma los gradientes de temperatura serán pequeños y la posibilidad de la aparición de grietas será mínima. Por otra parte, la temperatura máxima a la cual el lingote puede ser forjado, será determinada por el constituyente con el punto de fusión mas bajo de la aleación. Si este punto es excedido puede ocurrir fusión incipiente y la aparición de grietas. Al momento de golpear el metal, habrá un aumento en la temperatura de la parte exterior de la barra, lo cual debe de ser tomado en cuenta al seleccionar la temperatura de trabajo.

El tiempo que se debe dejar el lingote dentro del horno en teoría es el tiempo en que el centro del lingote alcance la temperatura de operación. Sin embargo ese tiempo puede llevar consigo una decarburización y crecimiento de grano. La aparición de cascarilla debe de controlarse, principalmente por la pérdida de tiempo que lleva el removerla.

La primera etapa de forjado de los lingotes altamente aleados es ligera y se realiza en cada una de las caras del lingote, de ahí el lingote se regresa al horno; los pases sucesivos son más severos. Al final, el tamaño de grano dependerá de la temperatura a la cual se llevó a cabo el último pase y esto es lo que se conoce como temperatura de acabado.

Cuando la forja ha sido terminada el lingote se ha reducido a una fracción de su tamaño inicial y la microestructura ha sido refinada. Finalmente se acondiciona superficialmente el tocho para después terminarlo por laminación o forjado.

La laminación es la operación en la cual el metal es obligado a pasar entre dos rodillos que giran en direcciones opuestas. Se pueden tener rodillos planos para la producción de placas o rodillos acanalados para producir barras u otras formas especiales. Este proceso reduce la sección transversal del metal, produce un refinamiento de la estructura, pero principalmente hace que fluya el material en la dirección longitudinal, por lo que cualquier segregación simplemente será elongada y no quebrada. Cuando trabajamos con aceros altamente aleados la laminación tiene desventaja al compararlo con el forjado, pues en este último el rompimiento de las segregación si es posible. Al laminar un acero al carbono o de baja aleación obtenemos propiedades bastante parecidas a las obtenidas mediante forjado, ya que estos aceros tienen pocas segregaciones.

La principal finalidad de este proceso es la obtención de barras. En los aceros herramienta la operación de laminación es igual que en los aceros al carbono, con la diferencia de que las reducciones son menores y los rodillos utilizados son mas pequeños.

2.5 RECOCIDO.

Los productos obtenidos de los procesos de trabajado son recocidos antes de ser maquinados o vueltos a trabajar para homogenizar la microestructura. Generalmente los aceros herramienta se suministran en el estado recocido. El recocido es la operación de calentamiento de un material en estado sólido seguido de un enfriamiento lento. La principal finalidad de este tratamiento es producir una estructura suave, pero también reducir los esfuerzos y refinar la microestructura. La mayoría de los aceros herramienta pueden llegar a ser decarburizados por el recocido y todos son susceptibles al crecimiento de grano si la temperatura es muy alta.

Para minimizar la decarburización se requiere de una atmósfera protectora, razón por la cual las barras son empaquetadas en tubos donde los huecos son rellenados con compuestos neutros para que la reacción no se lleve a cabo. Se puede tener un mejor control mediante el empleo de un horno con atmósfera controlada. El calentamiento es lento y una vez que la carga ha alcanzado la temperatura de recocido, la rapidez de enfriamiento por lo general es de 17 a 28°C (30 a 50°F) por hora, según el tipo de acero^[2]. Actualmente las tendencias tecnológicas conducen al uso de los hornos de recocido en forma continua.

2.6 PRODUCTOS OBTENIDOS DE LOS ACEROS HERRAMIENTA.

Es importante mencionar que durante la manufactura de los aceros herramienta existen un sin número de etapas de inspección, fundamentales para la calidad de estos aceros. Los requerimientos del producto guiarán el método de inspección que generalmente involucra la medición y el estricto control de las temperaturas, revisión precisa de las dimensiones del producto durante los procesos de formado, pruebas de dureza, de fractura, inspección superficial, pruebas microestructurales, pruebas de decarburización y de ultrasonido para defectos internos. Los aceros herramienta generalmente se suministran en forma de tochos, piezas forjadas, barras roladas en caliente, perfiles rolados en caliente, productos estirados en frío, entre otras. La capacidad de los productores de todos estos artículos es la que regularmente define las características del producto. Dentro de cada una de las anteriores formas existen grandes variantes. Por ejemplo, la figura 2-10 muestra las diferentes formas que se obtienen de los aceros herramienta estirados en frío.

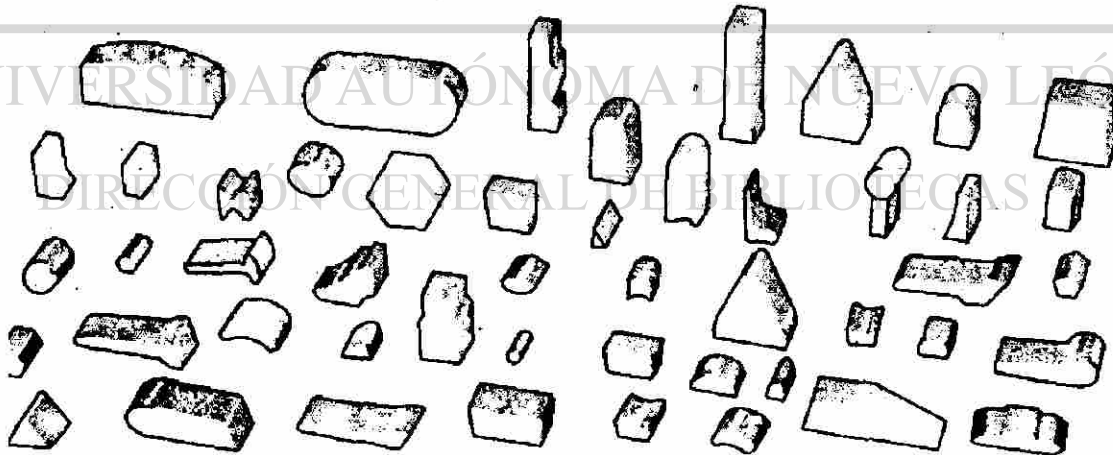


Figura 2-10 Productos estirados en frío de aceros herramienta^[2].

2.7 METALURGIA DE POLVOS.

Metalurgia de polvos se puede definir como el proceso por el cual se fabrican piezas mediante el empleo de polvos metálicos. Una de las primeras aplicaciones de esta técnica, fue la manufactura del alambre de tungsteno necesario para el filamento de las lámparas incandescentes, a principios del siglo XX^[12]. Actualmente esta técnica es muy empleada en la elaboración de aceros herramienta y otras aleaciones especiales. Los aceros herramienta producidos por metalurgia de polvos tienen mejores propiedades que los convencionales, ya que no presentan segregaciones, ni la microestructura gruesa típica de los lingotes y los problemas dimensionales son mínimos. La metalurgia de polvos no está limitada a metales puros, puede ser usada con aleaciones o mezclas de materiales metal-no metal. Algunas de las aplicaciones de este proceso son la fabricación de herramientas de corte, engranes, levas, productos porosos como filtros y bujes impregnados con aceite, así como partes automotrices y aeronáuticas. En la figura 2-11 se muestra el diagrama básico del proceso de metalurgia de polvos. En cada una de las etapas existen muchas alternativas y con los avances tecnológicos se desarrollan continuamente nuevos procesos.

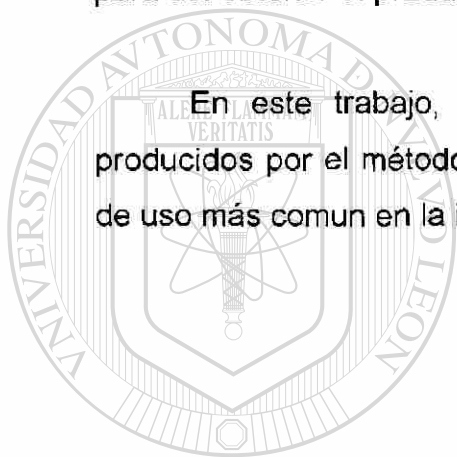


Figura 2-11 Diagrama del proceso de metalurgia de polvos

La producción de polvos se realiza, entre otros, por el método de atomización en el que el metal líquido después de pasar por un orificio es golpeado por una corriente de agua o gas inerte lo que desintegra y solidifica al metal, generando partículas esféricas en el intervalo de 0.1 a 1000 μm . La mezcla de polvos tiene como objetivo homogenizar la carga cuando ésta tiene diversos metales o cuando las partículas son de diferente forma y tamaño.

La etapa de compactado es considerada la más importante, puede ser hecha en frío o en caliente y su finalidad es dar la forma a la pieza, así como generar un contacto entre partículas para dar resistencia y eficientar los siguientes procesos. Los aceros herramienta generalmente se compactan en pequeños lingotes. El sinterizado consiste en elevar la temperatura para iniciar un enlace entre las partículas. Conforme transcurre el tiempo la difusión de átomos de las partículas en contacto da pie a la formación de las fronteras de grano, la pieza se densifica, con lo cual se incrementa la resistencia y la dureza. Finalmente los lingotes son trabajados mediante forja o laminación para así obtener el producto en barras.

En este trabajo, el estudio se orientará a los aceros herramienta producidos por el método tradicional de lingote, forja y laminación, por ser los de uso más común en la industria local.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CAPITULO 3

ACEROS ALTO CARBONO ALTO CROMO

3.1 INTRODUCCION.

Los aceros alto carbono alto cromo para trabajo en frío se desarrollaron originalmente para substituir a las herramientas de corte hechas de aceros de alta velocidad. El obstáculo para su empleo fue que la resistencia al rojo era insuficiente para tales aplicaciones, además de que resultaron extremadamente frágiles. Sin embargo, estos aceros resultaron ser muy útiles para aplicaciones en donde se involucra la resistencia al desgaste, siendo ésta la propiedad que hace destacar a este subgrupo. Estos aceros contienen en su microestructura carburos complejos, que son los responsables de dar al acero una alta resistencia al desgaste. A lo anterior debemos sumar la gran estabilidad dimensional que desarrollan, con lo cual se convierten en los óptimos para aplicaciones en frío, principalmente para la manufactura de dados como los de estampado profundo, estirado de alambre, formado, extrusión en frío, además también se aplican en punzones, mandriles, rodillos para formado y doblado, hojas para corte, entre muchos otros usos.

3.2 DESCRIPCION DE LOS ACEROS ALTO CARBONO ALTO CROMO.

Estos aceros se encuentran dentro del grupo de aceros para trabajo en frío, junto con los subgrupos A y O. Al igual que otros aceros herramientas, estos aceros presentan una marcada segregación de carburos al centro del lingote durante la solidificación (ver figura 2-5), formando una red de carburos conocida como esqueleto. Las operaciones de forja y subsecuente laminación romperán esta red de carburos, los cuales además serán realineados siguiendo la dirección de formado. De esta manera la microestructura estará formada por una matriz de la aleación en particular con alto contenido de carburos complejos. Se ha encontrado experimentalmente que la resistencia al desgaste de los aceros alto cromo alto carbono es 8 veces mayor que la de aceros herramienta al carbono (AISI W1)^[2]. El tipo y cantidad de carburos son los responsables de esta alta resistencia al desgaste. Adicionalmente el contenido de cromo proporciona resistencia a la oxidación^[2].

Tabla 3-1 Composición Nominal de los Aceros Alto Carbono Alto Cromo^[7]

AISI	C	Mn	Si	Cr	Ni	V	W	Mo	Co
D2	1.40-1.60	0.60*	0.60*	11.0-13.0	0.30*	1.10*	---	0.7-1.2	---
D3	2.0-2.35	0.60*	0.60*	11.0-13.5	0.30*	1.0*	1.0*	---	---
D4	2.05-2.4	0.60*	0.60*	11.0-13.0	0.30*	1.0*	---	0.7-1.2	---
D5	1.40-1.60	0.60*	0.60*	11.0-13.0	0.30*	1.0*	---	0.7-1.2	2.5-3.5
D7	2.15-2.50	0.60*	0.60*	11.5-13.5	0.30*	3.8-4.4	---	0.7-1.2	---

* Indica el contenido máximo.

La Tabla 3-1 muestra las composiciones nominales de este subgrupo de aceros. El principal elemento de aleación es el cromo seguido de adiciones de molibdeno y vanadio. La intención de agregar elementos aleantes al acero es la de mejorar propiedades como la tenacidad, resistencia mecánica, dureza a

elevadas temperaturas y resistencia al desgaste. Lo anterior se logra modificando las características del temple y revenido así como la naturaleza y cantidad de carburos presentes.

La mayoría de los aceros alto carbono alto cromo tienen más de tres elementos con lo que se convierten en aleaciones multicomponentes en las que es difícil de aislar la función de cada uno de los elementos aleantes ya que actúan en forma sinérgica. Generalmente el análisis de los sistemas ternarios da una buena idea de las fases presentes en estos aceros. En este caso por ser el cromo el elemento aleante más importante se analizará el sistema Fe-C-Cr.

La figura 3-1 muestra una sección isotérmica del diagrama Fe-C-Cr^[2]. La sección horizontal B-B representa un contenido de cromo del 13%, mismo que está representado en detalle en la figura 3-2^[11]. Esta sección representa al subgrupo que estamos analizando. Para un acero en estado recocido y con un contenido de carbono de 1.5 %, a temperatura ambiente, generalmente se encuentra una estructura ferrítica con aproximadamente 5 % de cromo en solución, además de carburos del tipo $(CrFe)_7C_3$. Si elevamos la temperatura, a los 790°C las fases presentes serán ferrita, austenita y carburos $(CrFe)_7C_3$. A la temperatura de 810°C habrá únicamente austenita mas los carburos $(CrFe)_7C_3$, los cuales no se disolverán por completo hasta llegar la aleación al estado líquido.

Se puede observar que la adición del cromo al sistema Fe-C proporcionará los siguientes efectos: 1) Produce la aparición de los carburos aleados de los tipos Cr_7C_3 y $Cr_{23}C_6$. 2) Eleva la temperatura crítica para la formación de la austenita y 3) Favorece la formación de ferrita, y en aceros con mas de 12 % de cromo, fija un contenido mínimo de carbono abajo del cual no puede obtenerse una estructura completamente austenítica.

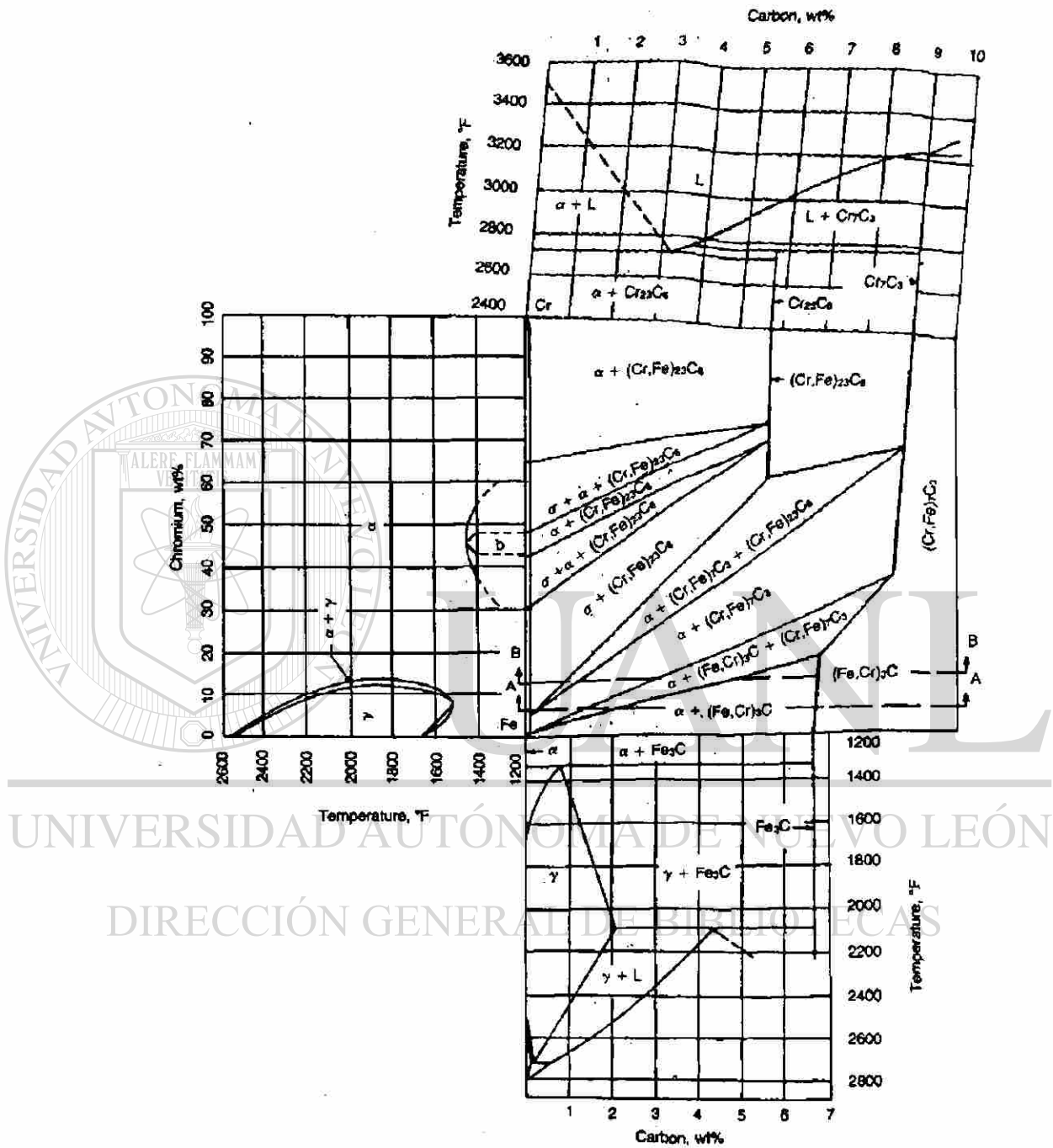


Figura 3-1 Diagrama de equilibrio Fe-C-Cr; sección isotérmica para aleaciones recocidas^[2].

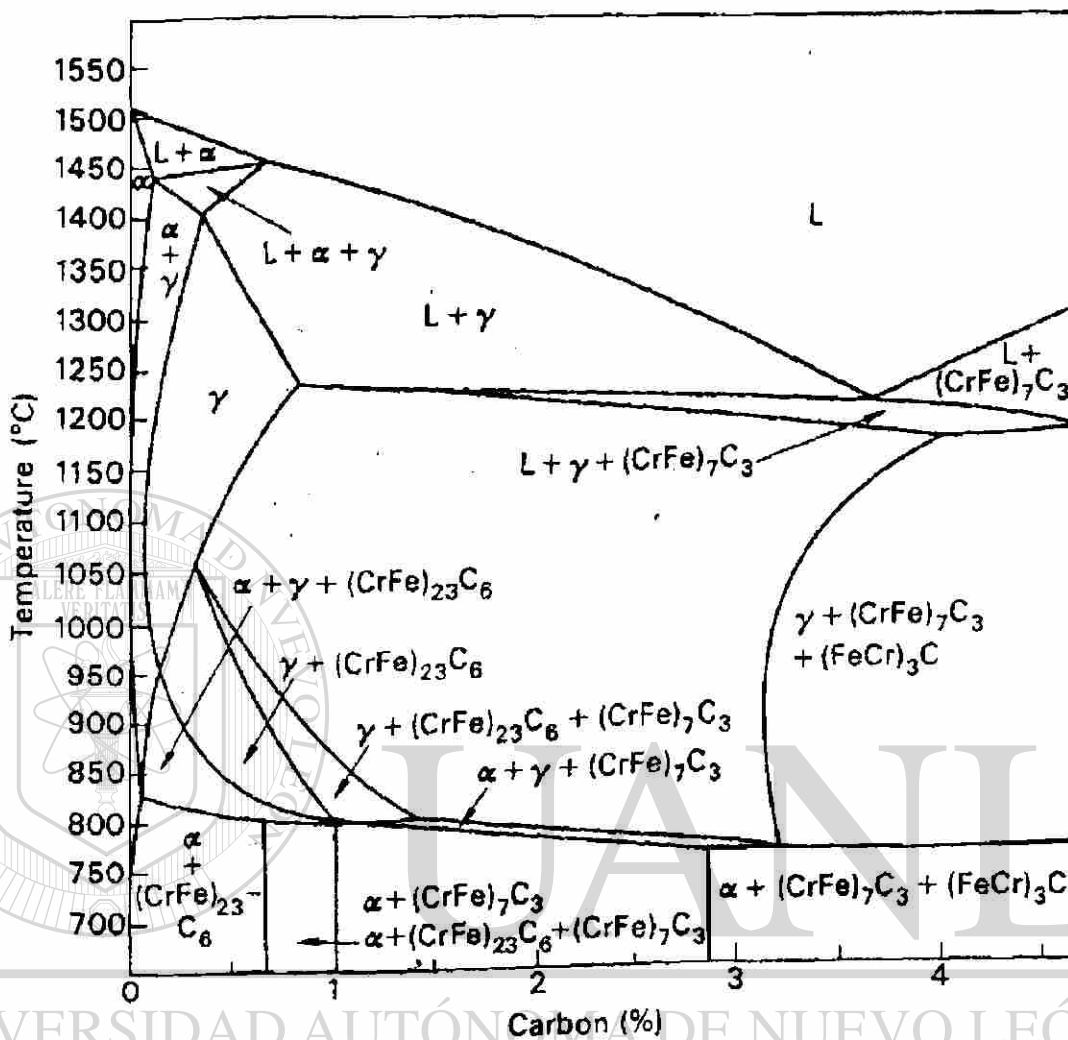


Figura 3-2 Sección horizontal B-B del sistema Fe-C-Cr, a 13 % Cr^[11].

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Como se mencionó anteriormente, los áceros herramienta en general son aleaciones multicomponentes que pueden ser estudiadas con ayuda de los diagramas ternarios, pues las fases y los carburos que se presentan son muy similares estructuralmente a los encontrados en sistemas binarios o ternarios. Algunos de los elementos de aleación que se utilizan para los aceros herramienta son más propensos a la formación de carburos que otros.

La forma más común de medir la tendencia de dos elementos a combinarse y formar un compuesto es mediante la energía libre de formación. Mientras más negativa sea la energía libre, la tendencia a combinarse de los elementos será más fuerte, mientras que si el valor de la energía es positivo y grande, el compuesto tiende a separarse en sus componentes básicos.

En la Tabla 3-2 vemos las energías libres de formación de algunos tipos de carburo. Es importante mencionar que si la afinidad del elemento aleante es mayor por el hierro que por el carbono, el elemento entrará en solución en la matriz de ferrita antes de formar carburos. Este es el caso del silicio, que entra en solución en la matriz aún cuando su energía libre de formación es negativa y grande. Elementos como el Ta, Ti, V, W, Cr, al añadirse al sistema Fe-C tienden principalmente a formar carburos y se disolverán en muy pocas cantidades en la matriz ferrítica. Por otra parte, elementos como el Si, Co, Ni, se concentrarán en la matriz sin llegar a formar carburos. Por lo cual se les conoce a estos últimos elementos, como débiles formadores de carburos.

Tabla 3-2 Energías Libres de Formación de Carburos^[2].

Tipo de Carburo	Energía Libre (cal/mol de átomos de metal)
TaC	- 64,000
TiC	- 43,000
ZrC	- 37,000
SiC	- 12,300
VC	- 12,000
WC	- 8,400
1/7 Cr ₇ C ₃	- 7,200
1/23 Cr ₂₃ C ₆	- 4,400
1/3 Mn ₃ C	- 1,100
1/3 Fe ₃ C	+ 1,500
1/2 Co ₂ C	+ 1,700
1/3 Ni ₃ C	+ 2,500

Los tipos de carburo que se presentan en los aceros alto carbono alto cromo son el M_7C_3 y el $M_{23}C_6$. El M_7C_3 es un carburo rico en cromo con estructura hexagonal, característico de los aceros de medio y alto contenido de cromo. Se disuelve sólo parcialmente durante el calentamiento que se realiza al austenizar, lo cual provoca que después del temple estos carburos proporcionen una alta resistencia al desgaste. Este carburo disuelve grandes cantidades de hierro, pero no de otros elementos.

El carburo tipo $M_{23}C_6$ es también un carburo rico en cromo con estructura cúbica centrada en las caras, capaz de disolver gran cantidad de hierro, pero poco tungsteno y molibdeno. Cuando estos últimos dos elementos están presentes en cantidad suficiente, el cromo puede ser reemplazado por hierro formándose así los carburos del tipo $Fe_{21}W_2C_6$ o $Fe_{21}Mo_2C_6$. Este carburo por lo general se encuentra en los aceros de alta velocidad, pero hay estudios^[14] reportando que conforme se eleva la concentración de molibdeno en un acero alto carbono alto cromo (1.41% C, 13.13% Cr), disminuye la cantidad del carburo M_7C_3 y ya, a concentraciones de 1.2% de Mo, el único carburo presente es el $M_{23}C_6$.

Todo lo que se ha discutido hasta el momento radica en la importancia que tienen las fases que se obtienen en condiciones de equilibrio, pero son las estructuras derivadas de los tratamientos térmicos (naturaleza, tamaño de partícula y distribución de fases) quienes proporcionan las propiedades a los aceros.

3.3 TRATAMIENTOS TERMICOS PARA ACEROS ALTO CARBONO ALTO CROMO.

Los tratamientos térmicos para todos los aceros, incluyendo este tipo, son de vital importancia. La mayoría de las propiedades que se desean tener en un acero van a depender de la composición del acero y de la microestructura que se logre después de los tratamientos térmicos. No es suficiente contar con la mejor calidad de acero (composición, limpieza, etc.), sino que también la forma en que se realizan los tratamientos es muy importante.

Generalmente los hornos utilizados para calentar los aceros herramienta, pueden ser eléctricos, de gas o combustóleo, lo que es muy importante independientemente del tipo de horno empleado, es el control de la atmósfera que rodea al acero para evitar la decarburización o la carburización de la pieza. Lo ideal es trabajar en un horno al vacío o con una atmósfera de gas inerte como el argón o el helio. Otro método empleado para evitar este problema es el empaquetar la pieza que se va a tratar térmicamente dentro de algún material sólido inerte. Los medios de temple más comúnmente utilizados son el agua, aire y aceite, siendo los dos últimos los que se aplican para este subgrupo. En la Tabla 3-3 tenemos los intervalos de temperatura para cada uno de los tratamientos térmicos de los aceros de este subgrupo.

3.3.1 Recocido.

Los aceros alto carbono alto cromo deben de ser recocidos después de forjarlos y antes de templearlos. Son dos los tipos de recocido que se realizan en estos aceros. 1) El recocido total y 2) el recocido para liberar esfuerzos.

Tabla 3-3 Tratamientos Térmicos para Aceros Alto Carbono Alto Cromo^[15].

AISI Designación	RECOCIDO	TEMPLE		MEDIO DE TEMPLE	REVENIDO
		Precalentamiento	Austenizado		
D2	870-900	815	980-1025	A	205-540
D3	870-900	815	925-980	O	205-540
D4	870-900	815	970-1010	A	205-540
D5	870-900	815	980-1025	A	205-540
D7	870-900	815	1010-1065	A	150-540

Todos los valores son en grados centígrados. A = Aire O = Aceite

El recocido total tiene como fin el crear una estructura suave, la cual pueda ser maquinada con facilidad después de realizada la forja. El recocido se realiza ligeramente arriba de la temperatura crítica a la cual se lleva a cabo la transformación. La atmósfera debe ser controlada o bien la pieza empacada en algún material inerte. El ciclo de calentamiento debe ser lento y uniforme, hasta una temperatura de 870 a 900°C. Por su parte el enfriamiento debe de ser lento, principalmente en la parte crítica y de preferencia debe llevarse a cabo en el horno, al aire o en algún material aislante. La máxima rapidez de enfriamiento no debe ser mayor a los 22°C/hr. Abajo de los 540°C la rapidez de enfriamiento no es tan crítica.

Por otra parte, el recocido para liberar esfuerzos es utilizado para eliminar los esfuerzos residuales inducidos por las operaciones de trabajo en frío como lo son el maquinado y formado entre otros. El maquinado provoca esfuerzos internos que deformarán la pieza al tratarla térmicamente. Este tratamiento se aplica entre el maquinado inicial, que se le da a la pieza, y el maquinado final y se lleva a cabo por abajo de la temperatura crítica. El calentamiento es entre los 675 y 705°C, seguido de un enfriamiento lento en el horno o al aire calmado.

3.3.2 Templado.

La operación de templado consiste en calentar al acero, en el intervalo de temperatura en que únicamente esté presente la fase austenítica mas carburos, seguido de una rapidez de enfriamiento tal, que permita la formación de martensita. Las dimensiones de la pieza a tratar y su composición son factor importante en la determinación de la temperatura de austenización, el tiempo de calentamiento y el medio de temple. Durante la austenización del acero se debe de tener en mente que la cantidad de carburos disueltos en la austenita es proporcional a la temperatura de austenización. Además, dependiendo del contenido de aleación, cada acero herramienta tendrá un intervalo crítico en la que estos carburos serán disueltos. Es importante austenizar a la temperatura optima cada acero, ya que si la temperatura de austenización es baja son muy pocos los carburos que se disuelven lo cual tiende a producir una baja dureza de temple, pero si la temperatura es muy alta, los carburos que se disuelven serán muchos, permitiendo que el grano austenítico crezca y como consecuencia disminuye la tenacidad. La correcta temperatura de austenización disolverá la cantidad adecuada de carburos que proporcionaran a la matriz los elementos aleantes necesarios para elevar la templabilidad y la dureza después del temple. Otro aspecto que no se debe descuidar es la superficie del acero, la cual puede ser decarburizada o carburizada durante el tratamiento. Si la pieza pierde carbono en la superficie, no se logrará la dureza deseada.

Lo que se recomienda para este tipo de aceros es utilizar hornos al vacío o con atmósfera controlada. Para el temple de piezas con diseño complicado es conveniente realizar un precalentamiento que evite la distorsión y la aparición de grietas por choque térmico. Generalmente este precalentamiento es a 815°C. Después se completa la fase de calentamiento, en donde para este subgrupo, el intervalo es de 925-1065°C, ver Tabla 3-3.

Posteriormente se templen al aire excepto el D3 que puede ser templado en aceite. Es importante recordar el uso de los diagramas TTT durante esta etapa, para seleccionar la rapidez de enfriamiento que produzca la estructura deseada. En la figura 3-3 se presenta el diagrama TTT del acero D2, Para otros aceros de este subgrupo, el lector puede consultar las referencias número 11 y 16 indicadas al final de esta tesis.

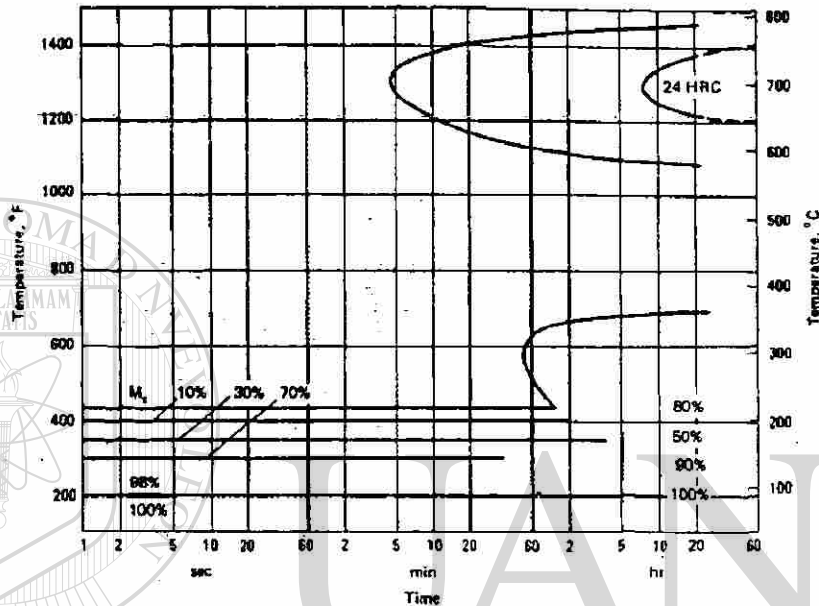


Figura 3-3 Diagrama tiempo-temperatura-transformación del acero D2^[16].

3.3.3 Revenido.

El revenido es un tratamiento necesario después de la operación de temple. En el caso de los aceros herramienta las piezas deben ser revenidas inmediatamente después del temple. Su finalidad es el liberar los esfuerzos internos que se generan en la pieza tanto por la transformación de la estructura austenítica a martensítica que se lleva a cabo en el temple, como por el enfriamiento no uniforme del acero. Este tratamiento por lo general produce una reducción de dureza en el acero, pero tiende a aumentarle la tenacidad.

En el caso particular de este subgrupo de aceros, se presenta el fenómeno conocido como endurecimiento secundario, el cual será explicado en la sección 3.4.

Los hornos típicos para realizar el revenido son los de atmósfera recirculante, con algún gas inerte o con vacío parcial. La pieza previamente templada, se calienta a una temperatura inferior a la crítica, ver Tabla 3-3, y se deja por un período de tiempo no menor a una hora, para este tipo de aceros, con el fin de que los esfuerzos se liberen y los cambios microestructurales se lleven a cabo. Este tratamiento dependerá del tiempo. El enfriamiento se realiza al aire, hasta que la pieza alcance una temperatura entre 50 y 120°C. Se recomienda que el revenido se repita un mínimo de dos veces y, para aceros altamente aleados, hasta cuatro veces.

3.3.4 Tratamientos Superficiales.

Los tratamientos superficiales han tenido un gran desarrollo en los últimos años, pues mediante su empleo se pueden obtener superficies más duras, lo que permite utilizar a los aceros en condiciones de trabajo más severas. Existen una gran variedad como el carburizado, cianurado, nitrurado, oxidación, cromo duro, endurecimiento por flama o por inducción, etc. En el caso de los aceros alto carbono alto cromo el mas empleado es el nitrurado.

El nitrurado es un tratamiento superficial que proporciona una alta dureza superficial y resistencia a la corrosión sin correr el riesgo de distorsionar la pieza al hacer el tratamiento. El recubrimiento es frágil pero en aplicaciones en que la resistencia al desgaste es primordial y los impactos son mínimos. La dureza que obtiene con este proceso es equivalente a 70 a 74 Rockwell C^[2].

3.4 CAMBIO EN LA MICROESTRUCTURA DEBIDO A LOS TRATAMIENTOS TERMICOS.

Como se ha mencionado, las herramientas que se utilizan a nivel industrial, requieren de altas propiedades mecánicas, por lo que la microestructura presente en las piezas es de suma importancia. Lo anterior nos conduce a realizar un análisis de la microestructura que se tiene en cada una de las etapas de la fabricación de la herramienta.

Cuando el lingote de los aceros alto carbono alto cromo solidifica, se forma una estructura nucleada en la parte central, en donde cada grano tiene una concentración de carbono y cromo más baja en el centro que en el exterior y rodeando a los granos se encuentra una mezcla eutéctica de austenita más carburos. Al trabajar los lingotes mecánicamente por forja o por laminación la microestructura será refinada y orientada longitudinalmente generando una matriz con carburos finos esferoidales y carburos elongados.

Después del trabajado mecánico de estos aceros es necesario realizar un tratamiento de recocido. Al elevar la temperatura se liberan los esfuerzos producidos durante el trabajado, y además se lleva a cabo la recristalización del grano austenítico, con lo que al final del enfriamiento tendremos una microestructura conteniendo ferrita mas carburos, en donde el tipo de estos dependerá del contenido de carbono y cromo.

En la manufactura de herramientas comúnmente se maquina el acero cuando esta en estado recocido y posteriormente se temple. Este tratamiento es muy importante ya que muchas veces la dureza que se logra aquí es vital para el uso de la herramienta. Para el temple se debe de calentar hasta llegar a tener una estructura de austenita mas carburos. Como se mencionó, los elementos aleantes entran en la matriz austenítica y, cuando se enfría el

material, estos elementos ayudan a aumentar la dureza ya que quedan en solución en la matriz. La microestructura consistirá de una matriz de martensita además de los carburos que no fueron disueltos durante el calentamiento y algunas trazas de austenita retenida. La dureza que se pueda alcanzar también dependerá de la temperatura a la que se austenice. La figura 3-4 muestra una gráfica de como varía la dureza obtenida después del temple en función de la temperatura de austenización para los diferentes tipos de acero alto carbono alto cromo.

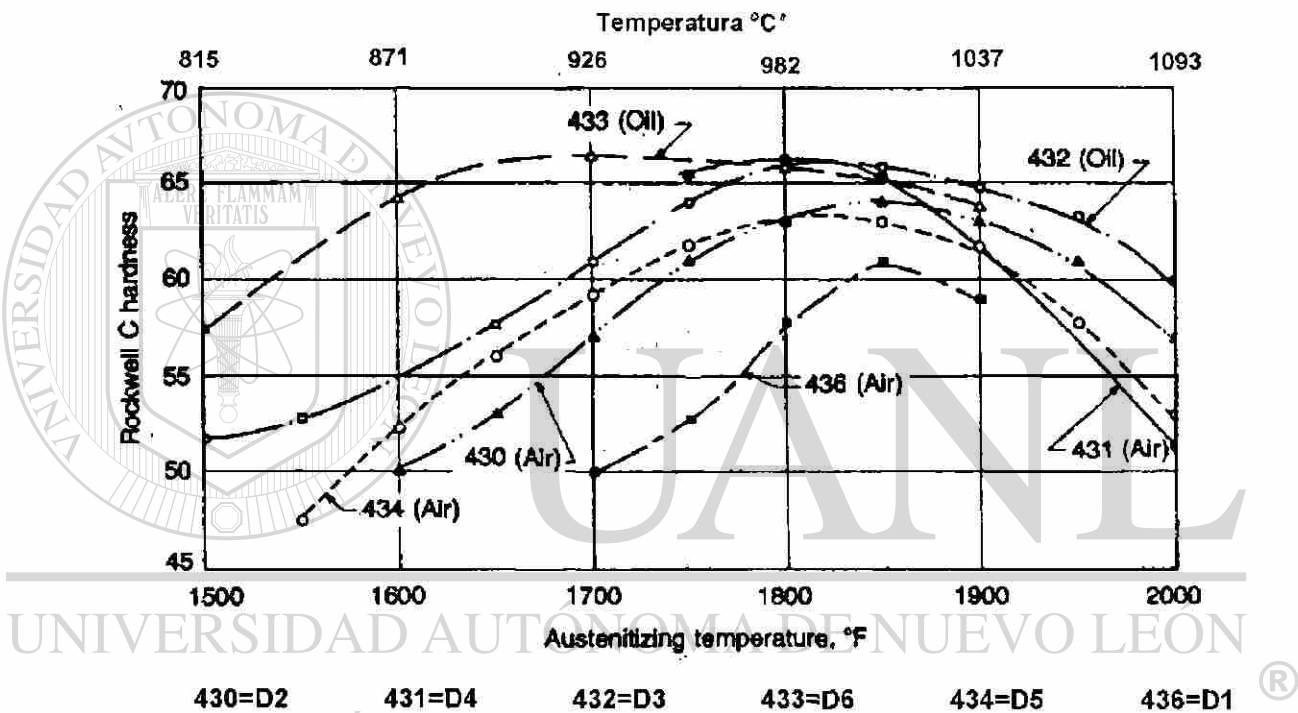


Figura 3-4 Gráfica de la dureza obtenida después de austenizar a diferentes temperaturas^[2].

Al ocurrir el cambio de estructura de austenita a martensita se generan esfuerzos internos que pueden producir fallas en el material, por lo que es muy importante revenir las piezas después de templarlas. La martensita producida durante el temple (martensita primaria), libera los esfuerzos y parte del carbono en exceso es liberado en forma de carburos finos. Ahora la martensita recibe el nombre de martensita revenida.

Aunque este tratamiento reduce la dureza del acero, es común que se presenten durante el mismo, la aparición de algunas fases que ayuden a retardar el ablandamiento, o que incluso endurezcan la microestructura. Esto es lo que se conoce como endurecimiento secundario y puede llevarse a cabo por alguno de los dos siguientes procesos:

1. La transformación de la austenita retenida durante el temple, a martensita secundaria durante el enfriamiento del revenido.
2. La precipitación de carburos secundarios extremadamente finos y dispersos.

En resumen, la microestructura que puede llegar a estar presente después del revenido será una mezcla de martensita primaria revenida, martensita secundaria, carburos primarios, carburos secundarios y algunas trazas de austenita retenida. La intención de revenir por segunda ocasión es para revenir a la martensita secundaria y para transformar el resto de la austenita retenida.

La figura 3-5 muestra las gráficas de como la temperatura de revenido afecta la dureza de un acero D2. Se puede observar que efectivamente hay un endurecimiento secundario para estos aceros, cuando la temperatura de revenido es de 950-1000°F (510-540°C). Este endurecimiento secundario también estará en función de la temperatura de austenización.

* TS 320 T4 FG
* TS 253 L6/1981

TM/25853/M2/FINE/1996/S2
TM/25853/M2/FINE/1998/RG2

Pag 36 y 37 3a-43

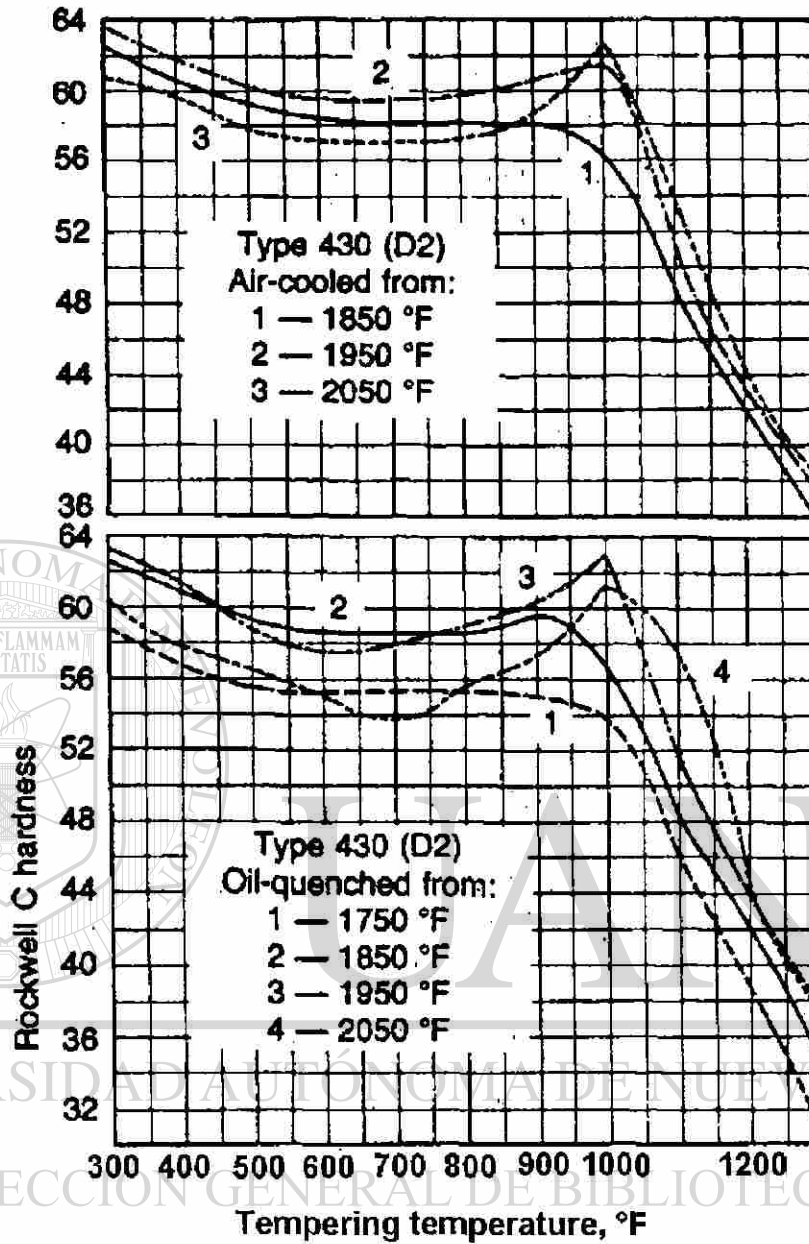


Figura 3-5 Gráfica de la variación de dureza para un acero D2 con respecto a la temperatura de revenido^[2].

CAPITULO 4

DESGASTE

4.1 INTRODUCCION.

En 1967 la Organización para el Desarrollo y la Cooperación Económica estableció un nuevo campo de la ciencia, el cual fue denominado **TRIBOLOGIA**^[5]. Esta palabra deriva del griego 'tribos' que significa frotar o deslizar. La tribología se enfoca al estudio del movimiento relativo entre superficies y la interacción que existe entre las mismas, por consecuencia la fricción, la lubricación y el desgaste son parte integral de la tribología. Aún y cuando esta rama de la ciencia se organiza en fecha reciente, los problemas de fricción, lubricación y desgaste datan de varios siglos atrás, basta con mencionar a grandes científicos que han trabajado en estas áreas. Por ejemplo Leonardo da Vinci en el siglo XV y Amontón a fines del siglo XVII fueron quienes establecieron las leyes básicas de la fricción. Además Osborne Reynold realizó importantes estudios relativos a la lubricación hidrodinámica^[17].

El desgaste es actualmente considerado como la causa principal por la cual las herramientas fallan. La fricción es la causa generadora del desgaste y la lubricación es la forma más efectiva de controlar el desgaste y minimizar la fricción. Sin embargo, aún y cuando esto se ha tenido claro por bastante tiempo, no ha sido sino hasta años recientes que con el advenimiento de las nuevas técnicas de experimentación y análisis se han logrado entender en forma más clara los fenómenos de fricción y desgaste. Existen ya varias

propuestas de varios mecanismos para los diferentes tipos de desgaste. Sin embargo todavía falta realizar mas trabajo científico y experimental en esta área.

4.2 CONTACTO MECANICO ENTRE SUPERFICIES.

Todas las superficies ingenieriles se encuentran contaminadas y además presentan una serie de irregularidades e imperfecciones. La textura superficial estará en función del proceso de acabado que se le de a la superficie. Actualmente, para la medición de los dos parámetros mas importantes de una superficie: la rugosidad y la ondulación, existen técnicas ópticas (interferencia óptica y luz dispersada) y mecánicas (perfilómetros).

La **rugosidad** es la irregularidad de la superficie que es producida por longitudes de onda muy corta, y además caracterizada por los picos (asperezas) y valles de amplitud variable y espaciamiento fino. La **ondulación** también es una irregularidad de superficie pero con una longitud de onda mayor que la rugosidad. La suma de estas dos componentes superficiales nos produce la topografía superficial, como se muestra en la figura 4-1.

La caracterización de las superficies no es nada fácil, para ello se necesita al menos de dos parámetros: 1. variación en altura y 2. variación en altura con respecto al plano de la superficie (características espaciales). Por lo anterior se han utilizado parámetros estadísticos para su descripción. En el primer caso la rugosidad promedio (CLA o R_a) y la rugosidad de raíz cuadrada media (RMS o R_q) son algunos ejemplos, mientras que para el segundo se tienen la función de autocovarianza (ACVF o $R(\tau)$) y la función de autocorrelación (ACF o $\rho(\tau)$)^[17].

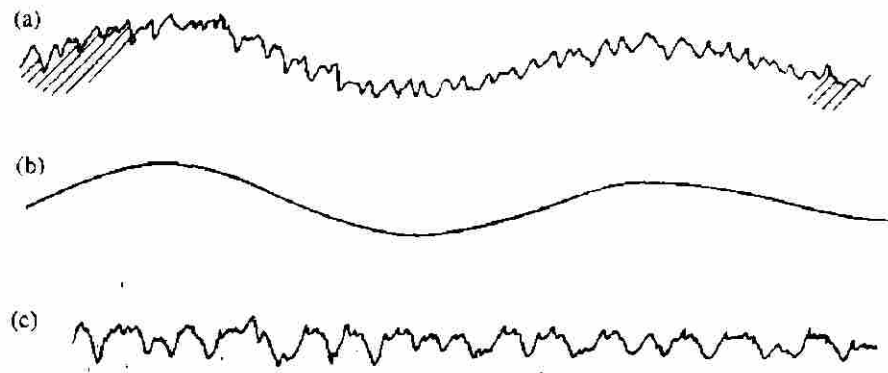


Figura 4-1 Componentes de la topografía superficial. (a) perfil de una superficie, que combina (b) ondulación y (c) rugosidad^[19].

Las imperfecciones de la superficie tendrán una fuerte influencia en la fricción, la lubricación y el desgaste de las superficies, y también facilitarán las reacciones químicas entre la superficie y los líquidos o lubricantes.

Como se dijo al principio, todas las superficies ingenieriles están por lo regular contaminadas. La figura 4-2 muestra un esquema de las capas superficiales. Primeramente se tiene una base de material, arriba de ésta se tiene una zona de material endurecido por deformación, sobre la cual se puede presentar una capa con estructura amorfa o semicristalina, esta capa que es llamada capa Beilby, resulta debido a la fusión y al flujo superficial que se producen durante el maquinado superficial, la cual puede ser subsecuentemente endurecida por temple de las capas interiores. Arriba de esta capa se encuentra generalmente una capa de óxido, la cual dependerá del ambiente, de la cantidad de oxígeno disponible en la superficie y del mecanismo de oxidación de la superficie. Por último una capa de gases y vapor de agua adsorbidos a la superficie. Para el caso del acero D2, proponemos que la superficie quedará representada como se muestra en el esquema de la figura 4-3. En esta figura hemos minimizado las capas de deformación debido a

que es un material que presenta una deformación plástica mínima en la operación de maquinado convencional.

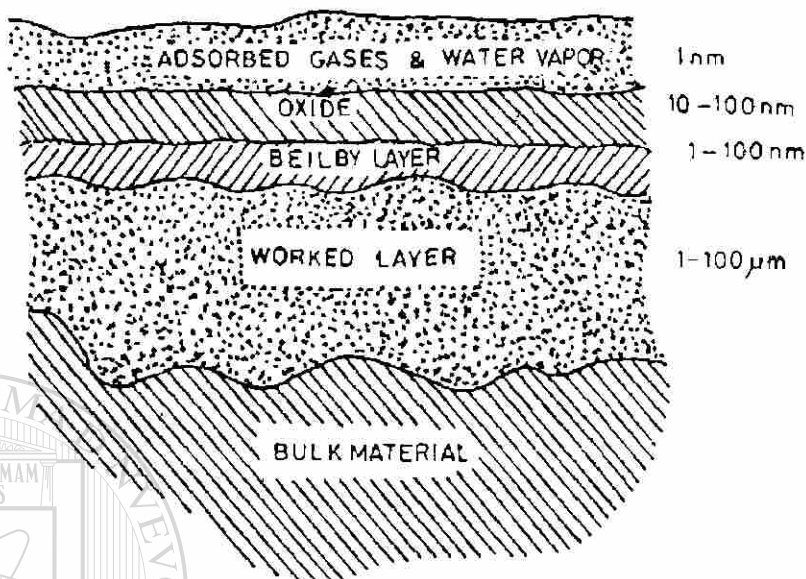


Figura 4-2 Representación de las capas superficiales de un metal^[19].

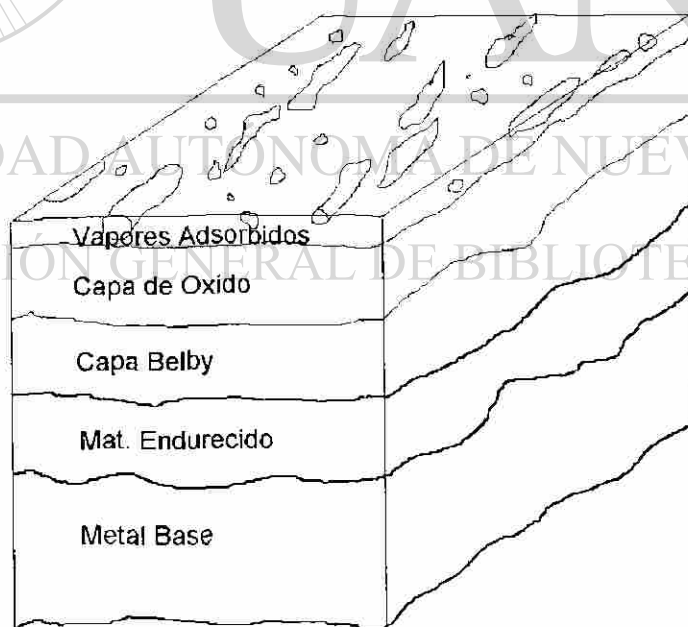


Figura 4-3 Modelo propuesto para el acero D2 utilizado en el presente trabajo.

Al momento de poner en contacto dos superficies sólidas bajo la acción de cargas normales solamente una pequeña porción de ellas entrará en contacto como consecuencia de la rugosidad superficial. Esto es lo que se conoce como el área real de contacto. Un ejemplo de superficies que entren totalmente en contacto es el que ocurre entre las rocas a una considerable profundidad bajo la superficie terrestre. En la figura 4-4 se muestra como bajo la acción de cargas normales de operación, el contacto real está limitado a pequeñas áreas de la superficie. Estas áreas son microcontactos entre las asperezas de ambas superficies. Si la carga aumenta, el número de contactos sufrirá un incremento mayor que el que sufre cada una de las áreas de contacto ya existentes. Este contacto entre asperezas fue estudiado inicialmente por H. Hertz, su estudio se fundamenta en que las asperezas que entran en contacto, lo harán en un principio como superficies no conformantes. Al aplicar una pequeña carga a las asperezas, se formará un área de contacto circular de radio "a", que producirá un acercamiento mutuo entre asperezas y una distribución de presión a través del área de contacto.

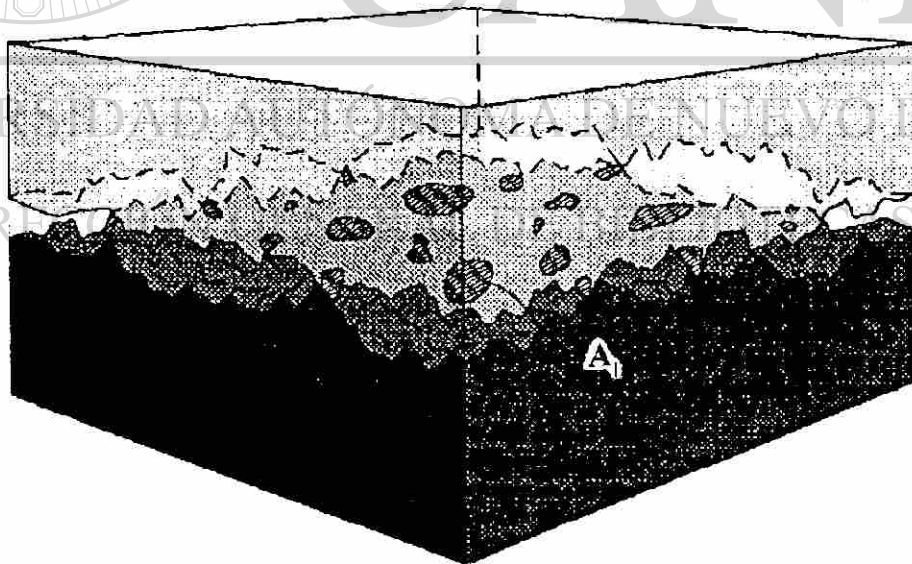


Figura 4-4 Superficies en contacto que muestran el área de contacto real^[17].

Esto es parte de lo que se conoce como la teoría de Hertz de contacto elástico, la cual fue propuesta en 1882^[20]. Las ecuaciones básicas para este contacto de área circular son:

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

$$\delta = \frac{a^2}{R} = \left(\frac{9P^2}{16RE^{*2}} \right)^{1/3} \quad (2)$$

$$p_0 = \frac{3P}{2\pi a^2} = \left(\frac{6PE^{*2}}{\pi^3 R^2} \right)^{1/3} \quad (3)$$

Donde:

- a = Radio del área de contacto
- δ = Acercamiento mutuo entre ambos cuerpos
- p_0 = Presión máxima entre las superficies
- P = Carga aplicada
- R = Radio de curvatura resuelto de los dos cuerpos
- E^* = Módulo elástico resuelto.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

Además del análisis para el contacto circular, existe el desarrollo de todos estos parámetros para una gran variedad de geometrías de contacto^[17]. Es importante hacer mención de que el área real de contacto y el esfuerzo de contacto promedio son de vital importancia para la interpretación de la fricción y el desgaste. A este respecto aún hay poca información científica. Aspectos como las características de contacto entre asperezas durante el deslizamiento de las superficies y la elevación de temperatura en los puntos de contacto de las mismas son áreas que deberán ser estudiadas mas a fondo para poder aumentar la solidez de las teorías de fricción y desgaste.

4.3 PRINCIPALES MECANISMOS DE DESGASTE.

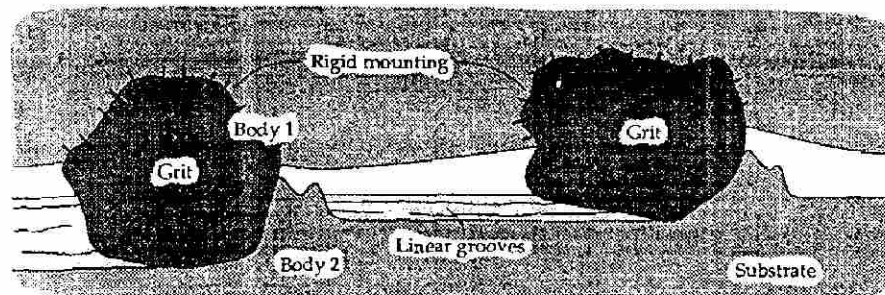
Desgaste es definido como la pérdida progresiva de material de una superficie, lo cual ocurre como resultado del movimiento relativo de las superficies^[5]. Durante los primeros estudios de desgaste, su clasificación era simplemente de desgaste ligero o severo. Actualmente la clasificación de desgaste toma en cuenta dos aspectos principales: primero la forma en que se desgasta la superficie y segundo el mecanismo físico de como se desgastan las superficies. Entre los principales ejemplos de la primera forma están: picadura, estriación y fretting; mientras que en el segundo caso tenemos los mecanismos de abrasión, adhesión, erosión, fatiga o corrosión. La clasificación mas ampliamente aceptadas de desgaste, es de acuerdo a su mecanismo, siendo estos:

- | | | |
|---------------|-----------------|--------------|
| 1. Abrasivo. | 2. Erosivo. | 3. Adhesivo. |
| 4. Corrosivo. | 5. Oxidativo. | 6. Fatiga. |
| 7. Fretting. | 8. Por impacto. | 9. Difusivo. |

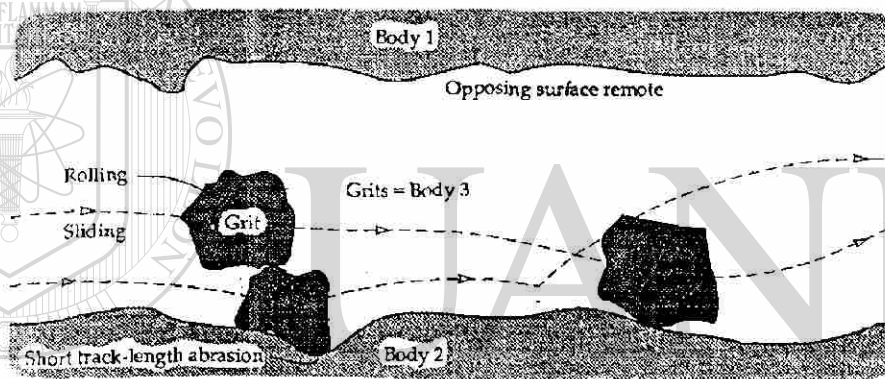
4.3.1 Desgaste Abrasivo.

El desgaste abrasivo es una forma de desgaste causada por el contacto entre partículas duras y un material sólido. Se puede definir como la pérdida de material causada cuando se aplica una carga entre un objeto sólido y partículas de igual o mayor dureza. El mejor ejemplo de este tipo de desgaste es el que sufren las palas mecánicas que se emplean para remover tierra. Dependiendo de la forma en que las partículas pasen sobre la superficie a desgastar, se distinguen dos modos básicos de desgaste abrasivo: desgaste de dos cuerpos y desgaste de tres cuerpos. El desgaste de dos cuerpos se lleva a cabo cuando las partículas duras pasan sobre una superficie, esto es ejemplificado por la

acción de una lija sobre una superficie. En el caso de abrasión entre tres cuerpos las partículas tienen la libertad de deslizarse o de rodar entre las superficies. La figura 4-5 muestra estas dos modalidades de desgaste.



Two-body mode



Three-body mode

Figura 4-5 Desgaste abrasivo entre dos y tres cuerpos^[17]

El desgaste abrasivo no involucra solamente un mecanismo, generalmente cuando existe este tipo de desgaste se tiene una mezcla de los mecanismos que se muestran en la figura 4-6. El primer mecanismo (a) representa la acción de **corte**, esta describe el mecanismo clásico en donde una partícula dura y afilada corta la superficie de un material suave, produciendo partículas de desgaste a partir del material que es desplazado por las partículas abrasivas.

El segundo mecanismo (b) de abrasión es la **fractura**, este se manifiesta en materiales frágiles, como los materiales cerámicos. Cuando se aplica una carga a partículas que se mueven de manera sucesiva sobre una superficie, se producirán acumulaciones de grietas que pueden conducir a la pérdida de grandes cantidades de material. En este mecanismo las partículas desgastadas son el resultado de la convergencia de las grietas.

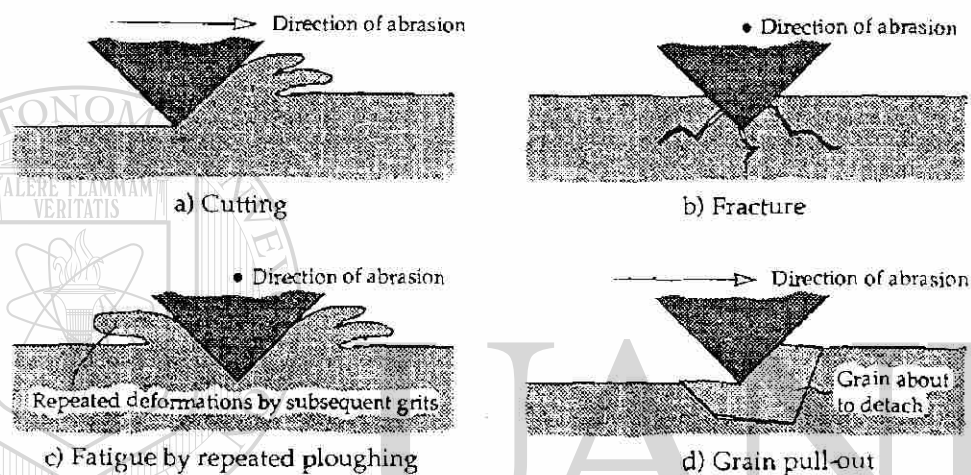


Figura 4-6 Mecanismos de desgaste abrasivo^[17].

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

El tercer mecanismo (c) involucra un material dúctil que está siendo desgastado por partículas carentes de filo, por lo tanto es la deformación repetida o **fatiga** la causante de las partículas de desgaste. El último de los mecanismos (d) se refiere a una **separación de los granos** del material. Este mecanismo es poco común. Se presenta en materiales cerámicos, cuando los enlaces entre los granos son débiles o cuando el tamaño de grano es demasiado grande.

4.3.2 Desgaste Erosivo.

El desgaste erosivo es causado en la superficie de un objeto por el impacto de partículas de sólido o líquido. Un ejemplo común de este tipo de desgaste es el que se encuentra en las aspas de una turbina de gas en un avión. Las variables más importantes en el desgaste erosivo son el ángulo de impacto de la partícula, su velocidad de impacto y el material de la misma. Los mecanismos de erosión más comúnmente encontrados se muestran en la figura 4-7.

El ángulo de impacto es el que se forma entre la superficie erosionada y la trayectoria de la partícula inmediatamente antes del impacto. Un ángulo de impacto bajo provoca un proceso de desgaste similar a la abrasión, ya que la partícula tiende a dejar un surco en la superficie después del impacto. Lo anterior está representado en la fig. 4-7 (a). Los ángulos de impacto altos son típicos del desgaste erosivo, si la velocidad de la partícula es muy baja, los esfuerzos durante el impacto no serán suficientes para producir deformación plástica y por lo tanto el desgaste se llevará a cabo por fatiga superficial, caso (b). Si la velocidad se incrementa, será posible erosionar por deformación plástica (c), en este caso cuando el material es dúctil se producirá una deformación plástica tal que se desprenderán partículas por la acción repetitiva de deformación, mientras que si el material es frágil se producirá una fragmentación del material. En el caso de altas velocidades de impacto es muy posible que se produzca una fusión en la superficie impactada (d) y (e). Otra forma de erosión es la degradación de la red cristalina por medio del impacto de átomos en ella (f), un caso típico es el adelgazador iónico.

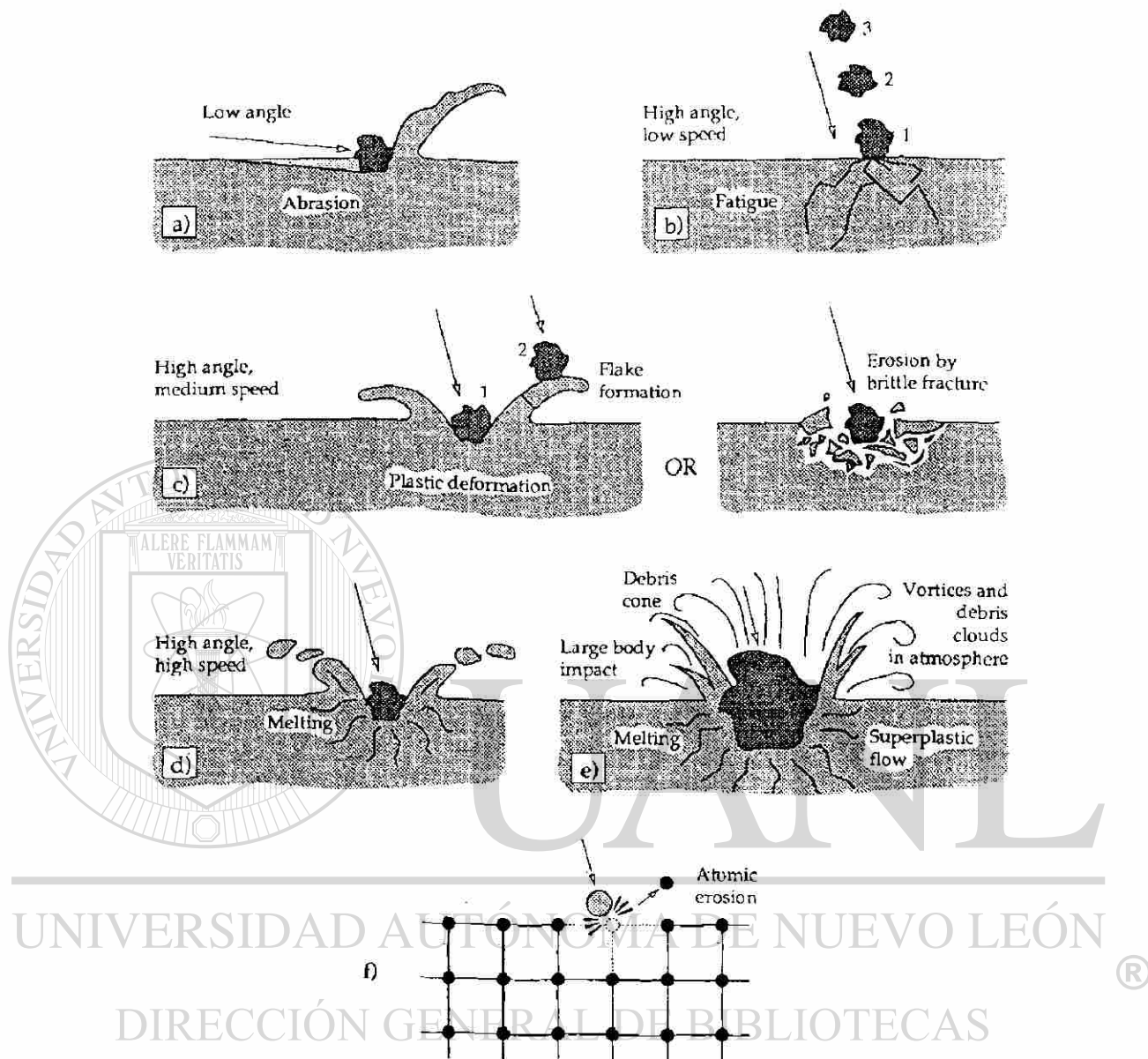


Figura 4-7 Mecanismos de erosión⁽¹⁷⁾.

4.3.3 Desgaste Adhesivo.

El desgaste adhesivo es una de las formas más serias de desgaste, que se caracteriza por un elevado desgaste y por los altos e inestables coeficientes de fricción. Cualquier contacto deslizante puede ser destruido rápidamente por el desgaste adhesivo. Los metales son bastante propensos a este tipo de

desgaste. La mayor parte de las fallas de un lubricante en un contacto metálico deslizando, conducirán al desgaste adhesivo, ya que la principal función de la capa lubricante es proporcionar una separación entre las superficies deslizando. Todos los metales, con excepción de los nobles, desarrollan una capa de óxido al estar en una atmósfera oxidante. Muchas veces esta capa es casi invisible (nanómetros de espesor), de manera que el metal parece puro. Esta capa evita el contacto entre las superficies y obstaculiza el desgaste severo. Si esta capa es removida, la adhesión entre los metales se incrementa, de manera que se produce una transferencia de electrones entre las asperezas de las superficies en contacto. De esta manera en la figura 4-8 se muestran los posibles modelos de deformación entre asperezas ya adheridas. Después de la formación del puente adhesivo, si uno de los materiales es frágil, se producirá una separación con una mínima deformación y prácticamente sin dejar partículas de desgaste.

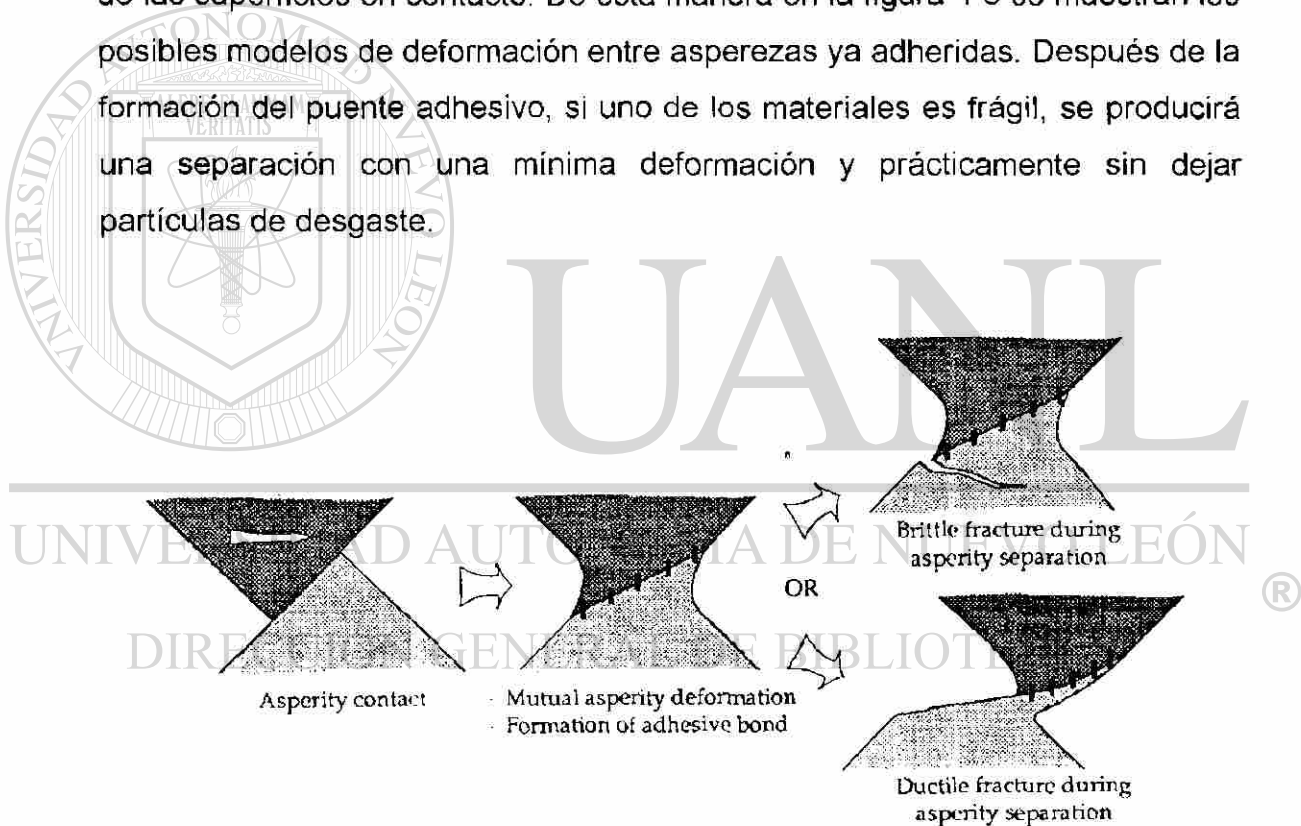


Figura 4-8 Modelos de deformación de asperezas en contacto adhesivo^[17].

Si el material es dúctil la deformación que se produce antes de la separación de la partícula es mucho mayor. La partícula que ha sido separada de una de las asperezas puede permanecer unida a la otra aspereza como material transferido de una superficie a otra o puede ser liberada como una verdadera partícula de desgaste.

4.3.4 Desgaste Corrosivo.

El desgaste corrosivo se manifiesta en innumerables situaciones lubricadas o sin lubricar. La causa fundamental de este tipo de desgaste es la reacción química que se lleva a cabo entre la superficie y un medio corrosivo, el cual puede ser un agente químico, un lubricante o el aire. Esta reacción química, en la mayoría de las ocasiones ayuda a prevenir el desgaste adhesivo. Cuando el metal es corroído, se producirá sobre su superficie una capa de óxido, si esta capa es sometida simultáneamente a condiciones de deslizamiento, se pueden presentar uno de los siguientes cuatro mecanismos:

1) La formación de una capa de óxido lubricante que detiene la corrosión y el desgaste. Desafortunadamente muy pocos productos de corrosión presentan estas características, por lo que es muy raro verlo en la práctica. Figura 4-9.1

2) La aparición de una débil capa de óxido que posee un tiempo de vida muy corto bajo condiciones de deslizamiento. Esta es la más común de las formas de desgaste corrosivo, ya que la capa de óxido por lo general es frágil lo que tiene como consecuencia que la cinética de formación y destrucción de la capa sea muy alta, generando así un alto desgaste, Figura 4-9.2

3) Parte de la capa protectora puede ser eliminada por desgaste y así un par galvánico puede ser formado entre el remanente de la capa y el material

del sustrato. Esto producirá una rápida corrosión del área desgastada, Figura 4-9.3

4) Los procesos de corrosión y desgaste pueden actuar independientemente uno del otro, por lo cual la pérdida de material será la suma de estos dos procesos. Este mecanismo se lleva a cabo en un medio corrosivo extremadamente fuerte. Lo anterior es poco probable ya que si en un mismo sistema se encuentran estos dos procesos, el movimiento de las superficies facilitará el desprendimiento de los productos de corrosión. Así mismo, el calentamiento producido por el deslizamiento ayudaría a acelerar la corrosión, Figura 4-9.4

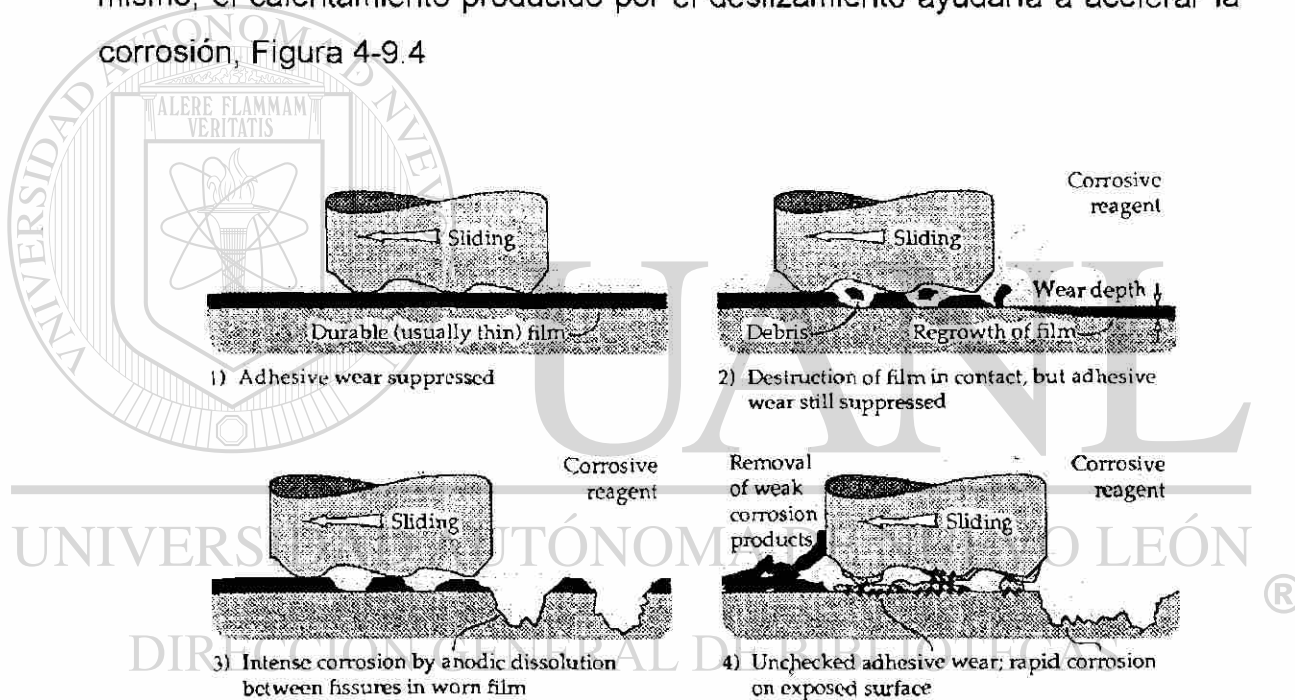


Figura 4-9 Modelos de desgaste corrosivo^[17].

4.3.5 Desgaste Oxidativo.

El desgaste oxidativo es el desgaste que se presenta en metales, sin lubricación y en presencia de aire u oxígeno. El oxígeno atmosférico cambia radicalmente los coeficientes de fricción y la razón de desgaste de los metales bajo deslizamiento seco. El desgaste oxidativo se fundamentó cuando se

encontraron cambios en la composición química de las partículas de desgaste que se generaban en el deslizamiento en seco de los aceros, bajo diferentes valores de carga y velocidad. Se encontró que las partículas de desgaste pasaban de hierro metálico a óxido de hierro cuando la carga de contacto y la velocidad de deslizamiento eran lo suficientemente altas, para que durante el contacto se produjera un incremento de varios grados centígrados. Algunos ejemplos de este tipo de desgaste, se presentan en la laminación en caliente y el estirado de aceros, procesos que se llevan a cabo a altas temperaturas, por lo cual se produce una rápida oxidación y la formación de capas gruesas de óxido.

La cinética de crecimiento de óxido a bajas temperaturas (20°C) se caracteriza por la inmediata oxidación del metal, seguida de una pasivación que limita el crecimiento de la capa de óxido a valores de hasta 2 nm . Cuando la temperatura de la superficie se incrementa (500°C) la capa de óxido podrá crecer hasta $10\text{ }\mu\text{m}$. Esto debido a la adecuada difusión que tiene los átomos de oxígeno a través de la capa de óxido a elevadas temperaturas. Durante un contacto de deslizamiento la elevación de la temperatura generada por la fricción puede ser suficiente para que la capa de óxido pueda crecer, como se muestra en la figura 4-10.

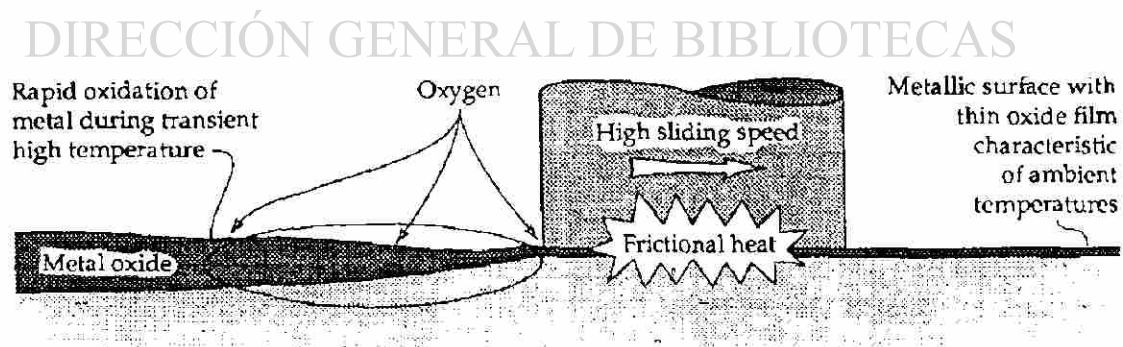


Figura 4-10 Crecimiento de óxido debido al calor generado por fricción en un contacto deslizante^[17].

4.3.6 Desgaste por Fatiga.

En la mayoría de los contactos lubricados, la adhesión que existe entre las dos superficies es insignificante, sin embargo la razón de desgaste es significativa. Este tipo de desgaste es causado por la deformación de las asperezas y de las capas superficiales, cuando las asperezas de dos superficies opuestas entran en contacto. El contacto entre estas asperezas es acompañado por esfuerzos locales de muy alta magnitud, que se repiten durante un gran número de ciclos durante el deslizamiento o el rodamiento de las superficies. Las partículas de desgaste que se generen serán a causa de la propagación de grietas por fatiga. De ahí que a este tipo de desgaste se le designe desgaste por fatiga. El mecanismo de este tipo de desgaste es determinado por el inicio de grietas, crecimiento de grietas y fractura.

Bajo condiciones de deslizamiento severo, con un coeficiente de fricción cercano a la unidad, se han encontrado zonas de intensa deformación, directamente abajo de la superficie desgastada. A causa de la fuerza de fricción se producirá una deformación que ejercerá a las capas superficiales un cambio en su dirección. Cerca de la superficie la estructura de los granos será elongada y orientada paralelamente a la superficie desgastada.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

La deformación causada por el deslizamiento alcanza sus valores máximos muy cerca de la superficie. Esto se muestra en la figura 4-11. Es importante aclarar que en sistemas lubricados (coeficiente de fricción bajo) esta deformación será mínima o incluso estará ausente. Además de la zona de deformación que se observa en estas superficies desgastadas, es muy frecuente encontrar grietas y fisuras. El mecanismo de inicio de grietas superficiales, se muestra en la figura 4-12. Primeramente se origina una grieta en la superficie, en algún punto débil de la misma, después se propaga hacia el

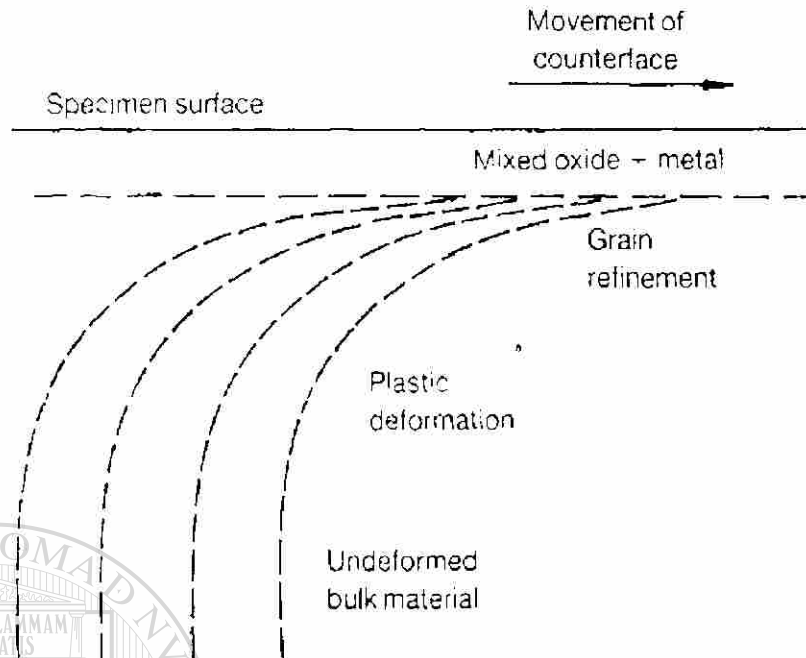


Figura 4-11 Esquema de los niveles de deformación superficial^[21].

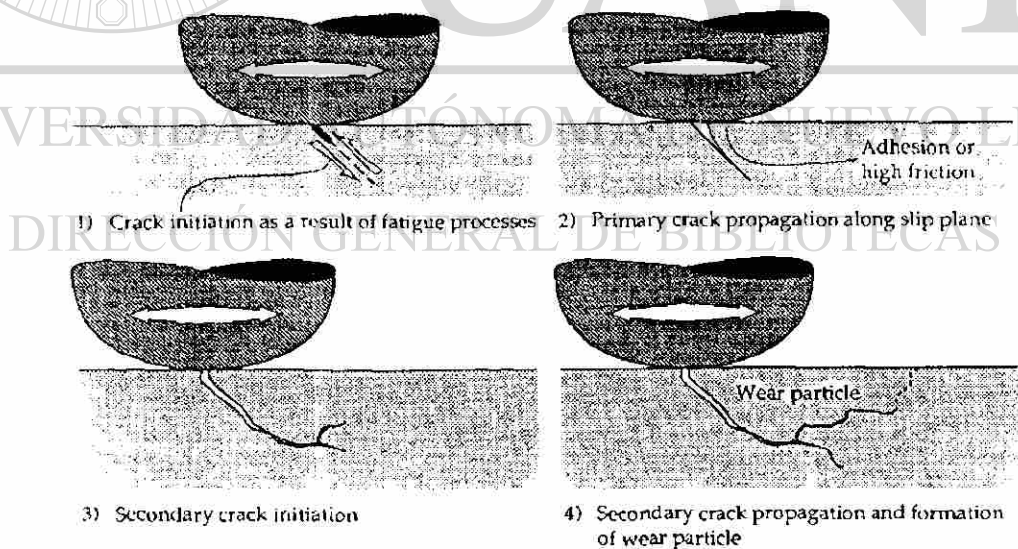


Figura 4-12 Mecanismo de la formación y propagación de grietas por fatiga^[17].

interior por los planos de deslizamiento mas débiles o por las fronteras de las celdas de dislocación. Después pueden surgir grietas secundarias a partir de grietas primarias o mediante la unión de *grietas primarias con grietas subsuperficiales. Finalmente cuando una grieta alcanza nuevamente la superficie en otro punto, se liberará una partícula de desgaste. Por lo tanto, cuando se tiene un sistema sin lubricación, durante el deslizamiento de las superficies, la deformación superficial debilitará esta zona, facilitando el inicio y la propagación de las grietas, así como la formación de partículas de desgaste.

4.3.7 Fretting.

Fretting se produce donde exista deslizamiento recíprocante de cortas amplitudes, entre superficies en contacto, y cuando se mantiene durante un gran número de ciclos. El daño que se produce por fretting es desgaste superficial y deterioro de la pieza por fatiga.

El grado de desgaste y daño superficial es mucho mayor que el producido por una distancia deslizada de igual magnitud. Movimientos recíprocantes de tan solo 0.1 μm de amplitud pueden causar la falla de componentes cuando el deslizamiento se mantiene durante un millón de ciclos.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Una de las características del fretting es que las partículas de desgaste producidas, son retenidas dentro del mismo contacto, debido al deslizamiento de cortas amplitudes. La acumulación de estas partículas gradualmente separa a las superficies y muy frecuentemente contribuye a acelerar el proceso de desgaste mediante abrasión. El desgaste por fretting generalmente es acelerado por corrosión y temperatura.

4.3.8 Desgaste por Impacto.

El desgaste por impacto es causado por las colisiones repetitivas que se producen entre dos superficies. El ejemplo clásico de esta forma de desgaste lo encontramos en las cabezas de los martillos. Este tipo de desgaste involucra superficies planas o muy cercanas de serlo, es decir con radios de curvatura muy grandes. En el desgaste por impacto la superficie esta sujeta a impactos repetitivos por medio de una serie de esfuerzos de contacto altos, combinado con la disipación de energía en cada impacto. Este mecanismo involucra deformación elástica y plástica cuando la energía de impacto es alta, además es acompañado por fatiga, lo cual se comprueba mediante la liberación de las partículas de desgaste debidas a la formación de grietas. Si el material es propenso a la oxidación, y si el oxígeno está presente, un mecanismo corrosivo u oxidativo se llevara a cabo en conjunto con el desgaste por impacto. Estos mecanismos se muestran en la figura 4-13. Componentes de hierro y acero son bastante susceptibles al desgaste por impacto mediante tribo-oxidación.

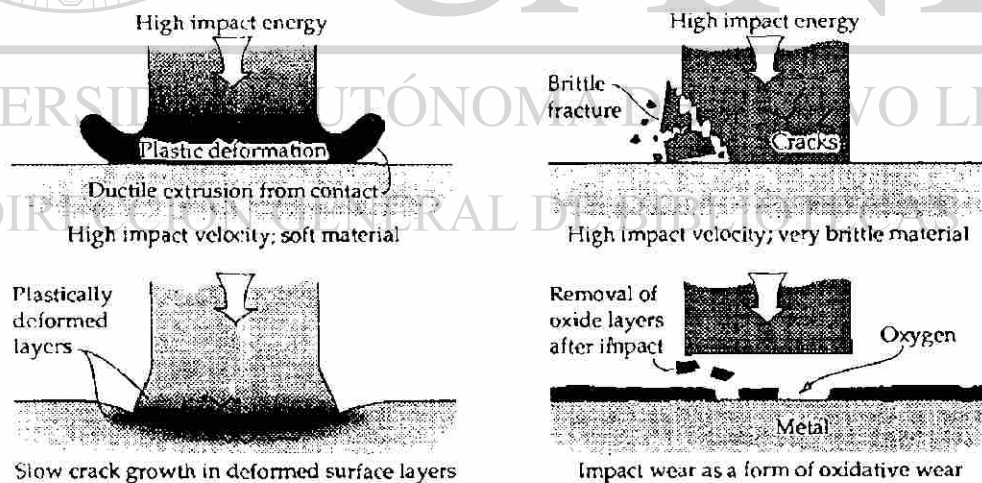


Figura 4-13 Mecanismos de desgaste por impacto^[17].

El desgaste por impacto es un mecanismo que depende de la formación de capas de material deformado, especialmente cuando el desgaste por fatiga

o la formación de grietas predominan. En estos casos grietas subsuperficiales se extenderán paralelamente a la superficie, de manera similar a lo que sucede en la teoría de delaminación.

4.3.9 Desgaste Difusivo.

Este tipo de desgaste se manifiesta cuando hay un contacto pleno entre los átomos superficiales de dos cuerpos a una alta temperatura, por lo cual se llevará a cabo una difusión de elementos de un cuerpo a otro. El mejor ejemplo para ilustrar este tipo de desgaste es el del filo de trabajo de las herramientas de corte de alta velocidad. En esta situación, existe un contacto casi perfecto entre la herramienta y la viruta, debido a los elevados esfuerzos de contacto y a las altas temperaturas que se alcanzan (700°C o más). La viruta representa un suministro relativamente de metal puro, mientras que la herramienta de corte es una mezcla rica de elementos tales como tungsteno y carbono. Por lo tanto existe una tendencia de algunos de los elementos de la herramienta de difundir hacia la viruta donde las condiciones de solubilidad son más favorables. Cuando la superficie del material de la herramienta pierde elementos aleantes de importancia, esta se vuelve suave y propensa al desgaste. Este mecanismo se muestra en la figura 4-14.

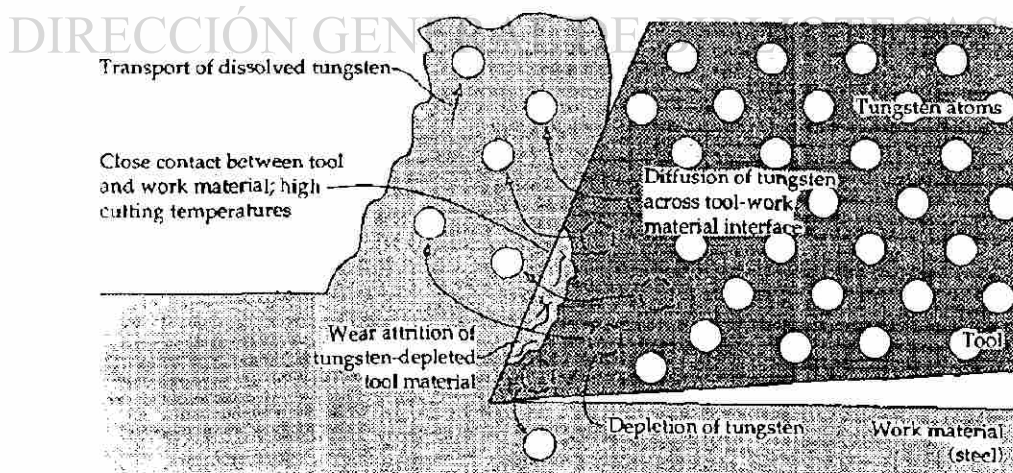


Figura 4-14 Mecanismo de desgaste difusivo^[17].

Es importante hacer mención de que para todos y cada uno de los anteriores mecanismos de desgaste, existen modelos que describen su comportamiento. Mayor información acerca de los mismos es posible encontrarla en los trabajos publicados por Archard^[22] o en la literatura tribológica^[17, 23].

Del trabajo de Archard^[22] se puede decir de manera general que los mecanismos de adhesión, abrasión, fatiga y corrosión pueden ser representados por lo que se conoce como la teoría de Archard, que está descrita por:

$$\frac{V}{L} = K \frac{W}{H} \quad (4)$$

donde : V = Volumen de material perdido (mm^3)

L = Distancia deslizada (mm)

K = Coeficiente de desgaste (Adimensional)

W = Carga (N)

H = Dureza (N/mm^2)

4.4 LUBRICACION.

Lubricación es el proceso mediante el cual la fricción y el desgaste, de dos superficies sólidas en movimiento relativo, se ven reducidos significativamente al interponer un lubricante entre ellas. El objetivo de la lubricación es separar las superficies en movimiento mediante una película de material sólido, líquido o gaseoso con la cual se evitará cualquier daño de las superficies y además se encargará de disipar el calor generado por la fricción y de eliminar las impurezas producto del desgaste. La lubricación puede tomar diferentes regímenes, dependiendo de la geometría de los cuerpos en contacto, la rugosidad y textura de las superficies deslizantes, la carga de

contacto, la presión y la temperatura, las velocidades de rodamiento o deslizamiento, las condiciones ambientales, las propiedades físicas o químicas del lubricante, la composición del material de las superficies y las propiedades de las capas superficiales.

Cuando se utilizan lubricantes líquidos o gaseosos se puede hacer la siguiente subdivisión^[24]:

1) Lubricación de película gruesa: Nos referimos a este modo de lubricación cuando el espesor de la película lubricante que separa las asperezas es mucho mayor que el tamaño de las moléculas del lubricante.

2) Lubricación de película delgada: En este modo de lubricación el espesor de la película es menor, por lo cual parte de la carga es soportada por el fluido, mientras que el resto la soportan los contactos entre las asperezas. También suele llamarse lubricación mixta.

3) Lubricación frontera: Aquí, toda la carga es soportada por las asperezas que están en contacto, las cuales solamente están lubricadas por una película superficial que es del orden molecular.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Dentro de la lubricación de película gruesa se encuentran los siguiente regímenes de lubricación^[24].

Lubricación Hidrodinámica: Cuando un fluido lubricante está presente entre dos superficies deslizantes, se genera una película gruesa presurizada a consecuencia de la velocidad de las superficies, con la cual se reduce la fricción y el desgaste.

Lubricación Hidrostática: Cuando la velocidad de las superficies no es suficiente como para generar la gruesa capa de lubricante, suele utilizarse un lubricante que es presurizado externamente para que se genere dicha película, siendo a esto a lo que se le da el nombre de lubricación hidrostática.

Lubricación Elastohidrodinámica (EHL): Este régimen de lubricación está presente cuando la presión que se ejerce al sistema produce una deformación elástica de la superficie, que es del mismo orden de magnitud que el espesor de la película lubricante, por lo cual la influencia de la deformación en el comportamiento de la lubricación se vuelve un parámetro significativo.

Lubricación Plastohidrodinámica (PHL): Esta lubricación se encuentra en la mayoría de las operaciones de formado de metales. Una gruesa capa de lubricante, se forma en la intercara entre la superficie del dado y la superficie que ha sido deformada plásticamente.

La **lubricación frontera** se produce bajo la acción de muy altas presiones de contacto o muy bajas velocidades de deslizamiento, de forma que las fuerzas hidrodinámicas son insuficientes para poder mantener al menos una delgada capa de EHL entre las superficies deslizantes, por lo cual existirá un contacto directo entre las asperezas. Como consecuencia de estas características se formará una capa de lubricación frontera la cual consiste de una capa de moléculas adsorbidas a la superficie. Esta película se encargará de soportar la carga junto con las asperezas que se encuentren en contacto por parte de ambas superficies.

Por otra parte, los lubricantes utilizados actualmente no son capaces de soportar temperaturas superiores a los 450°C. La mejor alternativa para aplicaciones a temperaturas por encima de los 450°C es utilizar capas delgadas de materiales sólidos con propiedades lubricantes como el grafito o el

disulfuro de molibdeno. Por lo tanto la lubricación sólida es la interposición de un película sólida suave o dura entre las superficies en contacto para reducir la fricción y el desgaste.

4.5 EXPERIMENTOS DE FRICCIÓN Y DESGASTE.

Los sistemas mecánicos que tienen una interacción mutua entre sus superficies están caracterizados por parámetros tribológicos. La recopilación de datos de desgaste y fricción de un tribosistema, requiere de la cuidadosa atención de estos parámetros característicos, debido a que el desgaste y la fricción no son propiedades intrínsecas del material. Los experimentos de fricción y desgaste deben de ser cuidadosamente diseñados, con el fin de cumplir con los objetivos. Dependiendo del sistema de estudio se han hecho las siguientes seis categorías^[25]:

Categoría I	Pruebas de campo para maquinaria.
Categoría II	Pruebas de banco para maquinaria.
Categoría III	Pruebas de banco para sistemas.
Categoría IV	Pruebas de banco para componentes.
Categoría V	Pruebas modelo.
Categoría VI	Pruebas de laboratorio.

En la figura 4-15 se muestran estas seis categorías. Cada una de ellas tiene diferente alcance y los resultados de una categoría no pueden ser extrapolados a los otras categorías. La categoría I debe de realizarse bajo las condiciones prácticas reales a las cuales va a trabajar el objeto. Las categorías II a IV involucran las tribomaquinarias, los tribosistemas y los tribocomponentes que son estudiados en banco de prueba. En estas categorías es muy importante la correcta selección de las condiciones de operación y de esa forma simplificar o acelerar el experimento. En la categoría V las pruebas de

especímenes modelo se llevan a cabo bajo condiciones prácticas, mientras que en la categoría VI las pruebas son solamente estudios preliminares de los procesos de fricción y desgaste; las condiciones de prueba para esta categoría generalmente son en base a un fenómeno tribológico que se desea estudiar.

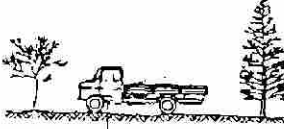
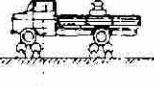
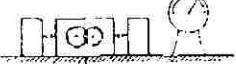



Category	Type of tests	Symbol
I	Machinery field tests	
II	Machinery bench tests	
III	Systems bench tests	
IV	Components bench tests	
V	Model tests	
VI	Laboratory tests	

Figura 4-15 Categorías de pruebas tribológicas^[25].

4.6 MICROESTRUCTURA Y DESGASTE.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Los componentes microestructurales de los materiales guardan una estrecha relación con la resistencia al desgaste. Parámetros como la fracción en volumen de las fases, el área parcial de las fases, la orientación y distribución de las mismas o la densidad de fronteras de grano han sido objeto de numerosos estudios para encontrar la relación que tienen con la resistencia al desgaste^[26,27,28]. Según Hornbogen, las microestructuras pueden clasificarse de la siguiente forma^[26] (Ver figura 4-16):

a) Microestructuras Homogéneas.

Microestructuras Heterogéneas.

b) Dúplex

c) Dispersión

d) Red

e) Celda

El mismo Hornbogen ha realizado diversos modelos de la resistencia al desgaste para cada uno de los tipos de microestructura, en función de la dureza de las fases, de la fracción de volumen de las fases, del coeficiente de desgaste y de la carga^[26]. Para el caso de la microestructura heterogénea con partículas dispersas, Hornbogen ha desarrollado un modelo para la resistencia al desgaste en función de las partículas superficiales del material^[27].

$$\dot{\omega}^{-1} = \dot{\omega}_m^{-1} + \frac{\Delta Ap}{A} \left(\dot{\omega}_p^{-1} - \dot{\omega}_m^{-1} \right) \quad (5)$$

donde $\dot{\omega}^{-1}$ es la resistencia al desgaste de todo el material, $\dot{\omega}_m^{-1}$ de la matriz, y $\dot{\omega}_p^{-1}$ de las partículas. $\Delta Ap/A$ es la proporción de la fracción en volumen de las partículas.

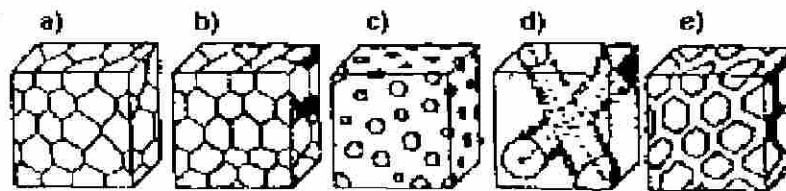


Figura 4-16 Tipos de Microestructuras^[26].

Muchas veces pensamos que para incrementar la resistencia al desgaste basta con incrementar la dureza, pero hay varias situaciones que nos demuestran que no es así. Podemos mencionar estudios para las vías de ferrocarril, en los cuales se compara la resistencia al desgaste de rieles con estructura perlítica contra rieles con estructura martensítica. Se ha encontrado que mientras mas fina es la perlita y mientras que el espaciamiento entre las laminillas sea mas fino, la resistencia al desgaste es mucho mayor que si tuviéramos una estructura martensítica. Como podemos ver la microestructura aquí es muy importante para aumentar la resistencia al desgaste^[5].

Por otra parte, Zum-Gahr ha realizado estudios en materiales compuestos, analizando los efectos que tiene la segunda fase en la resistencia al desgaste^[29]. La orientación, el tamaño, el módulo de elasticidad, la dureza y la fragilidad de esta segunda fase son determinantes en la resistencia al desgaste de los materiales compuestos así como también de aceros con segundas fases. Las partículas que ayudan a retardar el desgaste, por lo general presentan características de alta dureza, gran tenacidad y de oponerse al desgaste por su morfología. Por ejemplo una alta dureza las convierte en partículas difíciles de cizallar. Una elevada tenacidad evita que se quiebren fácilmente. Mientras que las partículas que se oponen al desgaste por su morfología lo hacen al retardar la propagación de grietas.

El modelo de Zum-Gahr se muestra en la figura 4-17. En este podemos ver como influyen en la resistencia al desgaste la orientación, el tamaño, el modulo elástico, la dureza y la tenacidad de las segundas fases. Podemos ver que una segunda fase paralela a la superficie es mas fácil de sacar de la matriz que si estuviese orientada paralelamente. Además, si la segunda fase es pequeña con respecto a la marca de desgaste abrasivo, esta segunda fase no proporcionará ningún beneficio contra el desgaste. Cuando el módulo de elasticidad es alto para la segunda fase y se tiene una matriz con bajo módulo

elástico, la matriz producirá separación de las interfases y facilitará la salida de la segunda fase como una partícula abrasiva. En los metales en los que la segunda fase es mas dura que la matriz, esta es protegida por la fase dura. Finalmente, los materiales frágiles tienden a agrietarse y a producir partículas de desgaste.

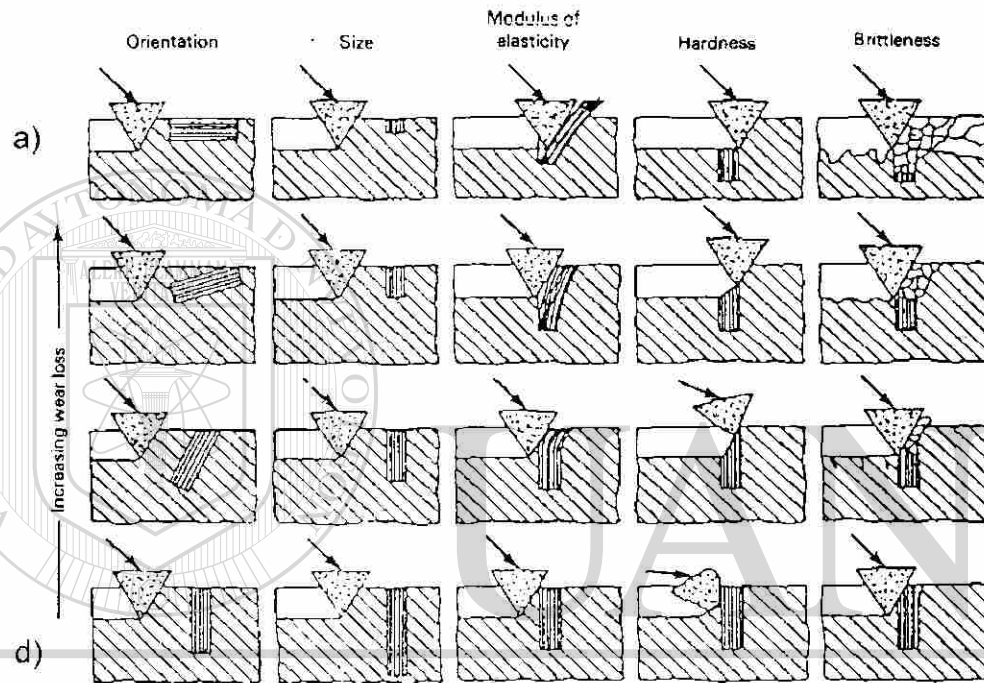


Figura 4-17 Efecto de la orientación, tamaño, módulo elástico, dureza y fragilidad de las segundas fases en la resistencia al desgaste^[29].

Para el caso del acero D2 cuando los carburos se encuentran paralelos a la superficie tenemos el caso de la figura 4-17 a), mientras que cuando los carburos están perpendiculares a la superficie la figura representativa es 4-17 d)

CAPITULO 5

METODOLOGIA EXPERIMENTAL

5.1 INTRODUCCION.

Los avances tecnológicos han propiciado investigaciones a fondo de los aceros herramienta manufacturados mediante forja y laminación, con el fin de optimizar su uso y de mejorar sus propiedades. Actualmente se cuenta con los aceros pulvimetalúrgicos, sin embargo son demasiado costosos, por lo que primero se deben de explotar al máximo todas las alternativas para los aceros herramienta convencionales. El centro de nuestra investigación es la resistencia al desgaste. Para evaluar esta propiedad, se han desarrollado máquinas y sistemas específicos a un sistema tribológico en particular. En nuestro caso usaremos la máquina TIMKEN. En esta máquina podemos controlar condiciones de operación, como lo son la carga, la fricción y la lubricación. A continuación se dará una descripción de la forma en que se prepararon las muestras para evaluar la resistencia al desgaste, así como del equipo utilizado para realizar las pruebas.

5.2 DISEÑO EXPERIMENTAL.

Para el desarrollo de esta investigación se utilizó una barra de acero tipo AISI D2, laminada en caliente y recocida. La composición química de este acero se presenta en la Tabla 5-1, mientras que en la figura 5-1 se muestra la microestructura en estado recocido.

Tabla 5-1 Composición química del acero tipo AISI D2.

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

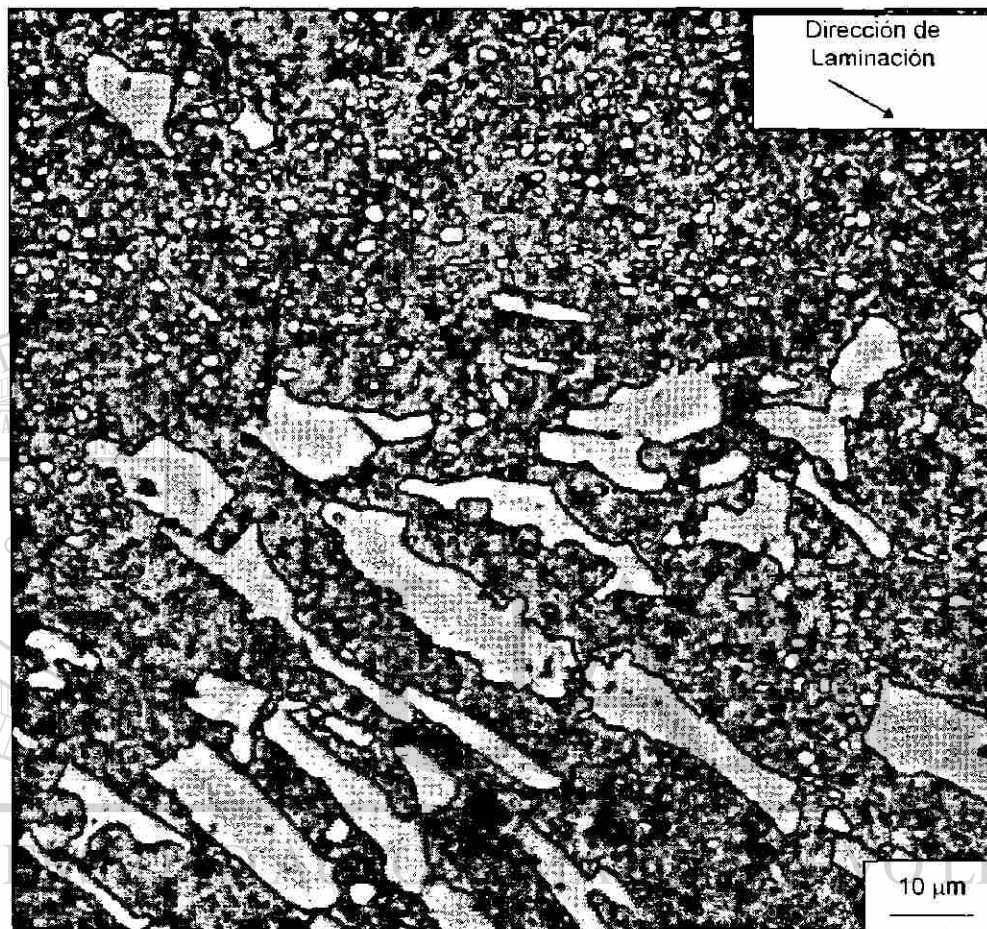


Figura 5-1 Microestructura del acero D2 en estado recocido.

En la figura anterior observamos que se tienen carburos masivos (tipo Cr_7C_3) alargados y orientados en la dirección en que se laminó el acero, así como también carburos esferoidales, que en su mayoría serán disueltos durante la austenización, para elevar la dureza de la matriz. La matriz esta compuesta de ferrita con cromo en solución. La dureza en estado recocido es de 93.2 Rockwell B (~210 HB).

Se cortaron 6 muestras de la barra rolada en caliente, de tal forma que se obtuvieran dos caras con carburos orientados en dirección paralela a la dirección de laminación y las otras dos con los carburos orientados en forma perpendicular a la laminación. Las medidas fueron muy próximas a las medidas finales, ya que después de los tratamientos térmicos se rectificaron las piezas a las medidas finales. En la figura 5-2 vemos un esquema de las muestras empleadas, además se presenta como están orientados los carburos en cada una de las caras.

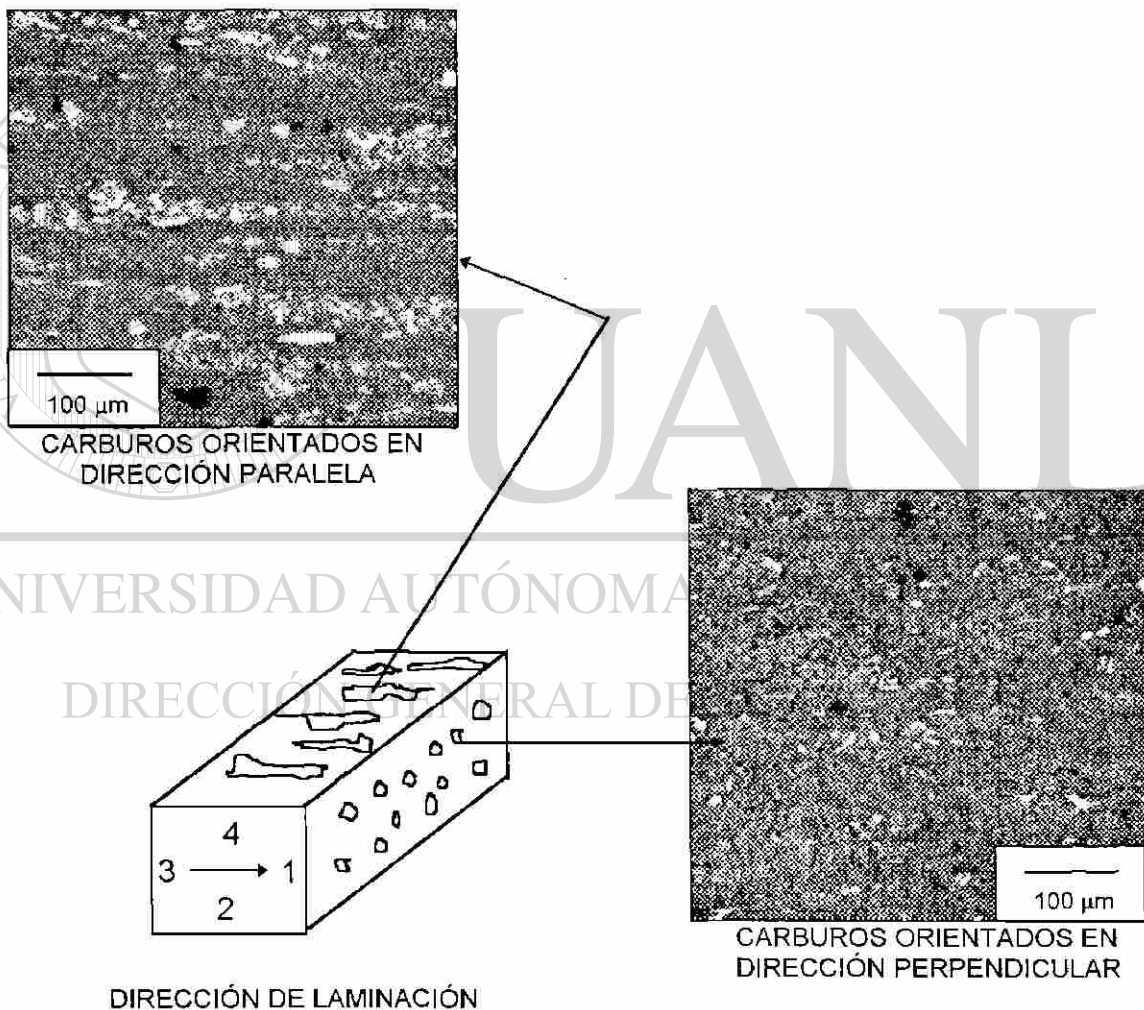


Figura 5-2 Orientación de los carburos en las muestras evaluadas y microestructura después de los tratamientos térmicos. Los números 1 al 4 representan la numeración asignada a las caras de los bloques.

5.2.1 Tratamientos Térmicos.

El tratamiento térmico convencional para el acero D2 el cual es recomendado tanto por los fabricantes^[30] como en la literatura de aceros herramienta^[2, 15, 16], se ha basado mas en la obtención de una balance óptimo entre dureza máxima y tenacidad. Muchos experimentos se han realizado^[2] sobre el cambio de las propiedades mecánicas (dureza y tenacidad) usando diferentes parámetros de tratamientos térmicos, es decir, temperaturas de austenización, velocidades de enfriamiento y medio de temple. Ver figuras 3-4 y 3-5. Sin embargo aún no se ha realizado un estudio sistemático de los efectos que producen los diferentes parámetros de tratamiento térmico sobre la resistencia al desgaste de estos aceros. Nuestro fin en este trabajo es iniciar una serie de experimentos encaminados a evaluar la resistencia al desgaste del acero D2, con diferentes tratamientos térmicos, principalmente con diferentes temperaturas de austenización. Obviamente no tendría significado, realizar experimentos fuera o muy alejados de los rangos de temperatura de austenización los cuales proveen la mejor relación dureza - tenacidad. Es aquí donde estando dentro de estos rangos, nos preguntamos, cual será la mejor condición para la mayor resistencia al desgaste.

Por otra parte sabemos que a altas temperaturas de austenización, se disolverán mayor contenido de carburos, lo cual "empobrecerá" el contenido de carburos en la matriz después del temple. Si la resistencia al desgaste está en función del contenido de carburos, un menor contenido de carburos afectará la resistencia al desgaste. Sin embargo hay que tener en mente que los carburos responsables de la resistencia al desgaste son los primarios, los cuales no se disolverán en el rango recomendado de la austenización. También se sabe que el endurecimiento secundario, esta afectado por la temperatura de austenización empleada, lo cual podemos ver en la figura 3-5.

Con todo lo anterior, nuestro diseño de experimentos, con respecto a las temperaturas de austenización a emplear, estará dentro de un rango de temperaturas de entre 950°C y 1060°C. Temperaturas menores no desarrollan la dureza deseada en estos aceros y temperaturas mayores a parte de que no desarrollan la dureza necesaria pueden provocar una gran cantidad de austenita retenida.

Se decidió que los tratamientos a efectuar serían los siguientes: Precalentamiento a 802°C para las seis muestras, temperaturas de austenización de 1000°, 1030° y 1060°C durante 15 minutos y enfriadas alrededor de 60°C/min. Después se realizó un revenido a 176°C durante dos horas y media y posteriormente un segundo revenido durante una hora a 450° o 500°C según se indica en la Tabla 5-2 y como se ilustra en las figuras 5-3 a la 5-8 para cada una de las probetas. En la figura 5-9 se muestra una sección isotérmica a 1000°C del diagrama Fe-C-Cr. En ella vemos que las únicas fases presentes a esta temperatura son la austenita y los carburos del tipo $(CrFe)_7C_3$. Para las otras temperaturas de austenización las fases presentes son las mismas.

Los tratamientos térmicos fueron efectuados en un horno al vacío de uso industrial, con doble cámara. En la cámara de calentamiento se realiza el precalentamiento y el calentamiento a temperatura de austenización, en la cámara de temple, las probetas son sometidas a un chorro de aire para su enfriamiento.

Después de los tratamientos térmicos se rectificaron los bloques según las medidas que indica la especificación ASTM D2509-91^[31], la cual se modificó y se utilizó como base para las pruebas de desgaste. Las medidas finales fueron: 12.32 ± 0.1 mm. de ancho y 19.05 ± 0.41 mm. de longitud; $(0.485 \pm 0.004$ in. de ancho y 0.750 ± 0.016 in. de longitud).

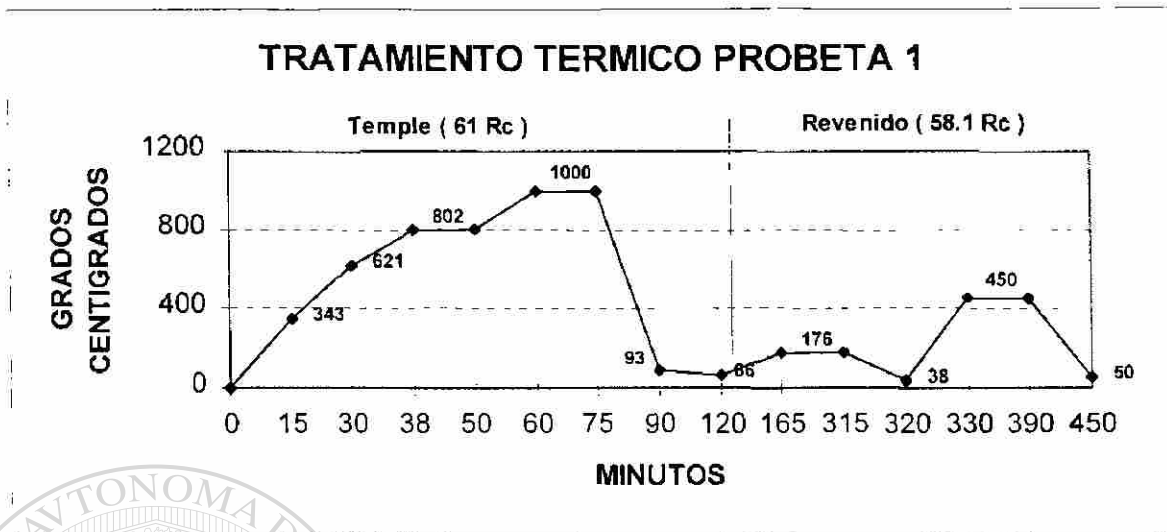


Figura 5-3. Tratamiento térmico efectuado a la probeta 1

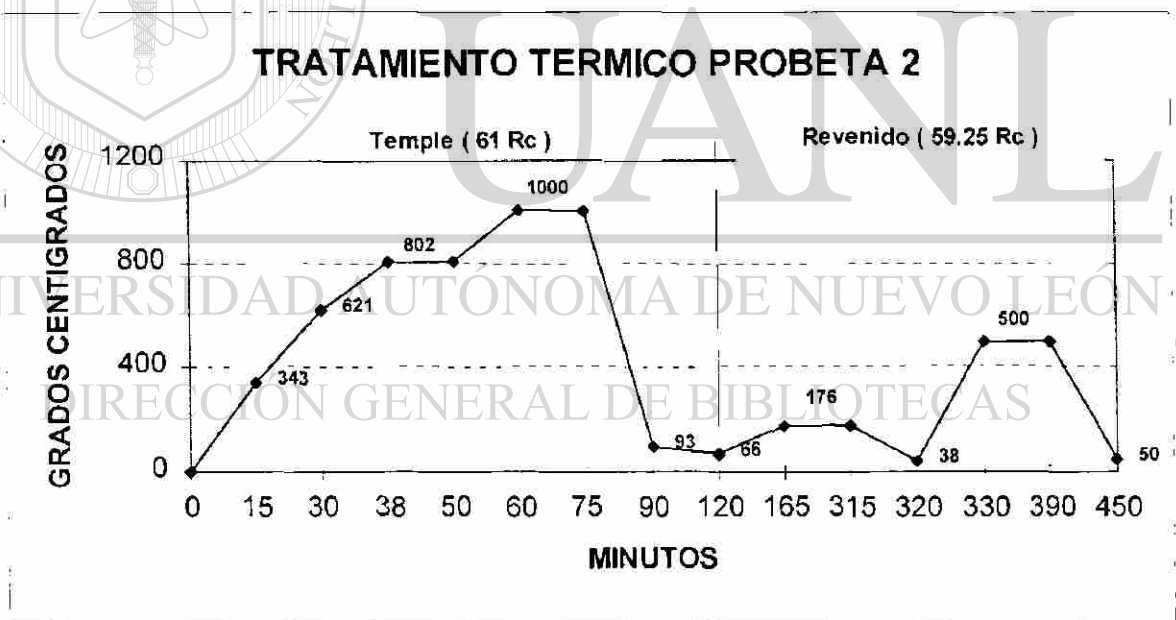


Figura 5-4. Tratamiento térmico efectuado a la probeta 2

TRATAMIENTO TERMICO PROBETA 3

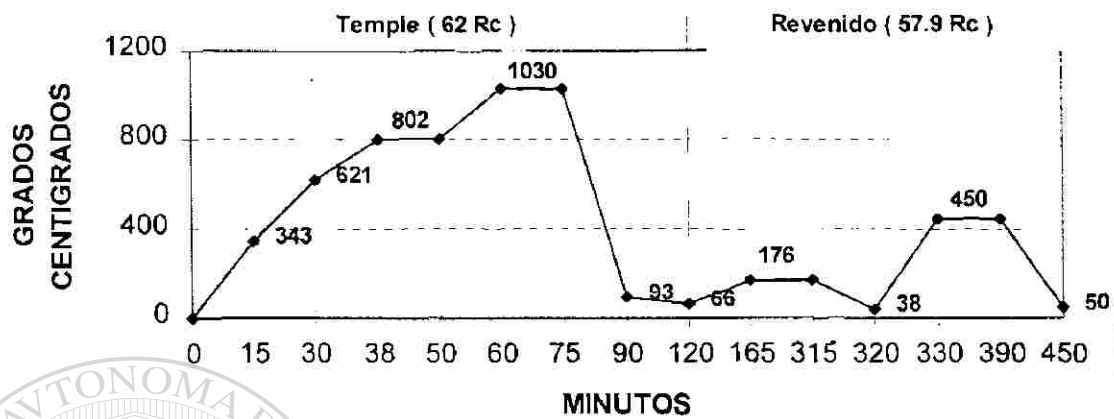


Figura 5-5. Tratamiento térmico efectuado a la probeta 3

TRATAMIENTO TERMICO PROBETA 4

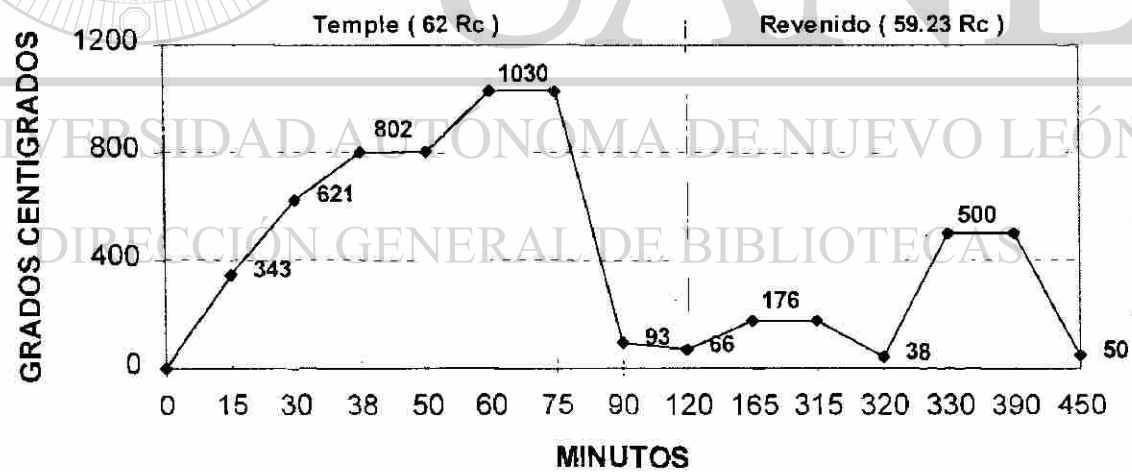


Figura 5-6. Tratamiento térmico efectuado a la probeta 4

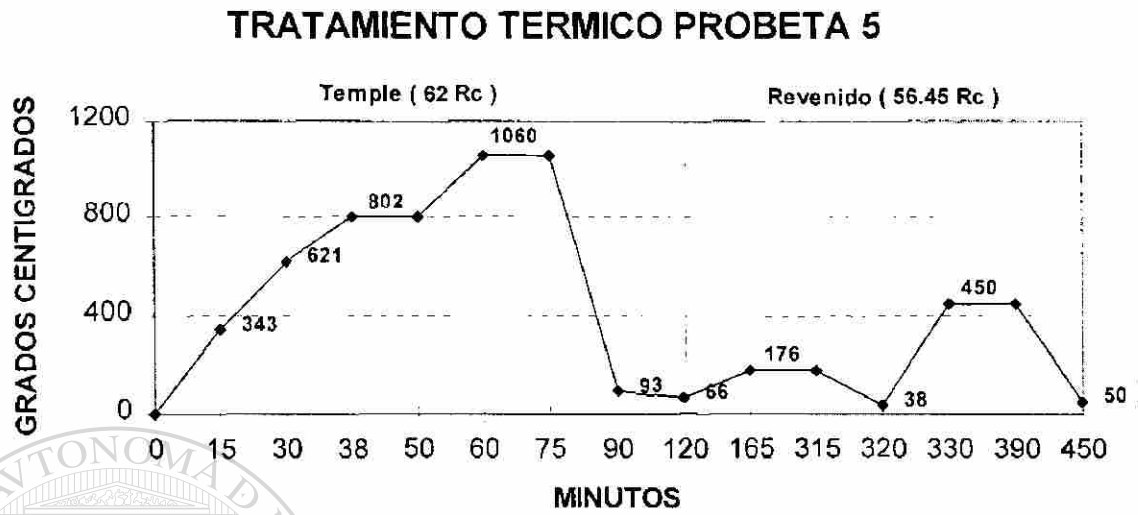


Figura 5-7. Tratamiento térmico efectuado a la probeta 5

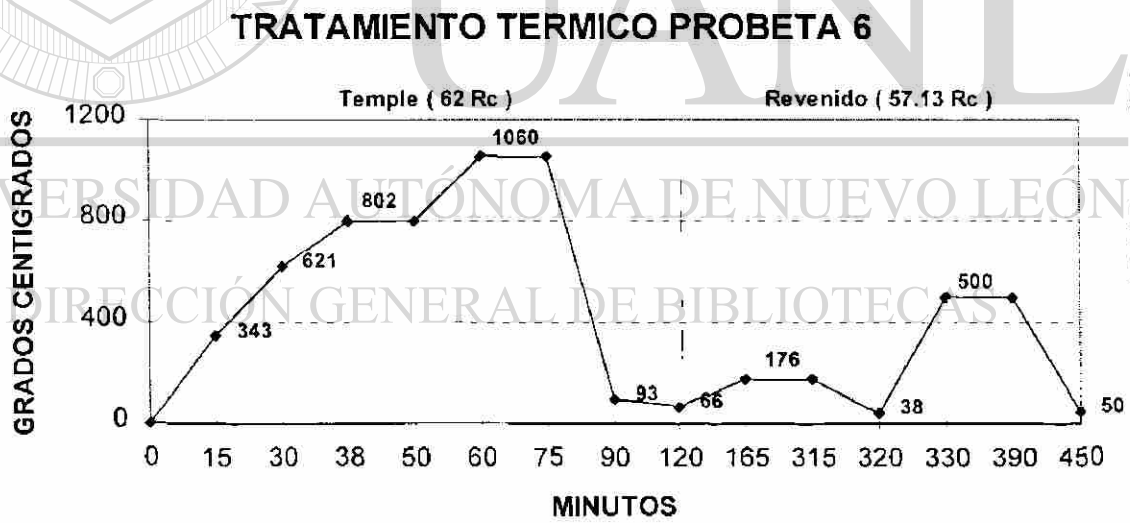


Figura 5-8. Tratamiento térmico efectuado a la probeta 6

Tabla 5-2 Tratamientos térmicos realizados a cada una de las muestras.

BLOQUE No	TEMPERATURA DE AUSTENIZACION (°C)	TEMPERATURA DE REVENIDO (°C)*
1	1000	450
2	1000	500
3	1030	450
4	1030	500
5	1060	450
6	1060	500

* SE HICIERON DOS REVENIDOS A CADA PIEZA

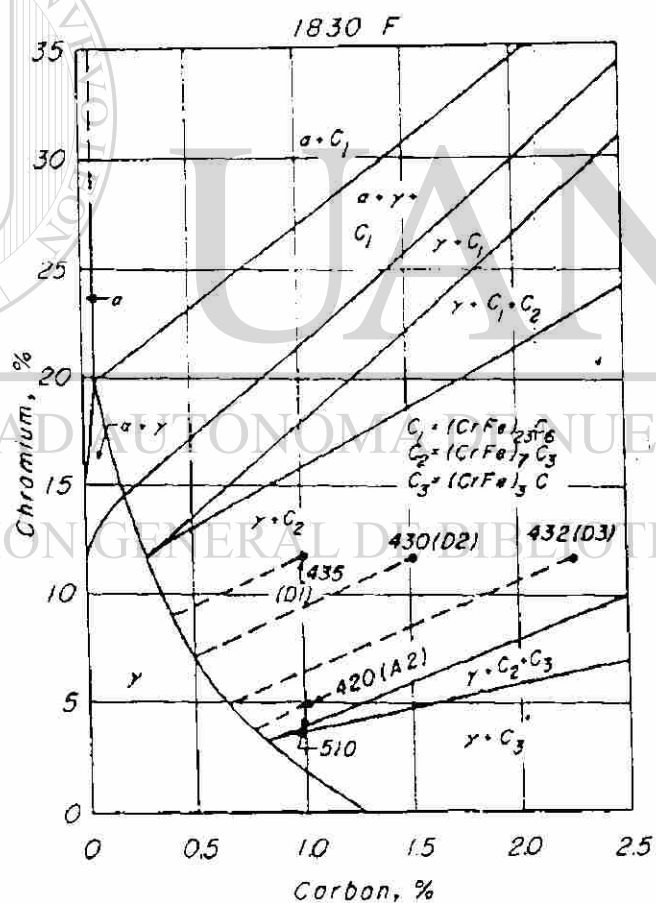


Figura 5-9 Sección isotérmica del diagrama Fe-C-Cr a 1000°C^[2].

En esta etapa se hicieron mediciones de dureza Rockwell C a cada una de las caras y en cada una de las muestras, ya que es importante saber la dureza que tienen las muestras antes de realizar las pruebas. La Tabla 5-3 muestra los valores de las durezas promedio obtenidas después de los tratamientos térmicos. La dispersión de datos para cada valor promedio reportado es de ± 0.266 HRC. Las caras 1 y 3 son caras con carburos perpendiculares, mientras que las caras 2 y 4 son caras con carburos paralelos, ver figura 5-2 para su identificación, en la que además podemos ver la microestructura de ambas caras después de los tratamientos térmicos.

Tabla 5-3 Dureza lograda después de los tratamientos térmicos.

DUREZA Rockwell C						
Cara No	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

5.2.2 Pruebas de Desgaste en Máquina Timken.

Conforme la industria de los lubricantes fue evolucionando, se fueron desarrollando equipos para evaluar las propiedades de los aceites y grasas lubricantes. La máquina TIMKEN ha sido una de las más exitosamente utilizadas tanto en talleres industriales como en laboratorios. La capacidad de carga y las características friccionales de aceites y grasas fueron las causas principales para la aparición de estas máquinas, aunque además se pueden utilizar para realizar pruebas de resistencia al desgaste y de abrasión de materiales metálicos^[32, 33]

La máquina TIMKEN consta de tres partes principales, como se muestra en la figura 5-10:

1. Probador TIMKEN 2. Dispositivo de Carga 3. Motor Eléctrico

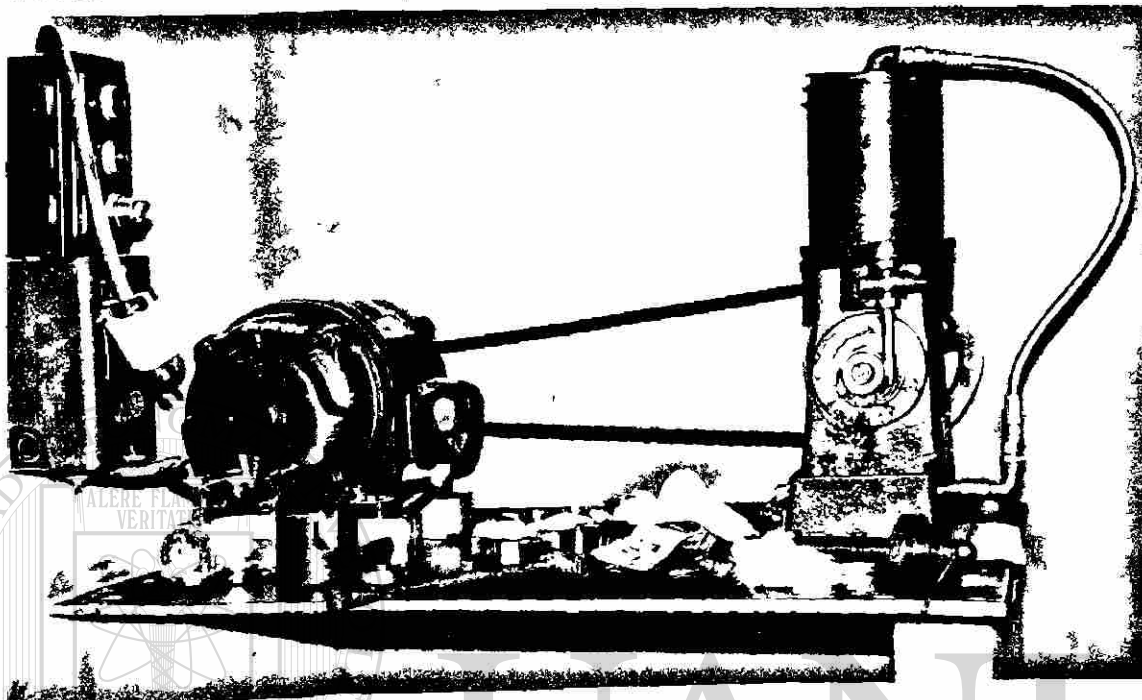


Figura 5-10 Máquina TIMKEN.

El principio de funcionamiento de la máquina TIMKEN es el aplicar una fuerza a un bloque de acero pivotado a una taza de acero que gira y se desliza de modo que la presión que se aplica y el agarre friccional entre ambos puedan ser medidos^[34].

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

En la figura 5-11 se muestra el sistema de palancas de la máquina TIMKEN^[34]. En ella vemos la palanca de carga que se encuentra en la parte superior, mientras que en la parte inferior se ve la palanca de fricción. El sujetador del bloque de prueba se coloca sobre la palanca de carga, la cual está pivotada sobre la palanca de fricción y a su vez esta última se pivotea sobre una pieza ranurada que se encuentra en la parte inferior del colector de aceite. Con este sistema nos estamos asegurando de que las superficies del bloque y la taza siempre se encuentran en forma paralela.

La palanca de carga tiene una ventaja mecánica igual a 10, esto significa que, 1 N. en la palanca de carga ejerce una fuerza de 10 N. al bloque de prueba. La palanca de fricción cuenta con una escala y con un peso deslizante para realizar las mediciones de fricción.

La máquina cuenta con un depósito para el aceite, además de una válvula que permite la lubricación por gravedad sobre la taza y el bloque de prueba.

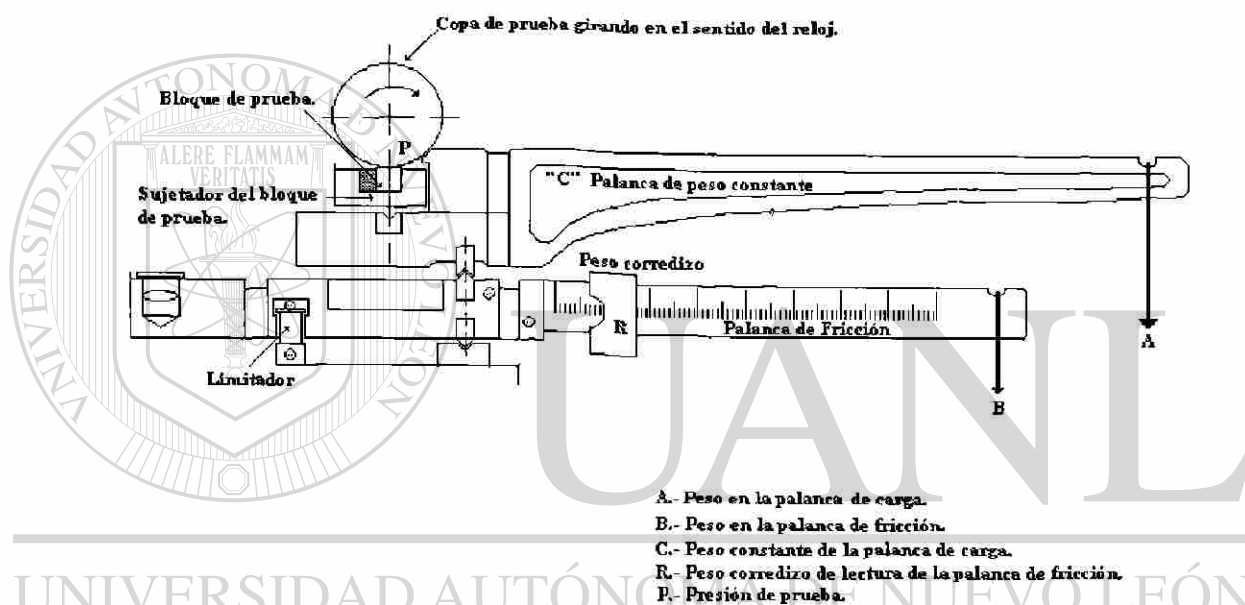


Figura 5-4 Sistema de palancas de la Máquina TIMKEN^[34]

Para la evaluación de las muestras se tomó como base la norma ASTM D2509-91^[31]. Se realizaron algunas modificaciones a esta norma para fundamentar la prueba de desgaste. Estas modificaciones han sido anteriormente reportadas en las referencias 32 y 33. Los bloques utilizados fueron los fabricados con el acero AISI D2. Las tazas se usaron según la especificación de la norma, de acero carburizado, con una dureza Rockwell C entre 58 y 62, un ancho de 13.06 ± 0.05 mm. (0.514 ± 0.002 in.), un perímetro de 154.51 ± 0.23 mm. (6.083 ± 0.009 in.) y un diámetro exterior de 49.22

+ 0.025 - 0.127 mm. (1.938 + 0.001 - 0.005 in.). Estas tazas son suministradas por el fabricante de la máquina TIMKEN^(B1). El aceite utilizado fue del tipo PROCE DRAW 1020 que es usado para lubricar y enfriar herramientas manufacturadas con D2, que se emplean en el formado por estampado y perforado de lámina de acero al carbono.

El procedimiento de prueba en la investigación fue el siguiente: primeramente se realizaron dos pruebas exploratorias de las cuales se determinaron la carga a aplicar en la palanca de carga y el tiempo de prueba. De estas pruebas exploratorias resultó que las condiciones a utilizar son:

Carga: 133 N (30 Lbs) y Tiempo: 5 minutos

La velocidad de giro de la taza es de 123.71 m/min (2.061 m/seg), que equivalen a 800 r.p.m. Además durante toda la prueba el sistema bloque-taza, ver figura 5-12, fue lubricado. Habiendo establecido las condiciones, se realizaron las pruebas a los seis bloques. Se hicieron 9 pruebas en las caras con carburos en dirección perpendicular a la laminación (caras 1 y 3) y 12 pruebas en las caras que tienen carburos paralelos a ellas (caras 2 y 4). Este fue el número de pruebas mínimo para el proyecto, que como se ha mencionado fueron a 3 diferentes temperaturas de austenización y a 2 temperaturas de revenido con caras en dos orientaciones. Esto nos da 24 pruebas. En cada una de las pruebas se monitoreaba la pérdida en peso y la fuerza de fricción. La pérdida en peso se registraba antes y después de cada prueba con una microbalanza, mientras que la fricción se detreminaba, mediante el sistema de palancas de la máquina TIMKEN.

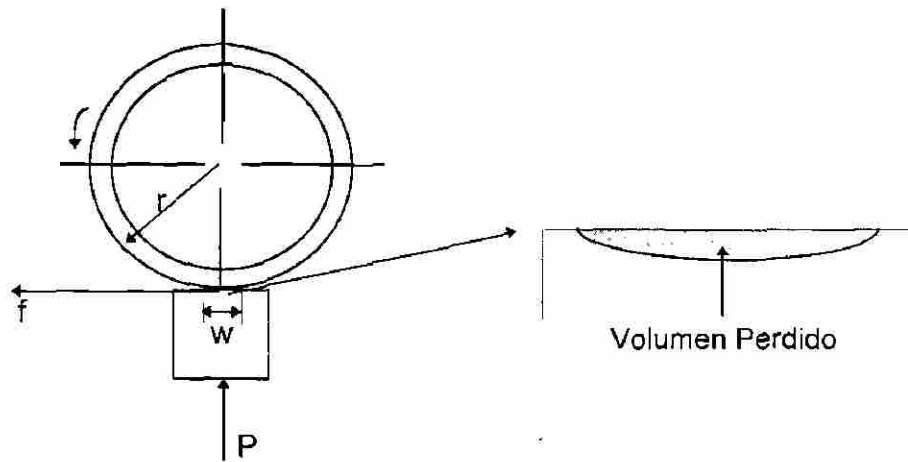


Figura 5-12 Sistema bloque - taza.

5.2.3 Análisis de Datos.

Los datos recopilados durante las pruebas aportaron los valores necesarios para determinar la fuerza y el coeficiente de fricción, el desgaste como pérdida de volumen por unidad de distancia deslizada y las constantes de desgaste. Además se estimó la influencia de los esfuerzos mecánicos cizallantes durante el contacto metálico. Paralelo a lo anterior se realizó la preparación metalográfica de las muestras para su inspección en el microscopio óptico y el analizador de imágenes.

Para cada una de las marcas de desgaste se determinaron la fuerza y el coeficiente de fricción, en base a las fórmulas que se describen en la norma ASTM^[31].

$$f = 9.45(B + R) \quad (6)$$

$$P = 10(X + G) - 2.5(B + R) \quad (7)$$

Donde:

f = Fuerza de fricción (N)

P = Presión entre bloque y taza (N)

B = Peso en la palanca de fricción (N)

R = Lectura del peso corregido en la palanca de fricción (N)

X = Peso en la palanca de carga (N)

G = Peso constante de la palanca de carga (N)

Habiendo sido determinadas la fuerza de fricción y la presión, podemos determinar el coeficiente de fricción (μ):

$$\mu = \frac{f}{P} = \frac{9.45(B + R)}{10(X + G) - 2.5(B + R)} \quad (8)$$

Para determinar el volumen de material perdido durante el contacto se han desarrollado una serie de ecuaciones, según la geometría del sistema de desgaste que se esté empleando o de las dimensiones de la huella de desgaste producida después de la prueba. Para nuestro caso, un anillo girando sobre un bloque estacionario, el volumen perdido está dado por^[35]:

$$V_p = \frac{d^3}{12r} F \quad (9)$$

Donde:

V_p = Volumen perdido (mm^3)

r = Radio de la taza (mm)

F = Longitud de la marca de desgaste (mm)

d = Ancho promedio de la marca de desgaste (mm)

La distancia deslizada por la taza está dada por:

$$D_d = \pi N D t \quad (10)$$

Donde:

D_d = Distancia deslizada (m)

N = Revoluciones por minuto (r.p.m.)

t = Tiempo de prueba (min)

D = Diámetro de la taza (m)

A partir del volumen perdido y de la distancia deslizada determinamos el desgaste como la pérdida de volumen por unidad de distancia deslizada.

$$\text{Desgaste}(\text{mm}^3 / \text{m}) = \frac{d^3 F}{12r\pi N D t} \quad (11)$$

El coeficiente de desgaste (K) se define como la probabilidad que existe de que, las asperezas que estén en contacto, generen una partícula de desgaste. Este coeficiente nos da una idea comparativa de que tan severo es el proceso de desgaste. Este coeficiente es adimensional. Para su cálculo se utilizó la ecuación de Archard (4), a partir de la cual se despeja K y directamente obtenemos sus valores, ya que conocemos todos los otros datos.

$$K = \frac{VH}{WL} = \text{Adimensional.} \quad (12)$$

Donde:

V = Volumen de material perdido (mm^3)

L = Distancia deslizada (mm)

W = Carga (N)

H = Dureza (N/mm^2)

5.2.4 Esfuerzos Mecánicos de Contacto.

Para el sistema que estamos estudiando, una taza deslizando sobre un bloque, inicialmente la geometría de contacto es una línea. Cuando este sistema es sometido a una carga estática, los valores característicos como son la mitad del ancho de la banda de contacto (a), la presión máxima (P_0), la distribución de presión ($P(x)$) y el esfuerzo de corte principal (τ_1), estarán dados por la teoría de Hertz para contacto mecánico^[20]:

$$a^2 = \frac{4PR}{\pi E} \quad (13)$$

$$P_0 = \frac{2P}{\pi a} \quad (14)$$

$$P(x) = \frac{2P}{\pi a^2} (a^2 - x^2)^{1/2} \quad (15)$$

$$\tau_1 = P_0 a \left\{ z - z^2 (a^2 - z^2)^{-1/2} \right\} \quad (16)$$

donde P es la carga por unidad de longitud. Cuando la carga que soporta el sistema es solamente estática, el esfuerzo cizallante principal máximo está dado por $(\tau_1)_{\max} = 0.30P_0$, esto a una profundidad sobre el eje z de $z = 0.78a$. El perfil del esfuerzo cizallante principal τ_1 se muestra en la figura 5-13.

Si aparte de aplicar la carga, producimos un movimiento deslizando entre el bloque de prueba y la taza, se introduce una fuerza de fricción tangencial Q que actúa en ambas superficies en la dirección que se opone al movimiento, tal y como se muestra en la figura 5-14.

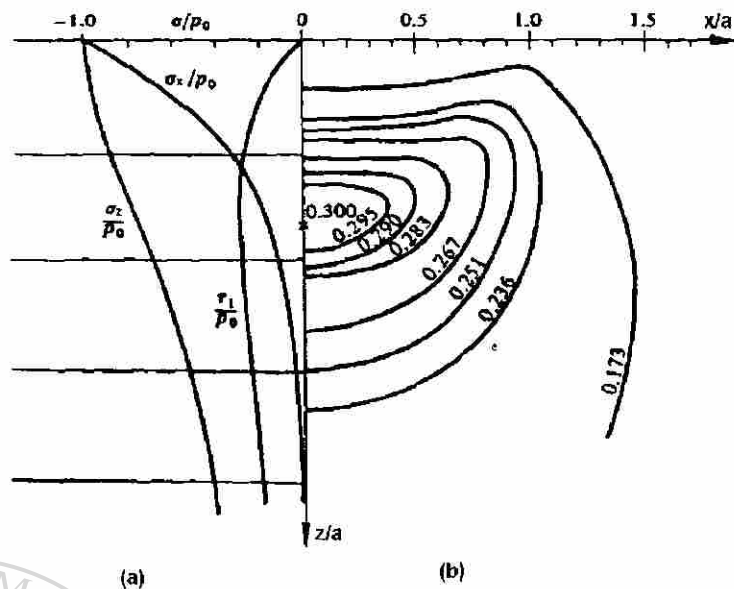


Figura 5-13 Perfil del esfuerzo de corte principal^[20].

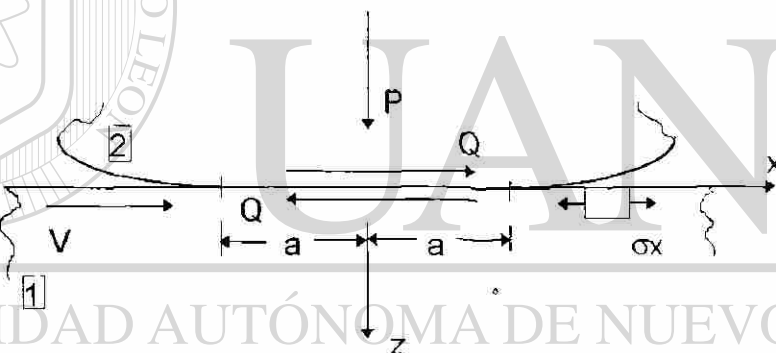


Figura 5-14 Superficies en contacto y en deslizamiento^[20].

Esta fuerza de fricción tangencial influye sobre los esfuerzos de contacto. Cuando la constante elástica es la misma para los dos cuerpos, se supone que la fricción tangencial causa desplazamientos normales de igual magnitud y en dirección opuesta en cualquier punto de la interfase de contacto, por lo que la curvatura de una superficie ajustará exactamente con la de la otra superficie, sin causar distorsión en la distribución de la presión normal. Así la influencia de esta fuerza tangencial es casi nula respecto a la presión normal y

al área de contacto. La relación que tienen la fuerza tangencial y la presión normal, está dada por la ley de la fricción de Amonton:

$$\frac{|Q|}{P} = \mu \quad (17)$$

donde μ es el coeficiente de fricción cinética. Por lo tanto, al introducir el deslizamiento en los cuerpos el perfil de esfuerzos que se muestra en la figura 5-13 será modificado, siendo desplazado el esfuerzo máximo hacia un punto mas cerca de la superficie tal y como se muestra en la figura 5-15.

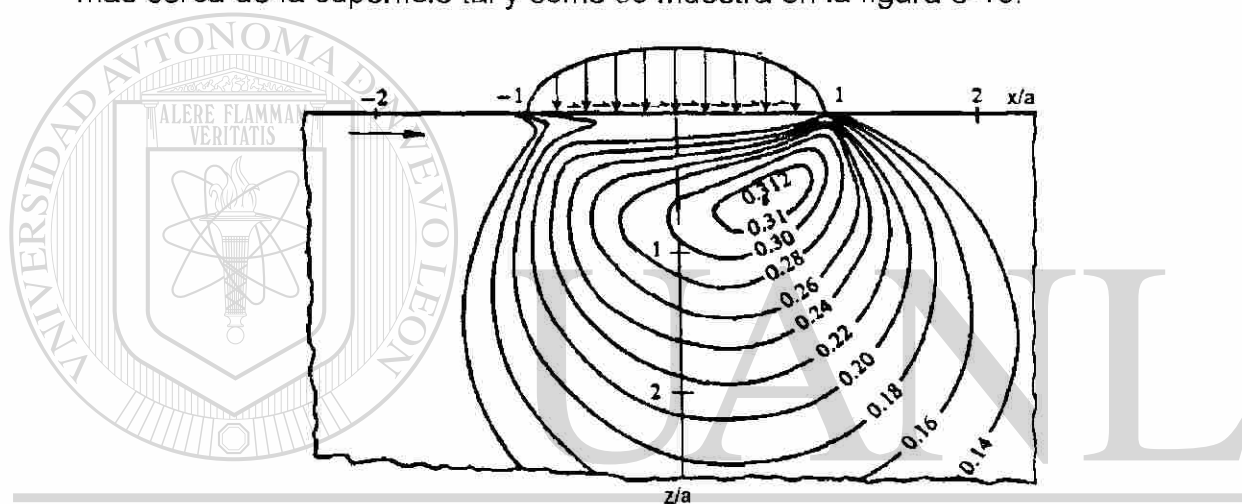


Figura 5-15 Perfil del esfuerzo de corte principal bajo deslizamiento^[20].

5.2.5 Análisis Metalográfico.

Antes de hacer el análisis metalográfico de los bloques de prueba, se midieron la longitud y el ancho promedio de las huellas de desgaste, para ello se empleo un estereoscopio y un analizador de imágenes (marca Leica, modelo Quantimet Q520). Posteriormente se cortaron los bloques en forma transversal, de manera que se abarcara a las marcas de desgaste de las cuatro caras. Enseguida se encapsularon y pulieron las muestras. En la figura 5-16 se observa la forma como quedaron las muestras después del encapsulado.

Ya pulidas las muestras, se atacaron con Nital al 10% durante 30 segundos. Con este ataque se revelan la matriz y los carburos, generándose el contraste adecuado entre estas dos fases, con lo que se facilita su detección al momento de realizar mediciones en el analizador de imágenes.

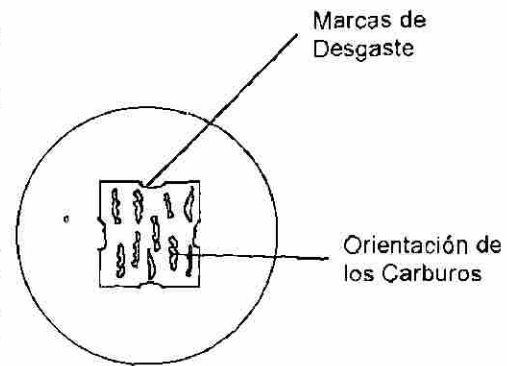


Figura 5-16 Muestra metalográfica.

Después de haber sido preparadas las muestras se hicieron las mediciones del área parcial y el perímetro de los carburos. Con ayuda del microscopio óptico y del analizador de imágenes, se determinó hacer un barrido sobre toda la muestra, en forma aleatoria. Primeramente se digitaliza una imagen a una resolución de 640 x 480 píxeles, de la zona que se desea medir, en nuestro caso fue un área de 56532.6 μm^2 . Después se hace la detección de la fase que se quiere cuantificar, para posteriormente hacer la medición. Se inició en la parte superior izquierda con la primera zona, siguiendo la ruta que se ilustra en la figura 5-17.

Los desplazamientos fueron de 2500 μm tanto en dirección x como en dirección y. Con este procedimiento se obtienen datos de toda la superficie de la muestra. La magnificación a la cual fueron hechas las mediciones fue de 200x con el fin de tener un tamaño de carburo que facilite la detección y además porque a una menor magnificación la medición se vuelve menos precisa pues se dificulta la detección de segundas fases, en nuestro caso los carburos. El factor de calibración para 200x es de 0.479 micrones por píxel.

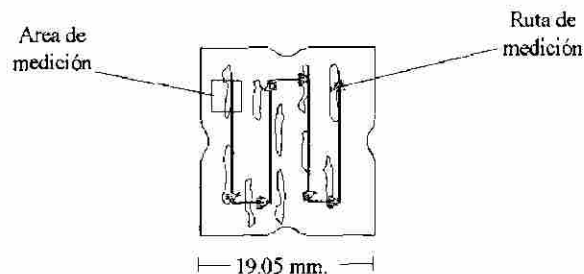


Figura 5-17 Área y ruta de medición.

Los parámetros mas importantes que se obtienen de cada una de las áreas medidas son^[36]:

Área: Es el número total de pixeles detectados dentro del marco de medición, en este caso los carburos.

Perímetro: Es la longitud total de la frontera de la imagen detectada.

Partículas: El número total de partículas detectadas dentro del marco de medición.

Fracción de Área: Es el porcentaje de área que se está detectando con respecto al total del área del marco de medición.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

®

CAPITULO 6

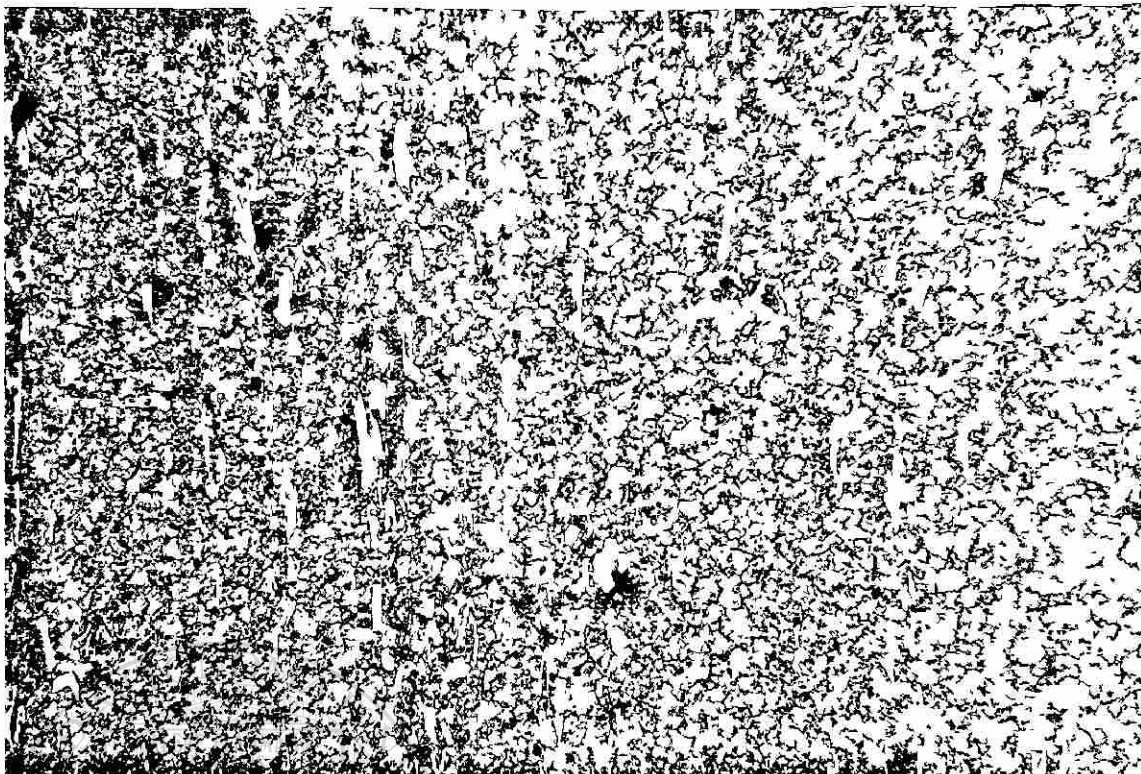
RESULTADOS

6.1 INTRODUCCION.

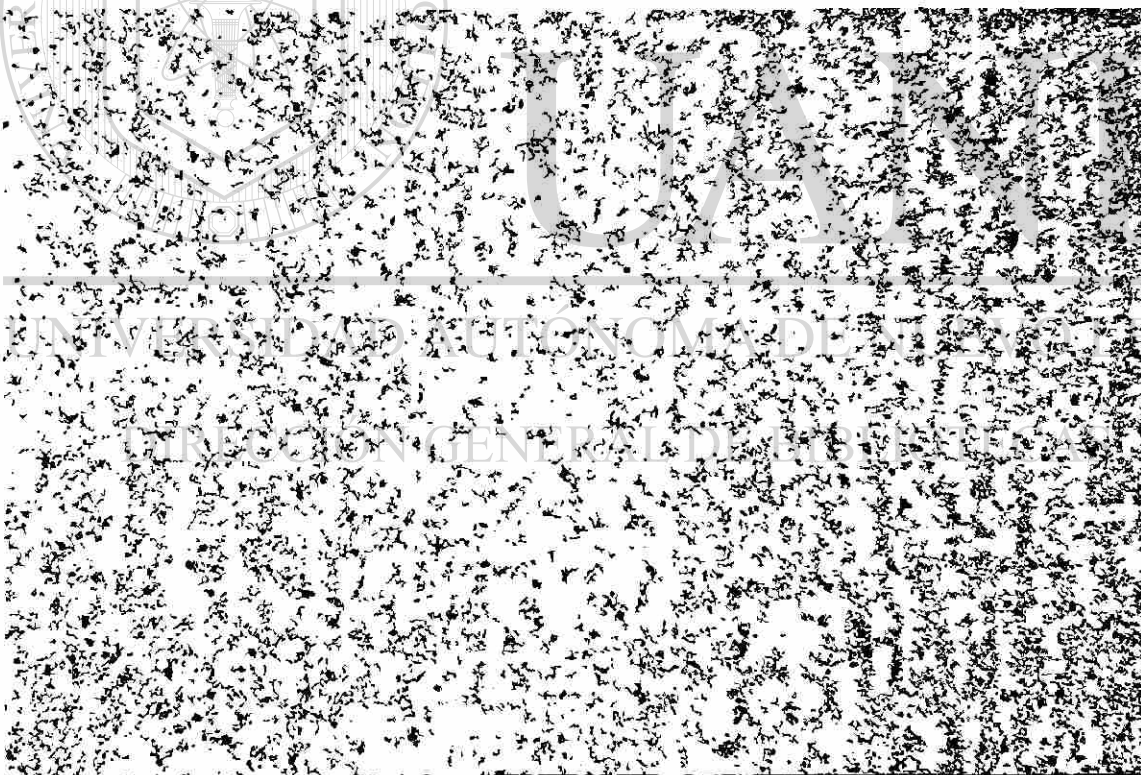
En este capítulo se presentarán los resultados obtenidos de todos aquellos parámetros que se plantearon como parte de las hipótesis en la metodología experimental, tales como la microestructura obtenida en los tratamientos térmicos, las pruebas de desgaste, los coeficientes de desgaste K y los esfuerzos mecánicos de contacto. También se incluirán las imágenes de una capa blanca que aparece impredeciblemente en la superficie de contacto, en algunas de las pruebas. Con el fin de investigar el origen, térmico o mecánico de esta capa blanca, se incluirán los valores estimados de las temperaturas pico de contacto según el método de Archard^[3].

6.2 TRATAMIENTOS TERMICOS.

Los tratamientos térmicos aplicados fueron temple y doble revenido a las temperaturas que se indican en la Tabla 5-2 y fueron efectuados en un horno al vacío. La microestructura resultante consiste de una matriz de martensita revenida y carburos del tipo $(CrFe)_7C_3$. La figura 6-1a muestra una superficie paralela a la dirección de laminación del acero D2. (Ver figura 5-2 para la orientación de los carburos). Se puede apreciar que los carburos primarios se encuentran distribuidos en bandas semiaisladas, que dejan partes de la matriz, libres de carburos primarios. Las bandas siguen la dirección de laminación.



(a)

50 μ m

(b)

50 μ m

Figura 6-1 En la figura (a) se muestra una sección con carburos orientados paralelamente a la dirección de laminación del acero D2, mientras que (b) es un corte transversal de la misma muestra. Figura (a) Bloque 6 Cara 2. Figura (b) Bloque 5 Cara 1.

La figura 6-1b muestra una sección transversal a la dirección de laminación la cual muestra una distribución mucho mas homogénea de carburos sobre toda la superficie. El área parcial que ocupan los carburos en ambas orientaciones es reportada en la sección 6.6. Las durezas obtenidas después de los tratamientos térmicos se reportan en la Tabla 6-1.

Tabla 6-1 Durezas obtenidas después de los tratamientos térmicos HRC (HV)

Bloque No	Temp. Aust (°C)	Temp. Rev. (°C)	Cara 1 ⊥	Cara 2 	Cara 3 ⊥	Cara 4
1	1000	450	58 (653)	58.6 (666)	58.4 (661)	57.4 (641)
2	1000	500	59.6 (688)	59 (674)	59.2 (679)	59.2 (679)
3	1030	450	58.1 (655)	58 (653)	57.9 (651)	57.6 (645)
4	1030	500	59.5 (685)	59 (674)	59.3 (681)	59.1 (676)
5	1060	450	57 (633)	56.4 (621)	56.1 (615)	56.3 (619)
6	1060	500	57.6 (645)	56.9 (631)	57 (633)	57 (633)

Carburos perpendiculares ⊥

Carburos paralelos ||

6.3 PRUEBAS DE DESGASTE.

De las nueve pruebas de desgaste realizadas a las caras con carburos perpendiculares, todas presentaron desgaste bajo, mientras que en las caras con carburos paralelos de doce pruebas efectuadas, siete presentaron desgaste alto, tres presentaron desgaste intermedio y dos desgaste bajo. En las figuras 6-2a y 6-2b se muestran las marcas típicas de desgaste captadas por el estereoscopio y el analizador de imágenes. Por otra parte en las figuras 6-3a y 6-3b se muestran secciones de las mismas marcas de desgaste bajo y alto respectivamente, vistas en el microscopio electrónico de barrido. Según 6-2a y 6-3a el desgaste bajo que se muestra es un rayado ligero y de tipo oxidativo. Por otra parte 6-2b y 6-3b muestran un desgaste severo caracterizado por adhesión y abrasión.

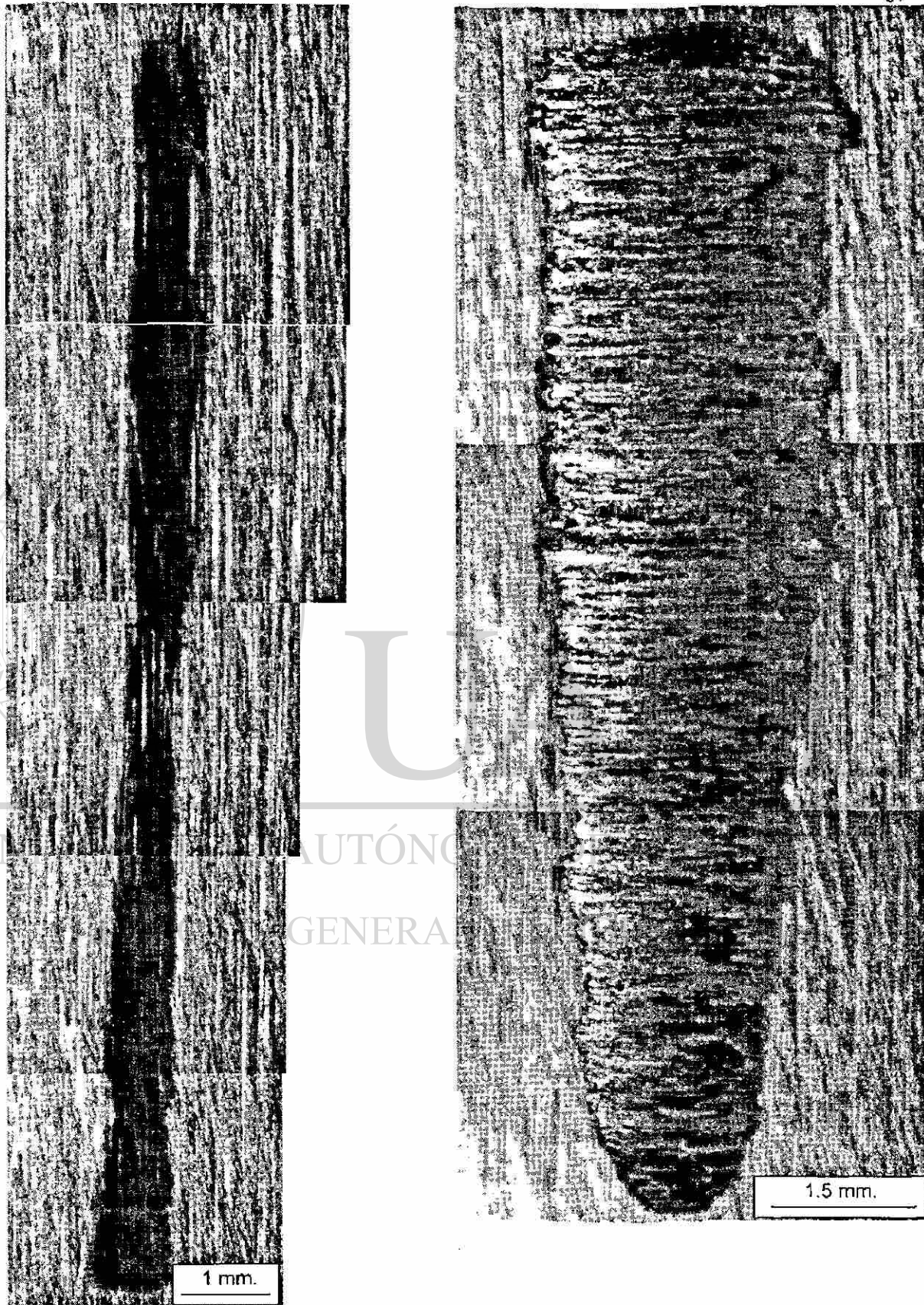


Figura 6-2 Imágenes de las marcas de desgaste (a) muestra la marca de desgaste bajo, bloque 4 cara 1 y (b) muestra la de desgaste alto, bloque 5 cara 4.

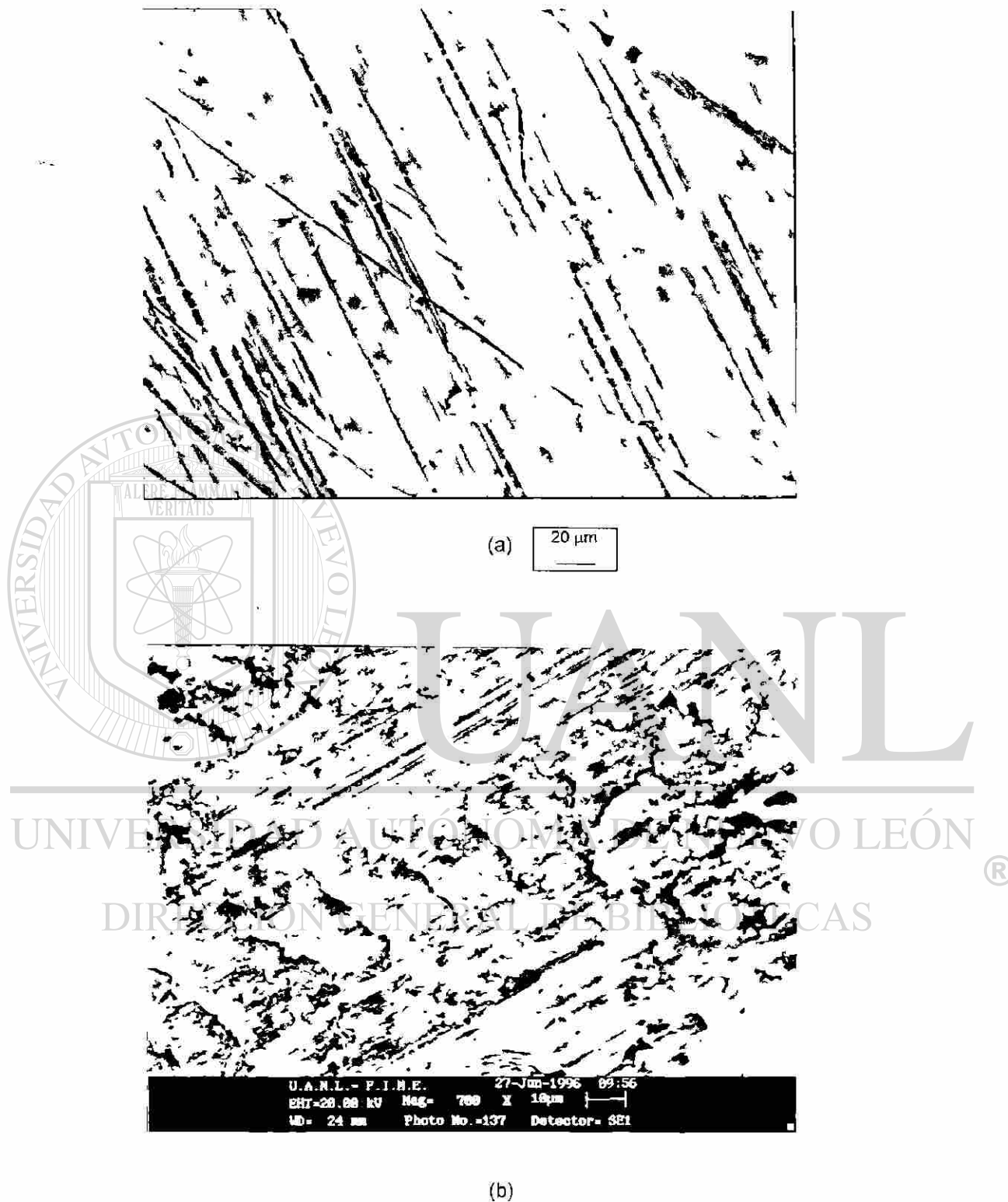


Figura 6-3 Imágenes de microscopía electrónica de barrido de las marcas de desgaste (a) muestra el desgaste bajo tipo oxidativo (387x), correspondiente al bloque 3 cara 1 y (b) muestra el desgaste alto tipo adhesivo (700x), correspondiente al bloque 6 cara 2.

6.4 ANALISIS DE DATOS.

Los cálculos de fuerza y coeficiente de fricción, desgaste y coeficientes de desgaste fueron realizados con las ecuaciones propuestas en el capítulo 5. En la Tabla 6-2 se muestran los valores de la fuerza de fricción para cada una de las pruebas. Además en la Tabla 6-3 se muestran los valores de los coeficientes de fricción. Es importante aclarar que para las caras de desgaste alto los valores de fuerza y coeficiente de fricción corresponden a la última lectura, antes de que la capa de lubricante rompiera.

Los valores de desgaste como pérdida de volumen por unidad de distancia deslizada (mm^3/m), se muestran en la Tabla 6-4. Además estos valores fueron graficados contra la dureza Rockwell C de cada una de las caras según se muestra en la figura 6-4. Como vemos en la Tabla 6-4 y en la figura 6-4 los puntos de bajo desgaste que corresponden a las caras perpendiculares no exceden los $4.27 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{m}$, mientras que los de alto desgaste que corresponden a las caras paralelas son de casi dos ordenes de magnitud mayor, con las excepciones antes mencionadas.

Tabla 6-2 Valores de Fuerza de Fricción

Fuerza de Fricción (N)						
CARA	BLOQUE 1	BLOQUE 2	BLOQUE 3	BLOQUE 4	BLOQUE 5	BLOQUE 6
1 \perp	P.E.	P.E.	88.74	96.35	84.07	90.29
2 \parallel	N.D.	96.68	84.07	100.89	90.71	84.07
3 \perp	96.68	88.27	92.48	N.D.	92.84	90.80
4 \parallel	84.07	N.D.	N.D.	N.D.	85	84.07

P.E.: Prueba exploratoria. Valores sin determinar N.D.: No disponible

Carburos Perpendiculares \perp Carburos Paralelos \parallel

Tabla 6-3 Valores de Coeficiente de Fricción

Coeficiente de Fricción						
CARA	BLOQUE 1	BLOQUE 2	BLOQUE 3	BLOQUE 4	BLOQUE 5	BLOQUE 6
1 \perp	P.E.	P.E.	0.0642	0.070	0.061	0.065
2 \parallel	N.D.	0.070	0.061	0.073	0.066	0.063
3 \perp	0.070	0.064	0.067	N.D.	0.067	0.066
4 \parallel	0.061	N.D.	N.D.	N.D.	0.061	0.061

P.E.: Prueba exploratoria. Valores sin determinar N.D.: No disponible
 Carbuos Perpendiculares \perp Carbuos Paralelos \parallel
 Para las condiciones de cada cara, ver tabla 6-1.

Tabla 6-4 Valores de dureza y desgaste en cada probeta. Las unidades de dureza son HRC mientras que las de desgaste son mm^3/m .

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	6.16×10^{-3}	58.4	8.76×10^{-6}	57.4	1.33×10^{-5}
2	59.6	P.E.	59	7.41×10^{-4}	59.2	4.27×10^{-5}	59.2	2.18×10^{-2}
3	58.1	9.47×10^{-6}	58	6.64×10^{-2}	57.9	1.79×10^{-5}	57.6	3.34×10^{-2}
4	59.5	1.88×10^{-5}	59	1.27×10^{-3}	59.3	N.D.	59.1	2.27×10^{-2}
5	57	1.44×10^{-5}	56.4	1.83×10^{-5}	56.1	1.70×10^{-5}	56.3	2.39×10^{-2}
6	57.6	1.59×10^{-5}	56.9	5.04×10^{-2}	57	1.97×10^{-5}	57	3.27×10^{-2}

P.E.: Prueba exploratoria. Valores sin determinar N.D.: No disponible
 Carbuos Perpendiculares \perp Carbuos Paralelos \parallel
 Para las condiciones de cada cara, ver tabla 6-1.

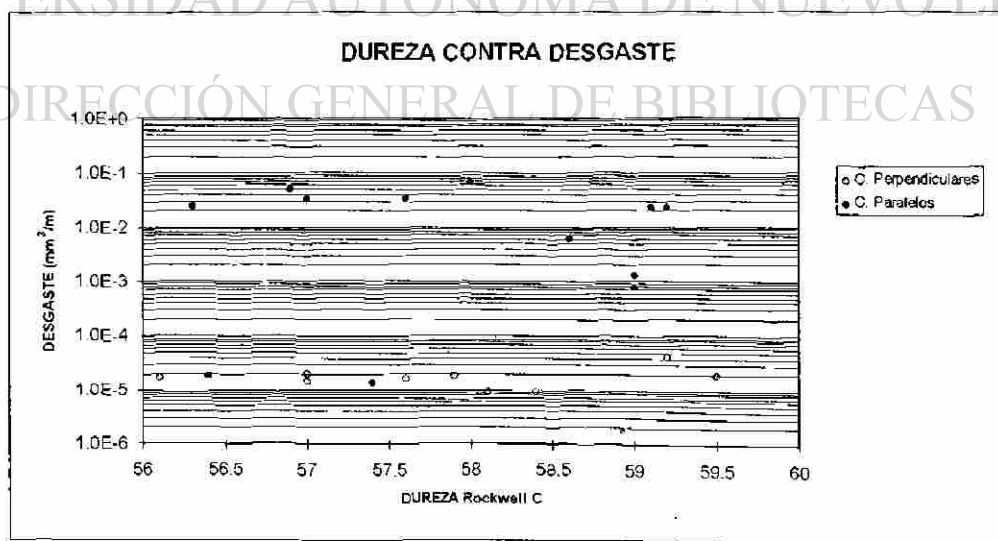








Figura 6-4 Resultados de dureza contra desgaste.

Por otra parte en la Tabla 6-5 se muestran los valores del coeficiente de desgaste (K), según la ecuación de Archard^[22] y calculados para todas las pruebas. Se muestra que los valores obtenidos para las caras paralelas son mayores que los obtenidos para las caras perpendiculares y de aproximadamente cuatro ordenes de magnitud mayor. Los valores típicos de K reportados en la literatura oscilan entre (10^{-2} a 10^{-7})^[21].

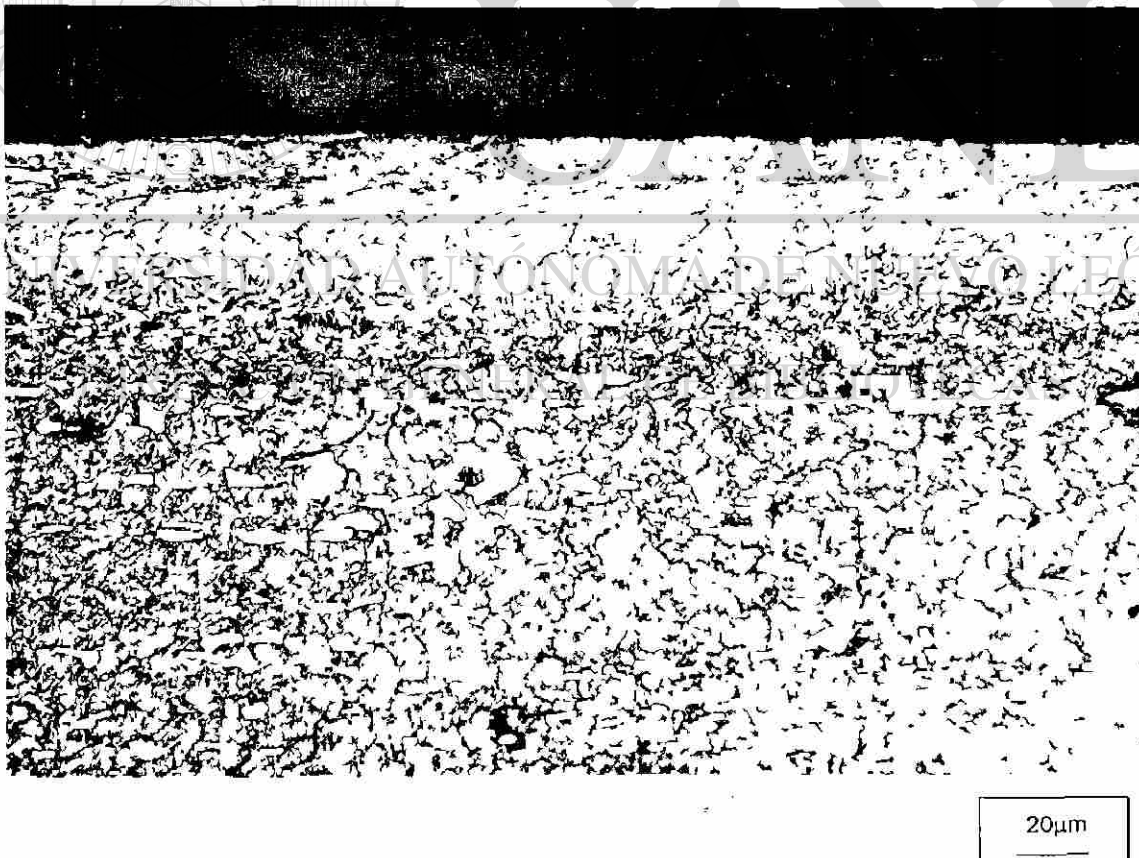
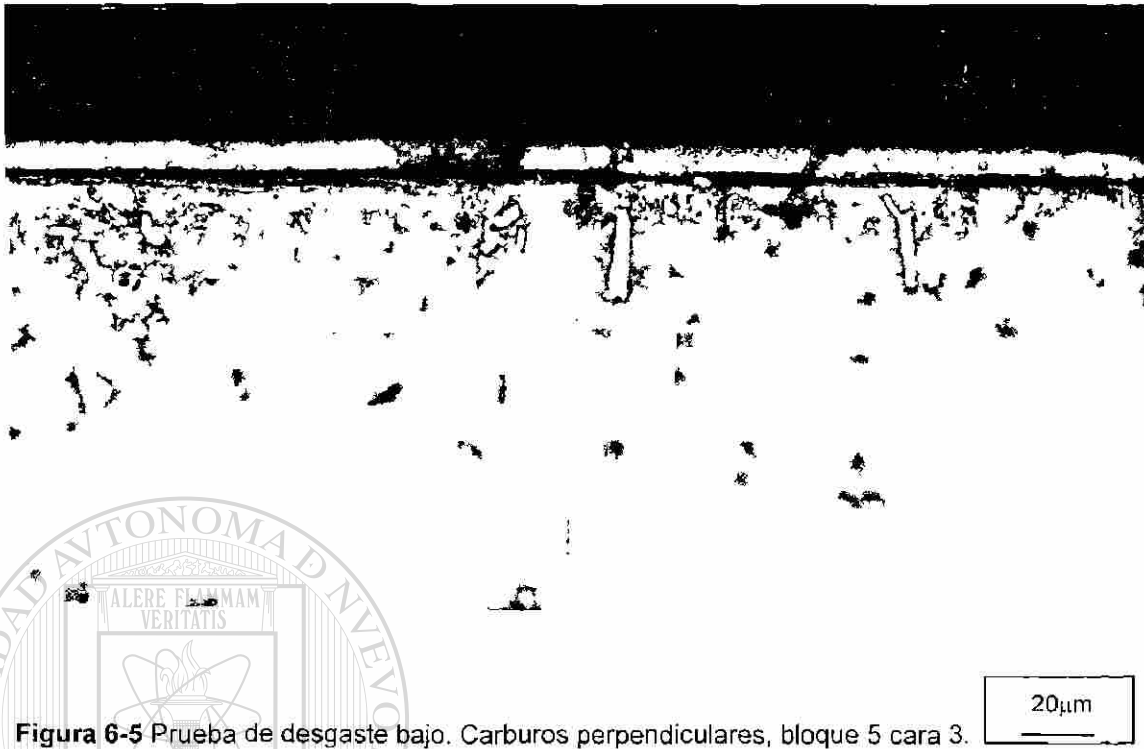
Tabla 6-5 Valores de Coeficiente de Desgaste

Coeficientes de Desgaste						
CARA	BLOQUE 1	BLOQUE 2	BLOQUE 3	BLOQUE 4	BLOQUE 5	BLOQUE 6
1 	P.E.	P.E.	4.58×10^{-6}	9.44×10^{-8}	6.69×10^{-8}	7.51×10^{-8}
2 	3.39×10^{-5}	3.66×10^{-6}	3.18×10^{-4}	6.30×10^{-5}	8.41×10^{-8}	2.33×10^{-4}
3 	4.26×10^{-8}	2.13×10^{-7}	8.57×10^{-8}	N.D.	7.67×10^{-8}	9.18×10^{-8}
4 	6.25×10^{-8}	1.22×10^{-4}	1.58×10^{-4}	1.12×10^{-4}	1.09×10^{-4}	1.52×10^{-4}

Carburos Perpendiculares  Carburos Paralelos 

6.5 ESFUERZOS MECANICOS DE CONTACTO.

El efecto producido por el esfuerzo normal de contacto y el esfuerzo cizallante en la superficie de prueba, se muestra en las figuras 6-5 y 6-6. En la figura 6-5 se aprecia que en las caras con carburos perpendiculares existe muy poca o despreciable deformación plástica de la capa superficial ó sub-superficial. En la figura 6-6 vemos como las capas superficiales y sub-superficiales fueron deformadas plásticamente a causa de los esfuerzos producidos por el deslizamiento, la profundidad de la capa deformada es de hasta 60 μm .



6.6 ANALISIS METALOGRAFICO.

El área total, área parcial y el perímetro de los carburos, tanto en las caras perpendiculares como en las caras paralelas, se midieron en un microscopio óptico a 200 aumentos y con ayuda de un analizador de imágenes. Se realizaron 16 mediciones en cada una de las caras. En la Tabla 6-6, se reportan los valores promedio del acumulado de cada cara medida. Como puede observarse, no se encuentra una diferencia notoria en la magnitud del área total, perímetro y porcentaje de área entre las caras de los carburos perpendiculares y paralelas.

Tabla 6-6 Mediciones de área y perímetro de los carburos.

Área y Perímetro de carburos						
T.Térmico	Cara Perpendicular			Cara Paralelas		
	Area (μm^2)	Perímetro (μm)	% Área	Area (μm^2)	Perímetro (μm)	% Área
1000°C	48209 (848)	48952 (696)	5.3 (1.51)	52932 (877)	53058 (911)	5.9 (1.55)
1030°C	55717 (616)	51817 (509)	6.2 (1.09)	51108 (1080)	43363 (853)	5.5 (1.92)
1060°C	52262 (953)	51961 (788)	5.8 (1.70)	67452 (1424)	46396 (801)	7.5 (2.53)

Valores de desviación estandar se indican entre los paréntesis.

La inspección metalográfica después de las pruebas de desgaste, consistió de un corte transversal de los bloques de prueba, en el cual se incluían las marcas de desgaste de las cuatro caras ver figura 5-8. La figura 6-5 muestra la zona en donde se llevó a cabo la prueba de desgaste, se observa que los carburos están en dirección perpendicular a la de deslizamiento y que no existe daño apreciable en la superficie de la muestra. Esta es la superficie de una muestra que presentó bajo desgaste. La figura 6-7 muestra la zona en donde se llevo a cabo la prueba de desgaste para una cara cuyos carburos se encuentran en dirección paralela al deslizamiento de la taza. Podemos ver el daño que sufrió la superficie, la pérdida de material y la deformación en la superficie y la sub-superficie bajo la zona desgastada.

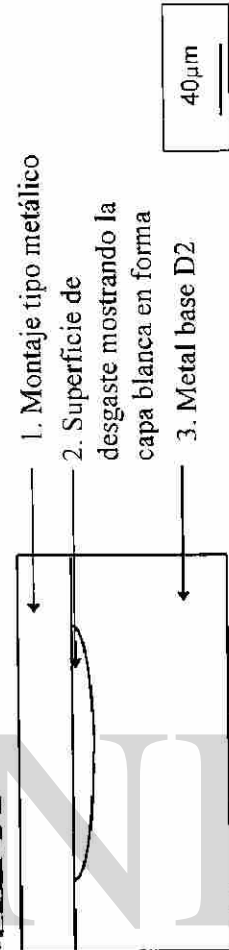
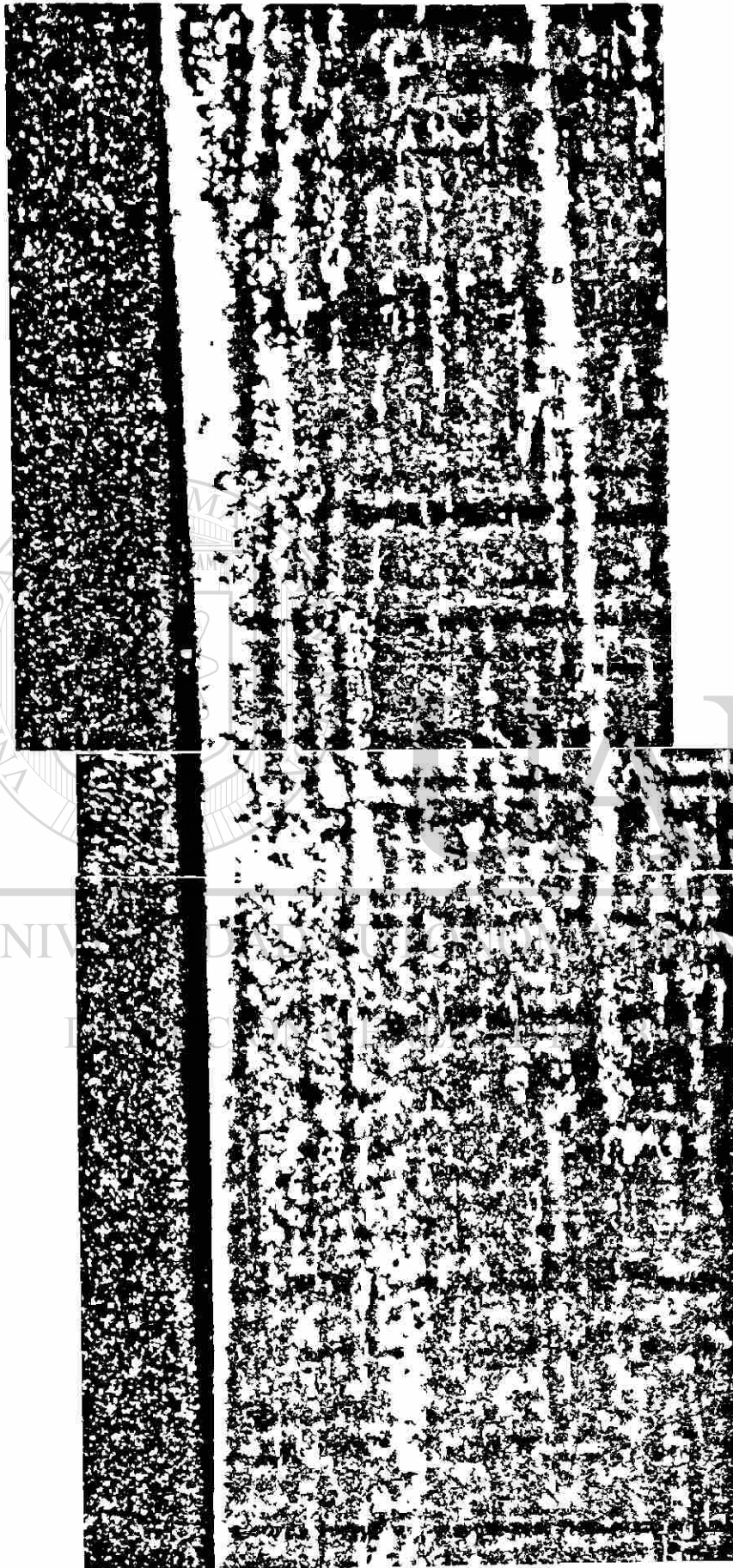


Figura 6-7 Prueba de desgaste alto, en una cara con carburos paralelos. Además se observa la capa blanca que aparece bajo la zona de contacto, bloque 3 cara 4.

Además bajo toda esta zona, hay una capa blanca que no sufre ataque químico y que se extiende hasta aproximadamente 60 μm de profundidad.

La formación de la capa blanca es un fenómeno que ha sido observado en muchas superficies de desgaste, pero hasta la fecha no ha sido aclarado el mecanismo real. Esta capa blanca se forma básicamente en condiciones de deslizamiento entre dos superficies sólidas las cuales carecen de lubricación. Su primera manifestación fue en la superficie de cables metálicos de acero, que durante su servicio, debido a la fricción, se calentaba la superficie, produciéndose una estructura austenítica que es templada por las subcapas del material^[37]. Posteriormente se encontró en la mayoría de los aceros y bajo condiciones similares. Hasta la fecha se cree que los dos principales mecanismos de formación de la capa blanca son^[38]:

1. La transformación de fase a altas temperaturas.
2. La transformación a baja temperatura por esfuerzos mecánicos cizallantes.

La formación de la capa blanca es un fenómeno impredecible y por lo tanto no formó parte de los objetivos planteados al inicio de este trabajo. Se sabe que la capa blanca se forma bajo deslizamiento y sin lubricación. El hecho de que en el presente trabajo sólo se encontró la capa blanca en la probetas que muestran alto desgaste y con rompimiento de la capa de lubricación, demuestra lo anterior. A pesar de la poca información acerca del mecanismo exacto de la formación de este tipo de capas, los parámetros de las pruebas realizadas aquí nos permiten discernir sobre sus mecanismos de formación, esperando así contribuir en su estudio.

Tanto la figura 6-6 como la 6-7 muestran ejemplos de la capa blanca. En la figura 6-7 se aprecian las dimensiones y el perfil de la profundidad de dicha capa, la cual sigue el contorno del ancho de la huella de desgaste, y una

profundidad de aproximadamente $60\ \mu\text{m}$. En la figura 6-6 se observa que la mayoría de los carburos primarios (aquellos de diámetro promedio aproximado de $5\ \text{a}\ 20\ \mu\text{m}$) no están presentes en la capa blanca. Sin embargo existe un número de carburos primarios tipo globular con radios promedio de $1\ \text{a}\ 1.5\ \mu\text{m}$. La disminución de la cantidad de carburos primarios puede explicarse al incremento de la temperatura en la superficie y subsuperficie de contacto.

Las mediciones de temperatura durante el contacto mecánico entre asperezas, es algo difícil de realizar al momento de llevar a cabo las pruebas. Originalmente la teoría de la temperatura pico fue desarrollada por Blok en 1937 y posteriormente fue retomada por Jaeger en 1944 y por J. F. Archard en 1958. Esta teoría proporciona las fórmulas para el cálculo de las temperaturas pico, para varios intervalos de velocidad y geometrías de contacto^[17].

Para nuestro caso, la geometría de contacto inicial entre la taza y el bloque es una línea, que al momento de recibir la carga se convierte en un rectángulo, tal y como se muestra en la figura 6-8.

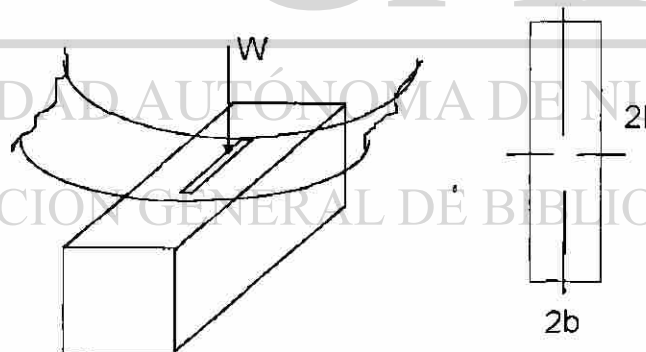


Figura 6-8 Geometría de contacto.

De acuerdo a esta teoría, la temperatura pico, es la elevación de temperatura sobre la temperatura de los sólidos en contacto, debido a la fricción producida durante el deslizamiento^[17]. Para el cálculo de la temperatura pico de las tazas se empleó la siguiente ecuación^[17]:

$$T_{fmax} = 0.399 \frac{\mu W |U_A - U_B|}{Kl} \left(\frac{\chi}{Ub} \right)^{0.5} \quad (19)$$

Donde :

T_{fmax} = Temperatura pico máxima (°C)

μ = Coeficiente de fricción

W = Carga normal (N)

U_A = Velocidad de la superficie del cuerpo A (m/seg)

U_B = Velocidad de la superficie del cuerpo B (m/seg)

K = Conductividad térmica (W/m°K)

l = La mitad de la longitud del rectángulo de contacto (m)

χ = Difusividad térmica $\chi = K/\rho C_p$ (m²/seg)

U = Velocidad del sólido A ó B (m/seg)

b = La mitad del ancho del rectángulo de contacto (m)

Por otra parte para el caso del bloque, que se encuentra en estado estacionario, el cálculo de temperatura de pico se realizó con la siguiente ecuación^[39]:

$$T_{fmax} = \frac{Q}{\sqrt{\pi} L K} \quad (20)$$

Donde:

$$Q = \mu W |U_A - U_B|$$

L = Longitud de la marca de desgaste (m)

Los otros parámetros son igual que para el caso de la taza. Durante los cálculos de las temperaturas para las marcas de desgaste alto se utilizó un coeficiente de fricción de 0.49 tomado de la literatura^[40] pues los valores calculados durante la prueba eran para la última de las mediciones cuando la película de lubricante aun no rompía. Sin embargo si tomamos este último valor se cometería un error pues en el desgaste alto el contacto era pleno entre los

metales, debido a que ya no había lubricación. Los valores empleados de las propiedades del material como son la conductividad y la difusividad entre otros se muestran en la Tabla 6-7.

Tabla 6-7. Propiedades de los aceros utilizados.

ACERO	K (W/m ² K)	ρ (Kg/m ³)	Cp (J/Kg ² K)	χ (m ² /seg)
52100 (TAZA)	44.8	7700	452	1.287X10 ⁻⁵
D2 (BLOQUE)	21.908	7700	477.69	5.956X10 ⁻⁶

En la Tabla 6-8 se muestran los resultados de los valores de temperatura pico estimados tanto para el bloque como para la taza, en cada una de las pruebas de desgaste. Vemos como las temperaturas de la taza alcanzan valores de hasta 210°C, mientras que la elevación de temperatura en el bloque es mayor, alcanzando hasta más de 3000°C. Sin embargo hay que hacer notar que esta es una temperatura pico restringida a las microasperezas de contacto.

Tabla 6-8 Valores de las temperaturas pico estimadas para la taza y el bloque.

TEMPERATURAS DE PICO (°C)								
Bloque No	CARA 1		CARA 2		CARA 3		CARA 4	
	Taza	Bloque	Taza	Bloque	Taza	Bloque	Taza	Bloque
1	100.11	2669.67	96.52	2682.05	42.84	431.13	37.40	372.46
2	202.64	3509.18	211.26	3792.98	34.74	364.10	172.63	3031.07
3	41.75	393.69	142.57	2941.17	36.94	382.70	180.49	3402.52
4	38.25	399.84	144.73	2904.25	N.P.	N.P.	190.32	3356.46
5	36.22	364.60	37.54	393.49	38.73	400.46	122.60	2657.41
6	38.52	395.18	148.76	2928.76	36.39	384.75	165.05	3044.36

N.P.: No se efectuó prueba sobre esa cara.

Posteriormente se realizó un análisis de dureza de la capa blanca, ya que se encontró en la literatura la referencia de que dicha capa alcanza durezas muy altas. En la figura 6-9 se observa el perfil de dureza para algunas

de las capas encontradas en las pruebas de desgaste. Efectivamente se encontró que es una zona de muy alta dureza, podemos ver que en las figuras 6-9 a) a 6-9 e) el perfil comienza en general en una alta dureza de alrededor de 1100 a 1200 HV, seguido de una disminución a una profundidad de entre 40 y 60 micrones, siendo esta profundidad el límite metalográficamente observado, de la capa blanca. Finalmente se manifiesta un ligero incremento en la dureza, para que después tienda a mantenerse constante. En la figura 6-9 f) se muestran superpuestas las primeras 5 gráficas para comparar el comportamiento de la dureza.

El microscopio electrónico de barrido (MEB) fue utilizado para estudiar la capa blanca. Se comprobó que dentro de su microestructura existen carburos esferoidales muy finos, como se muestra en la figura 6-7. Además se encontraron sobre la superficie pequeñas protuberancias, que tienen el aspecto de ser gotas del material. Esto se muestra en las figuras 6-10 y 6-11.

La apariencia que tienen estas protuberancias es de material que durante el contacto taza bloque fue fundido y que se enfrió inmediatamente por el efecto masa de la pieza, por lo que quedó solidificado con esta morfología. Se analizaron dos de las protuberancias encontradas con el Espectrómetro por Dispersión de Energía (EDS), con el fin de caracterizar que elementos estaban presentes en estas protuberancias. Los resultados obtenidos para las protuberancias se muestran en las figuras 6-12 y 6-13. Se encontró que los elementos que contienen son Fe, Cr, C y O principalmente.

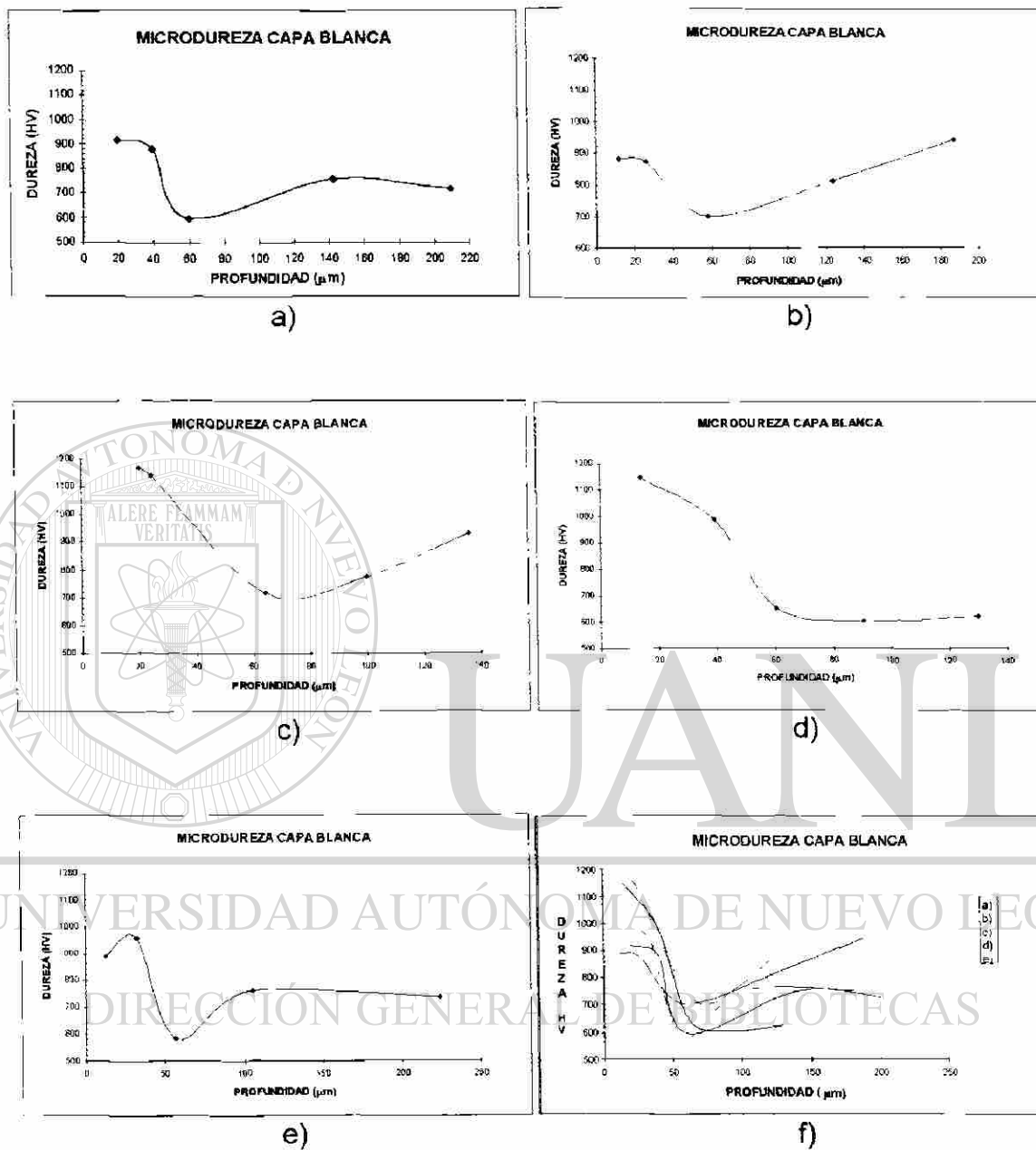


Figura 6-9 Microdureza de la capa blanca. Gráfica a) bloque 1 cara 1, b) bloque 2 cara 1, c) bloque 4 cara 4, d) bloque 5 cara 4, e) bloque 6 cara 4, f) las primeras 5 superpuestas.

La figura 6-14 muestra un espectro obtenido para el acero D2. Sabemos que este análisis no es cuantitativo, pero por medio de la cantidad de ciclos por segundo (cps) de cada uno de los picos nos podemos dar una idea de la relación de Fe:Cr que existe en el material. Esta relación es alrededor de 2:1 para un análisis de zona del acero D2, mientras que en los espectros 6-12 y 6-13 que corresponden a las protuberancias, la relación Fe:Cr para los dos casos es aproximadamente de 9:1. Las relaciones anteriores muestran que durante la fusión y solidificación de las asperezas de la capa superficial del bloque se está presentando un empobrecimiento de cromo contenido en la matriz y en los carburos presentes en esta zona. Por otra parte en los espectros de las protuberancias (figuras 6-12 y 6-13), se presenta un enriquecimiento de carbono a consecuencia del efecto difusivo de este elemento a elevadas temperaturas; así como también la presencia de oxígeno por el proceso oxidativo natural a altas temperaturas. Al incrementar la temperatura y llegar al punto de fusión se rompe el carburo de cromo, hierro y carbono, el cromo tiene una mayor afinidad por el oxígeno que los otros elementos por lo cual existe un enriquecimiento de Fe y C.

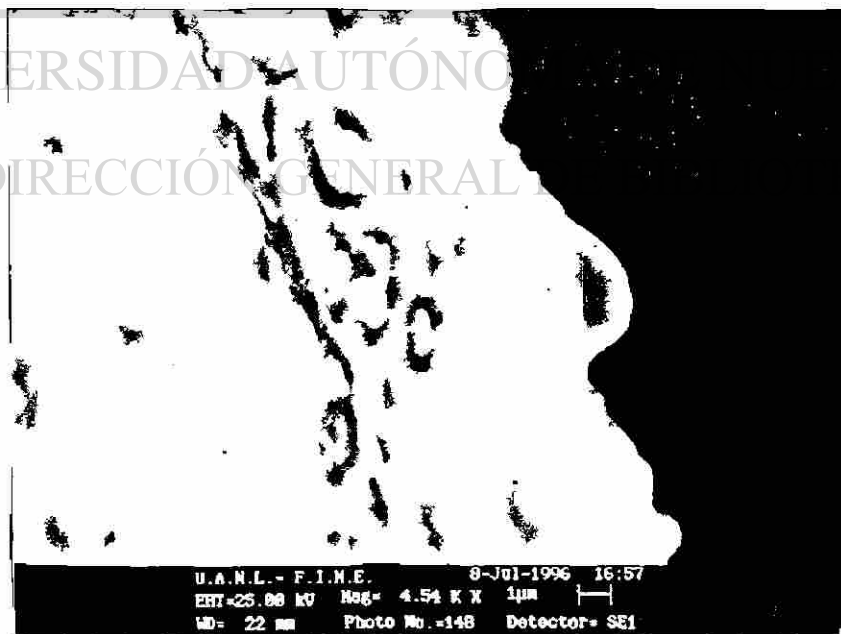


Figura 6-10 Protuberancia superficial en la capa blanca.

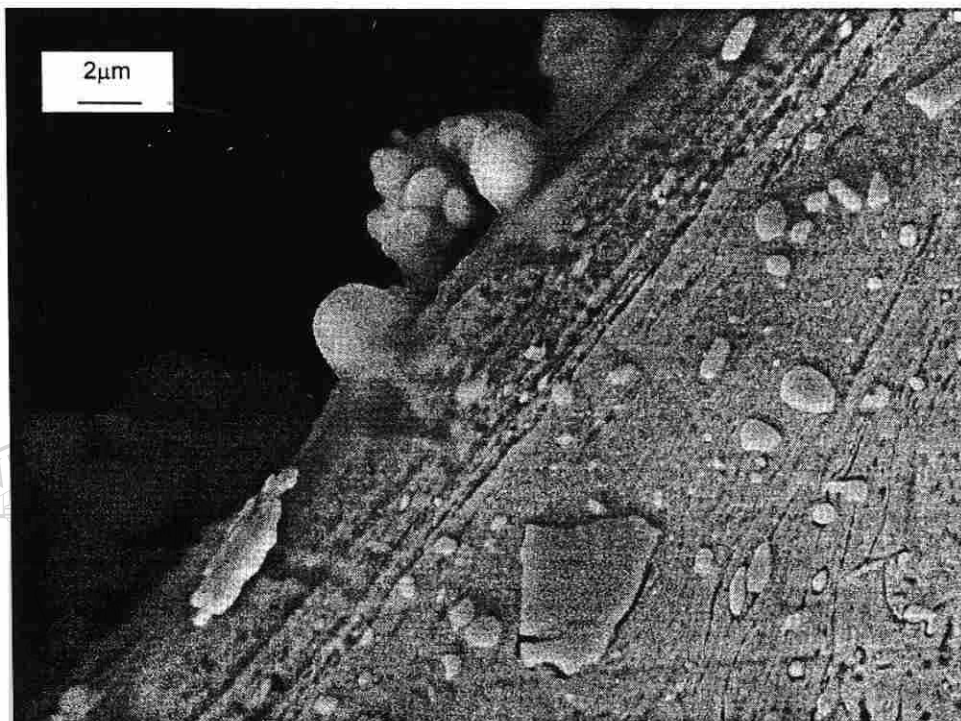


Figura 6-11 Protuberancia superficial en la capa blanca.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Operator : F.I.M.E.-U.A.N.L.

Client : narq

Job : Job number 24

beilby1 (7/8/96 15:59)

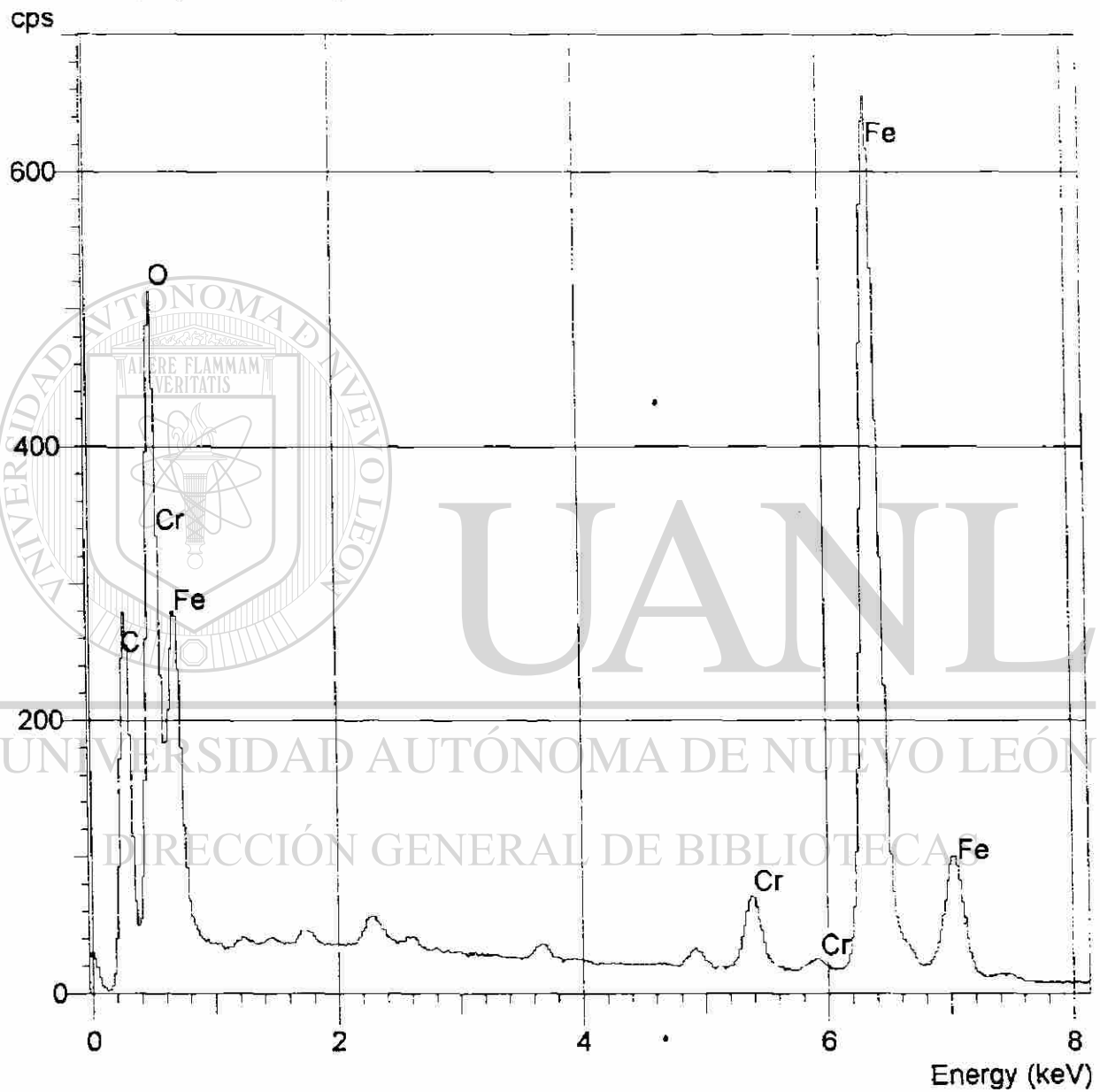


Figura 6-12 Espectro de EDS para una protuberancia. Elementos presentes Fe, Cr, C y O.

Operator : F.I.M.E.-U.A.N.L.

Client : narq

Job : Job number 24

beilby2 (7/8/96 16:39)



Figura 6-13 Espectro de EDS para una protuberancia. Elementos presentes Fe, Cr, C y O.

Operator : F.I.M.E.-U.A.N.L.
Client : narq
Job : Job number 24
acero d2 con carburos prim. (7/1/96 17:00)

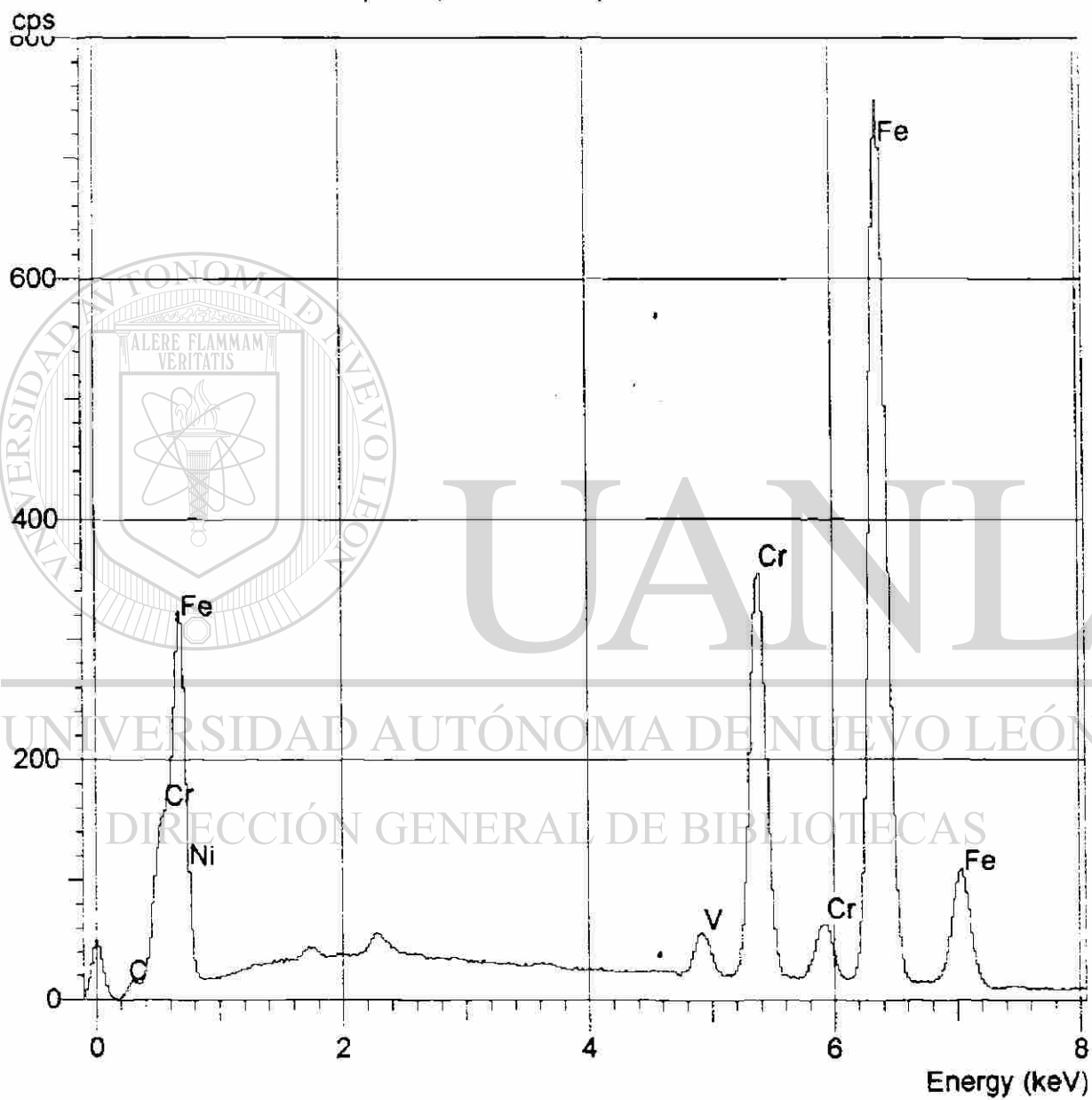


Figura 6-14 Espectro de EDS para acero D2.

CAPITULO 7

DISCUSION

7.1 INTRODUCCION.

En este capítulo se analizarán y discutirán los resultados obtenidos durante las pruebas de desgaste, además se incluirá la discusión referente a los resultados obtenidos de fuerza y coeficiente de fricción, coeficientes de desgaste y esfuerzos mecánicos. Las imágenes y resultados que forman parte de la capa blanca también serán discutidos en este capítulo.

7.2 TRATAMIENTOS TERMICOS.

Como puede verse en Tabla 5-2 las temperaturas de austenización utilizadas en los tratamientos térmicos son de 1000°C, 1030°C y 1060°C. En la figura 5-9 se presenta la sección isotérmica a 1000°C del diagrama Fe-Cr-C. A estas temperaturas y para la composición química del acero D2 (tabla 5-1) las fases presentes consisten de una mezcla de austenita mas carburos del tipo $(CrFe)_7C_3$. Al efectuar el temple de este acero la austenita transformará a martensita mas algunas trazas de la austenita retenida. Los carburos $(CrFe)_7C_3$ presentes a temperaturas de austenización seguirán presentes después del temple. Durante el revenido, la martensita libera sus esfuerzos, produciéndose así la martensita revenida, además parte de la austenita retenida transformará a martensita.

Algunos carburos secundarios pueden llegar a nuclear en el revenido, lo que ayudará a retardar el ablandamiento del material, tal y como se muestra en la figura 3-5. Por lo anterior, la estructura esperada después del tratamiento térmico es una mezcla de carburos $(CrFe)_7C_3$ y carburos secundarios, en una matriz de martensita revenida. Las figuras 6-1a y 6-1b muestran que efectivamente se lograron estas microestructuras.

El uso de diferentes temperaturas de austenización (1000, 1030 y 1060°C) fue con el propósito de lograr una mayor solución de carburos primarios en la austenita a la temperatura más alta (1060°C) con respecto a la temperatura más baja (1000°C). Sin embargo, en el análisis metalográfico realizado no se encontró una diferencia notoria en el porcentaje de carburos presentes en la muestra después del temple y revenido, ver Tabla 6-6. La explicación a lo anterior es que las temperaturas de austenización debieron haber sido realizadas en un mayor intervalo para que se notara alguna diferencia en el porcentaje de carburos. Sin embargo el uso de temperaturas más bajas o más altas a las aquí realizadas, están fuera de las temperaturas normales de temple para este tipo de acero, lo cual conduciría a un temple con resultados no satisfactorios, ver figura 3-4.

En las figuras 6-1a y 6-b se observan los granos de martensita revenida y los carburos (partículas blancas). Por otra parte la orientación de la microestructura que se muestra en la figura 6-1a es el resultado del proceso de fabricación de estos aceros. Al solidificar un lingote de acero D2, en el centro del mismo encontraremos una gran cantidad de segregaciones (en este caso carburos). Estas segregaciones serán "resquebrajadas" por el proceso de forja y posteriormente serán alargadas y alineadas en el sentido en que se lleve a cabo la laminación del acero. En cambio en la figura 6-1b la orientación es más homogénea ya que la microestructura en la sección transversal más que estar

sufriendo un alargamiento sufre una compresión, pues la sección transversal del lingote o billet es reducida, por los procesos antes mencionados.

7.3 PRUEBAS DE DESGASTE.

En todos los experimentos de desgaste se obtuvieron dos regímenes de desgaste diferentes e identificables y que aquí definiremos como desgaste bajo y desgaste alto. A pesar de que ya otros autores, tal como J. Archard^[22], han usado una definición similar, es recomendable dar la definición de desgaste bajo y alto para cada sistema tribológico en particular a fin de evitar ambigüedades^[5]. Para este estudio, el desgaste "bajo" se caracterizó por una marca muy delgada de desgaste sobre el bloque de prueba del orden de 0.6 mm. La superficie desgastada del bloque presentó un rayado muy ligero apreciándose también que toda la superficie presenta una coloración más oscura que la superficie original. Lo anterior es indicio de una oxidación en la superficie, lo que coincide con la definición de desgaste "bajo" oxidativo de Archard^[22]. Sobre un análisis visual más detallado de la superficie de desgaste se aprecia desprendimiento de pequeñas partículas "laminadas" de material de aproximadamente 15 μm las cuales están a punto de desprenderse, como parte del deslizamiento y contacto entre las asperezas más altas (fig. 6-3a). Al liberarse estas pequeñas escamas de material (las cuales alcanzarán durezas muy elevadas, debido al tipo de acero y a que han sido deformadas plásticamente) actuarán como material abrasivo que ayudará a la formación de pequeños surcos en el material. Otra característica importante de las pruebas que presentaron desgaste bajo, fue el hecho de que no se detectó rompimiento de la capa de lubricante durante la prueba. Lo que nos indica que el estado de contacto fue de lubricación elastohidrodinámica.

El desgaste “alto” se caracterizó por una marca más gruesa de alrededor de 2.2 mm. La superficie de desgaste se observa brillante, es decir libre de óxidos y con desprendimiento de material metálico, lo cual es típico del desgaste severo de Archard^[22]. Así mismo se observaron partículas metálicas tipo escamas a punto de desprenderse en conjunto con un marcado severo. Las escamas crecen rápidamente a causa del contacto metálico severo entre superficies. Durante este crecimiento, las escamas se endurecen por trabajo mecánico, lo que producirá la fatiga de las capas superficiales del material. La fatiga superficial traerá consigo la aparición de grietas que producirán partículas de desgaste. Por su parte las partículas de desgaste actuarán como partículas abrasivas que se encargarán de rayar la superficie para incrementar el desgaste del sistema (fig. 6-3b). Durante estas pruebas se presentó el contacto pleno entre superficies pues la capa de lubricante rompió durante las pruebas.

7.4 ANALISIS DE DATOS.

El comportamiento de los valores de la fuerza de fricción se muestran en la Tabla 6-2. Podemos notar que independientemente de ser las caras con carburos perpendiculares o paralelos o del tratamiento térmico al que fue sometido la probeta, los valores de fuerza de fricción son uniformes. Durante las pruebas la carga aplicada fue constante y la carga aplicada en el brazo de palanca para determinar la fuerza de fricción, también fue casi constante. Esto nos conduce a que la variación de la fuerza de fricción es casi constante para cada régimen de desgaste. Al momento de romperse la capa de aceite y tener contacto metal - metal, se observara un incremento en la fuerza y coeficiente de fricción aunque no se pudo determinar su magnitud.

En lo que respecta al coeficiente de fricción, cuyos valores se muestran en la Tabla 6-3, el comportamiento es muy similar. Todos los valores oscilan en un intervalo muy pequeño (0.061 a 0.073), lo que los hace prácticamente constantes y que concuerda con la fuerza de fricción. También el comportamiento es independiente de la cara que se esté evaluando.

Es muy importante hacer notar que estos valores corresponden a un estado lubricado, ya que en el momento en que la película de lubricante rompe, no se esta en posibilidades de medir ni la fuerza ni el coeficiente de fricción, por las limitaciones del equipo.

Los valores de la Tabla 6-4 y gráfica 6-4, que representan el desgaste como volumen por unidad de distancia deslizada y la dureza han sido discutidos en detalle por E. Saucedo^[33]. Es importante recordar que el factor dominante en la resistencia al desgaste es la orientación de los carburos.

En la Tabla 6-5 se muestran los valores de las constantes de desgaste (K) para todas las pruebas realizadas. Para las caras de desgaste alto K es de alrededor de tres a cuatro ordenes de magnitud mayor que las de desgaste bajo. Estos valores se encuentran dentro del intervalo de lo que se menciona en la literatura tribológica^[21]. La mayoría de los trabajos tribológicos hacen referencia a valores que oscilan de 10^{-2} a 10^{-7} . Por lo tanto podemos estimar que para nuestro sistema (acero D2 contra acero 52100) los valores están dentro del intervalo pues en las caras perpendiculares el valor de K es del orden de 10^{-8} , mientras que en las caras paralelas K es de 10^{-4} a 10^{-6} .

La energía necesaria para producir cizallamiento de las capas subsuperficiales es mayor cuando los carburos se encuentran en dirección perpendicular ya que ellos actúan como anclas, las cuales limitan el cizallamiento. Cuando los carburos se encuentran alineados en forma paralela

el cizallamiento en las capas subsuperficiales es fácil de producir debido a la orientación de los carburos, que en esta situación, no pueden anclar la deformación, presentándose ésta en mayor grado, ocasionando mayor daño superficial el cual se traduce en mayor desgaste.

7.5 ANALISIS DE IMAGENES, METALOGRAFIAS Y ESFUERZOS MECANICOS DE CONTACTO.

En la Tabla 6-6 se muestran los valores obtenidos para las mediciones de área y perímetro para los tres tratamientos térmicos, tanto en caras paralelas como en caras perpendiculares. En nuestro caso el área detectada son los carburos, la superficie del carburo es representada por una cierta cantidad de pixeles, esta cantidad de pixeles multiplicado por el factor de calibración elevado al cuadrado $(0.479)^2$ nos representa el área del carburo. La sumatoria de todos los carburos de las 16 mediciones nos da el área total. Por otra parte y de forma general el número de pixeles que forman el contorno del carburo nos representan el perímetro. Podemos ver en la Tabla 6-6 que hay una similitud entre los valores del área y del perímetro ya que los totales varían muy poco, principalmente para las caras perpendiculares. Se trató de encontrar una similitud en carburos medidos en forma independiente y aleatoria, teniendo como resultado que son muy pocos los que cumplen con la relación. Por otra parte los tratamientos térmicos ejercieron muy poca influencia en la variación del porcentaje de carburos con respecto a la matriz, la diferencia encontrada se muestra en la misma Tabla 6-6 y vemos que existe sólo una variación de uno o dos por ciento.

Las metalografías revelaron que en las caras con carburos perpendiculares a la superficie (figura 6-5) no hubo daño aparente en toda la superficie. La película de lubricante evitó el contacto metálico pleno entre superficies, además de que el esfuerzo cizallante producido por el

deslizamiento de la superficie, no alcanzo a sobrepasar al límite elástico en corte, por lo cual no se produjo deformación plástica en la microestructura. Lo anterior a causa de la forma de "cuasi-cilindros" y la orientación perpendicular a la superficie que presentan los carburos, lo cual ancla la deformación y como consecuencia se requiere de mayor energía para empezar a deformar o fatigar la superficie y, por lo tanto, generar desgaste.

Como la morfología de los carburos orientados paralelamente a la superficie no se opone al deslizamiento, los esfuerzos cizallantes sobrepasan el valor del límite elástico en corte del material, lo cual comienza a generar deformación que endurecerá la superficie y retardará la subsecuente deformación, sin embargo con el continuo deslizamiento cada pase de la taza incrementa el endurecimiento y la deformación pues los esfuerzos de corte siguen estando por encima del valor del límite elástico en corte, por esta razón se produce el rompimiento de la película de lubricante. Con el rompimiento de la película lubricante vendrá un contacto metálico severo que genera una elevada fuerza de fricción y que incrementa la temperatura de las superficies en contacto. Con este incremento en la temperatura la dureza de las superficies comenzará a disminuir, lo que sumado a los esfuerzos mecánicos inducidos facilitará la deformación y la fatiga superficial, generando así un desgaste severo (fig. 6-3b). Las partículas liberadas a causa de este desgaste actuarán como material abrasivo entre las superficies en contacto.

Como consecuencia de la elevación de temperatura, la cual llega a ser suficiente para fundir las asperezas superficiales^[41], y de los esfuerzos mecánicos, se generó bajo la superficie de prueba una capa blanca (no atacable químicamente), la cual se muestra en las figuras 6-6 y 6-7. En la Tabla 6-8 se muestran los valores estimados de las temperaturas pico tanto para la taza como para el bloque durante el contacto. Estas temperaturas son tan solo una estimación, no se pueden considerar valores cien por ciento exactos.

Las elevadas temperaturas que se obtienen en la superficie del bloque son las causantes, junto con el esfuerzo cizallante, del endurecimiento superficial de la zona bajo la que se realiza la prueba. Estas temperaturas indican que se está alcanzando la fusión en las asperezas superficiales de contacto. Con estas temperaturas se logra la austenización de las capas subsuperficiales del material. Al tener una capa de austenita, ésta puede ser severamente deformada y generar martensita por deformación.

Aunado a lo anterior, las subcapas son inmediatamente templadas por la masa interna del bloque, produciendo una estructura martensítica sobresaturada de carbono, ya que este tiende a difundir hacia la superficie por la elevada temperatura. Además, como consecuencia de la elevación de temperatura, los carburos de la zona tienden a ser refinados ya que están siendo disueltos dentro de la matriz y es por esta razón que no encontramos una gran cantidad de carburos grandes cerca de las superficies de contacto, tal y como se muestra en la figura 6-7.

Del estudio de microdurezas mostrado en la figura 6-9, podemos decir que tanto el temple como el trabajado mecánico juegan un papel importante en el endurecimiento de la zona. La alta dureza lograda por la capa blanca es a causa de la difusión de carbono a la superficie por las elevadas temperaturas, aunado a un endurecimiento mecánico llevado a cabo por el deslizamiento de las superficies antes de templar la superficie por el efecto masa. La disminución de dureza que se observa en la figura 6-9 a profundidades entre 60 y 80 μm , se debe a que la temperatura aquí alcanzada fue lo suficiente para sobre-revenir la microestructura, pero no lo suficiente para austenizar la misma y que así se templara posteriormente.

Las protuberancias encontradas en la superficie de las muestras metalográficas figuras 6-10 y 6-11 representan rastros de material que ha sido fundido y que solidificó inmediatamente en la superficie, con la morfología de gotas. Los análisis de composición realizados en el EDS (figuras 6-12 y 6-13) muestran que efectivamente están compuestas de Fe, Cr, C y O. Con lo anterior podemos concluir que las temperaturas de contacto si deben de ser superiores a las de fusión para este acero.

De acuerdo a las relaciones encontradas de Fe:Cr para la matriz (2:1) y para las gotas de material solidificado (alrededor de 9:1) vemos que hay un empobrecimiento de cromo el cual muy probablemente está siendo oxidado. A las altas temperaturas a las que se está llevando a cabo este proceso el oxígeno tiene una mayor afinidad por el cromo que por el hierro, esto se muestra en la figura 7-1 en la que vemos que a cualquier temperatura la formación del óxido de cromo es más factible que la de cualquier óxido de hierro. Para el caso del carbono, aproximadamente a los 1200°C tienen la misma afinidad el cromo y éste para formar el CO y a los 1800°C para formar el CO₂, sin embargo, como el contenido de cromo es superior que el de carbono, este factor también interviene en la formación de estos compuestos. Por otra parte el enriquecimiento de carbono en las gotas es a causa de la difusión que se lleva a cabo a las altas temperaturas del proceso por lo cual se enriquecen en carbono.

Debido a la morfología de la capa blanca, la alta dureza encontrada, la evidencia de material deformado y la presencia de "gotas" en la superficie, nos indica que la capa blanca puede estar formada por un doble mecanismo de transformación martensítica, por transformación de fase y por deformación cizallante. Las limitaciones de este estudio no nos permiten concluir en forma concreta que mecanismo es predominante.

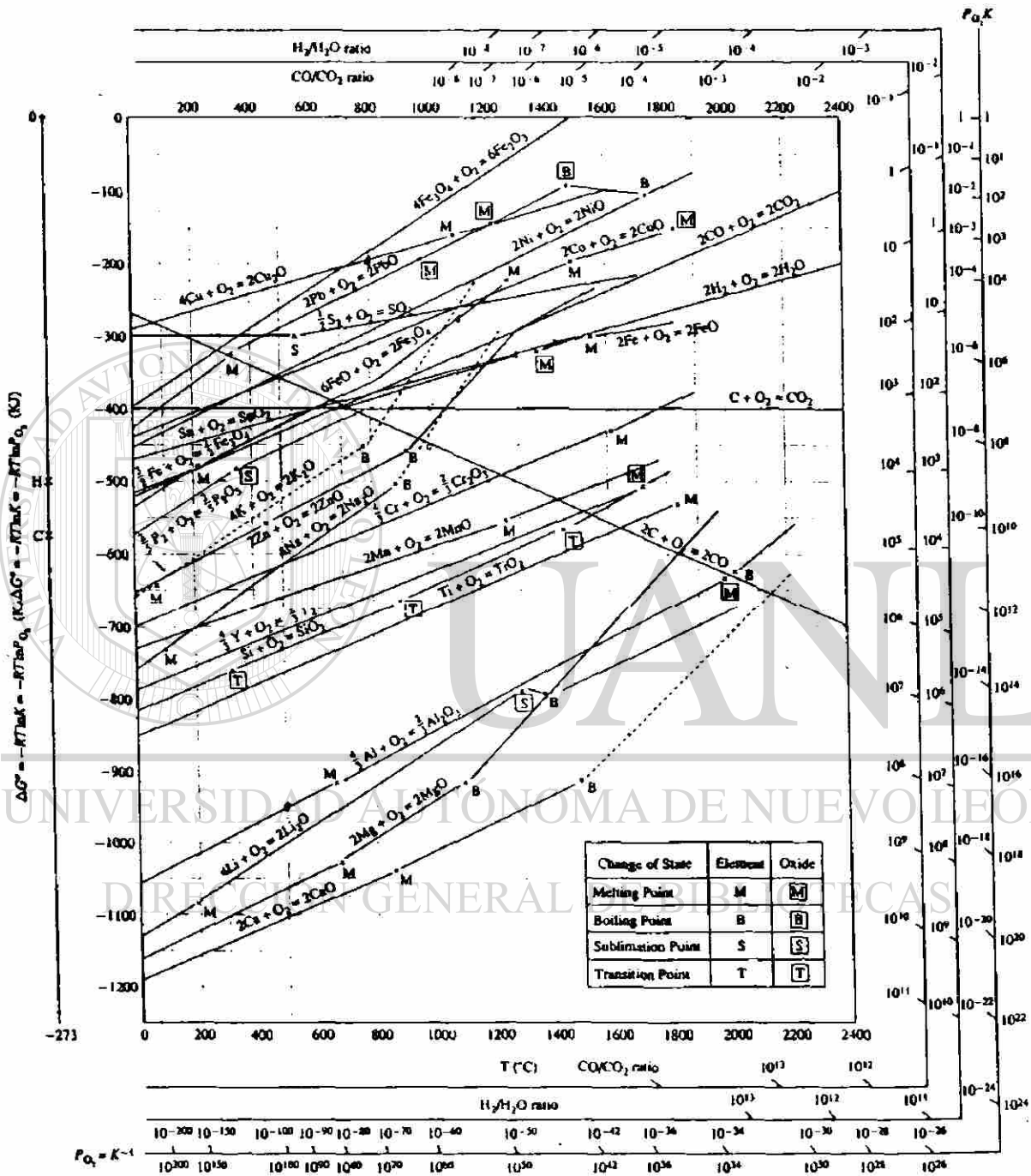


Figura 7-1 Diagrama de Ellingham.

CAPITULO 8

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

CONCLUSIONES.

- Se comprobó que la máquina TIMKEN es apropiada para las mediciones de fuerza y coeficiente de fricción para sistemas lubricados.
 - Los coeficientes de desgaste toman valores dentro de los intervalos característicos para un sistema metálico.
 - No existe una clara influencia por parte de los tratamientos térmicos aquí realizados en la fracción del área parcial de los carburos que modifique la resistencia al desgaste.
-
- La microestructura del acero tipo D2, templada y revenida esta formada por una matriz martensita revenida reforzada con partículas duras (carburos). En este "micro-composito" se comprobó que efectivamente la partícula dura refuerza a la matriz para mantener las propiedades mecánicas, en este caso la resistencia al desgaste. Así mismo, que la efectividad de las partículas de refuerzo, esta en función de su orientación.
 - Se encontró una fuerte correlación entre la orientación de los carburos y la resistencia al desgaste del acero D2. Donde las caras con carburos perpendiculares presenta una resistencia al desgaste de casi dos ordenes de magnitud mayor que en las caras con carburos paralelos.

- El área y perímetro de los carburos no tienen una relación clara, en este estudio, con el desgaste.
- Se confirmó la alta dureza característica de la capa blanca, así como su mecanismo de formación, el cual es una mezcla de la elevación de temperatura en la superficie de contacto junto con un endurecimiento por trabajado mecánico.
- La fusión de las asperezas de contacto fue comprobada por la estimación de las temperaturas pico, así como por las protuberancias encontradas en la superficie de las muestras.

RECOMENDACION PARA TRABAJOS FUTUROS.

- Se recomienda, comenzar con la construcción de mapas de desgaste para el acero D2 que serían de gran utilidad para la industria, por la importancia de este acero.

-
- Un diseño de herramientas donde los carburos presentes estén orientados en dirección perpendicular a la cara de trabajo, podrá incrementar la vida útil de las herramientas en por lo menos un orden de magnitud.

- Se pueden incrementar los rangos de tratamiento térmico aquí explorados para buscar una relación entre estos parámetros y las características microestructurales. Aunque dichos tratamientos térmicos salgan del contexto industrial.

REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS

[1]. Pérez Unzueta, A. Notas del Curso Aceros Especiales U.A.N.L. FIME, Dic. 1994.

[2]. Roberts, G. A. and Cary, R. A. Tool Steels. American Society for Metals. Metals Park Ohio (1980) 4th Edition p. 21, 24, 36, 42, 141, 185, 195, 228, 249, 529, 530, 535, 539.

[3]. Archard, J. F. The Temperature of Rubbing Surfaces. Wear Vol 2 (1958/1959) p. 438-455.

[4]. Zum Gahr. Microestructure and Wear of Materials. Elsevier, Amsterdam. 1987.

[5]. Perez Unzueta, A. Tesis Doctoral. Wear Resistance of Pearlitic Rail Steels. University of Leicester, UK (1993).

[6]. Avner, S.H. Introducción a la Metalurgia Física. McGraw Hill. 2da Edición. (1988), p.384, 393.

[7]. ASM Handbook Volumen 1. Wrought Tool Steels. ASM International Materials Park Ohio (1990) 10th Edition p. 758, 773.

[8]. Budinski, K. Engineering Materials Properties and Selection. 4th Edition. p. 374.

[9]. ASM Handbook Volumen 15. Introduction and Historical Development. ASM International Materials Park Ohio (1990) 10th Edition p.34.

[10]. Frank R. Palmer et al. Acero para Herramientas. Rep y Serv de Ing SA, Mex. (1986).

[11]. Wilson, R. Metallurgy and Heat Treatment of Tool Steels. McGraw Hill (1975) p. 68, 104.

[12]. Kalpakjian, S. Manufacturing Processes for Engineering Materials, 2nd Edition. Addison Wesley Co. (1991). p. 243, 687.

[13]. Moore, C. and Marshall, R. I. Steelmaking. The Institute of Metals. 1991. p.122 - 134.

[14]. Sato, T., Nishizawa, T. and Murai, K., "Study on Carbides in Commercial Special Steels by Electrolytic Isolation (V) - On Carbides in Several Cold Working Die Steels", *Tetsu-to-Hagane*, 42, (1956) p. 565.

[15]. ASM Handbook, Volumen 4. Introduction to Heat Treating of Tool Steels. ASM International Materials Park Ohio (1990) 10th Edition p. 715-717.

[16]. ASM. "Heat Treater's Guide", Metals Park Ohio (1982) p. 303.

[17]. Stachowiak, G. W. and Batchelor A. W. Engineering Tribology. Tribology Series Vol. 24. Elsevier (1993) p.1, 340-364, 391, 399, 534-536, 540, 558, 562, 587, 626, 638, 647, 660, 706, 708.

[18]. Williams, J. A. Engineering Tribology. Oxford Science Publications. (1994), p. 39.

[19]. Bhushan, B. and Gupta, B. K. Handbook of Tribology (Materials, Coatings and Surface Treatments). McGraw Hill (1991) p. 3.3.

[20]. Johnson K.L. Contact Mechanics. Cambridge University Press. (1985) p. 90-93, 101, 102, 202.

[21]. Hutchings I.M. Tribology. Friction and Wear of Engineering Materials. Edward Arnold U.K. 1st Edition. (1992) p. 86, 102.

[22]. Archard J. F. Wear Theory and Mechanisms. In: Wear Control Handbook. Ed. M. B. Peterson and W. O. Winer. Publ. ASME New York (1980).

[23]. ASM Handbook Volumen 18. ASM International Materials Park Ohio (1990) 10th Edition.

[24]. ASM Handbook Volumen 18. Lubrication Regimes. ASM International Materials Park Ohio (1990) 10th Edition p. 89, 91-93.

[25]. ASM Handbook Volumen 18. Design of Friction and Wear Experiments. ASM International Materials Park Ohio (1990) 10th Edition p. 480.

[26]. Hornbogen, E. Description of Wear of Materials with Isotropic and Anisotropic Microstructures. In: Metallurgical Aspects of Wear. German Society of Metallurgy (DGM).

[27]. Hornbogen, E. Microstructure and Wear. In: Metallurgical Aspects of Wear. German Society of Metallurgy (DGM) (1979).

[28]. Zum-Gahr, K.H. How Microstructure Affects Abrasive Wear Resistance. Metal Progress (1979).

[29]. ASM Handbook Volumen 18. Abrasive Wear. ASM International Materials Park Ohio (1990) 10th Edition p. 187.

[30]. Aplicaciones de Acero para Herramientas. Uddeholm.

[31]. ASTM D2509-91 Standard Test Method for Measurement of Load-Carrying of Lubricating Grease (TIMKEN Method).

[32]. Mario Alberto Coronado, Investigación de Maestría. "Utilización de una Máquina TIMKEN para la simulación de desgaste en metales". DIMAT-FIME-UANL.

[33]. Efrén Saucedo Tello, Investigación de Maestría. "Efectos Microestructurales sobre el desgaste en acero tipo AISI D2". DIMAT-FIME-UANL. Feb 1996.

[34]. Rogelio Becerra San Martín, "El TIMKEN y sus aplicaciones en la lubricación". Tesis de Licenciatura, Mayo 1974. pag 47, 53.

[35]. ASM Handbook Volumen 18. Wear Measurement. ASM International Materials Park Ohio (1990) 10th Edition p. 366.

[36]. Manual del Analizador de Imagenes. Leica Quantimet Q520.

[37]. Eyre T.S. and Baxter A. The Formation of White Layers at Rubbing Surfaces. Metals & Materials, 6 (1972).

[38]. Eyre T.S. Wear of Pearlitic Steel. 2nd H.H. Rlway Conference (1982).

[39]. ASM Handbook Volumen 18. Frictional Heating Calculations. ASM International Materials Park Ohio (1990) 10th Edition p. 40.

[40]. ASM Handbook Volumen 18. Appendix: Static and Kinetic Friction Coefficients for Selected Materials. ASM International Materials Park Ohio (1990) 10th Edition p. 71.

[41]. Schey J. A. Tribology in Metalworking. Friction, Lubrication and Wear. American Society for Metals, Metals Park, Ohio 44073 2nd Edition (1983) p.19.

LISTA DE TABLAS

Tabla	Descripción	Página
3-1	Composición nominal de los Aceros Alto Carbono Alto Cromo.	30
3-2	Energías libres de formación de carburos.	34
3-3	Tratamientos Térmicos para Aceros Alto Carbono Alto Cromo.	37
5-1	Composición química del acero tipo AISI D2.	74
5-2	Tratamientos térmicos realizados a cada muestra.	81
5-3	Durezas logradas después de los tratamientos térmicos.	82
6-1	Durezas obtenidas después de los tratamientos térmicos HRC (HV)	96
6-2	Valores de fuerza de fricción.	99
6-3	Valores de coeficiente de fricción.	100
6-4	Valores de dureza y desgaste para cada probeta.	100
6-5	Valores de coeficiente de desgaste (K).	101
6-6	Mediciones de área y perímetro de los carburos.	103
6-7	Propiedades de los aceros utilizados.	108
6-8	Valores de las temperaturas pico estimadas para la taza y el bloque.	108

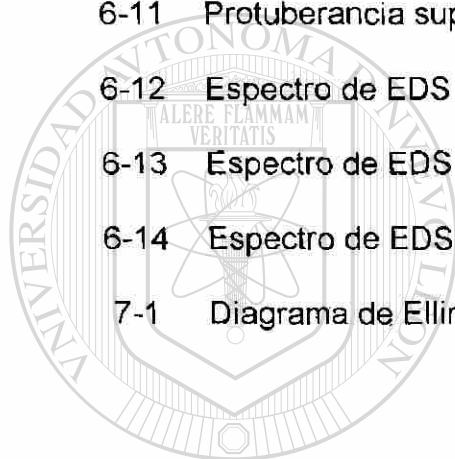
LISTA DE FIGURAS

Figura	Descripción	Página
2-1	Diagramas comparativos de propiedades para aceros herramienta.	9
2-2	Aplicaciones de aceros herramienta.	10
2-3	Horno de arco eléctrico.	11
2-4	Diseños de lingoteras.	15
2-5	Zona de segregaciones en aceros de alta aleación.	17
2-6	Diferentes tipos de grano encontrados en un lingote.	17
2-7	Sistema de agitado por medio de gas.	19
2-8	Diferentes métodos de desgasificado.	21
2-9	Sistema de inyección de polvos desulfurantes.	22
2-10	Productos estirados en frío de aceros herramienta.	26
2-11	Diagrama del proceso de metalurgia de polvos.	27
3-1	Diagrama de equilibrio Fe-C-Cr, sección isotérmica para aleaciones recocidas.	32
3-2	Sección horizontal B-B del sistema Fe-C-Cr a 13% Cr.	33
3-3	Diagrama TTT del acero D2.	39
3-4	Gráfica de la dureza obtenida después de austenizar a diferentes temperaturas, los aceros del grupo D.	42
3-5	Gráfica de la variación de dureza para un acero D2 con respecto a la temperatura de revenido.	44

4-1	Componentes de la topografía superficial. (a) perfil de una superficie, (b) ondulación y (c) rugosidad.	47
4-2	Representación de las capas superficiales de un metal.	48
4-3	Modelo propuesto para el acero D2 utilizado en el presente trabajo	48
4-4	Superficies en contacto que muestran el área de contacto real.	49
4-5	Desgaste abrasivo entre dos y tres cuerpos.	52
4-6	Mecanismos de desgaste abrasivo.	53
4-7	Mecanismos de erosión.	55
4-8	Modelos de deformación de asperezas en contacto adhesivo	56
4-9	Modelos de desgaste corrosivo.	58
4-10	Crecimiento de óxido debido al calor generado por fricción en un contacto deslizante.	59
4-11	Esquema de los niveles de deformación superficial.	61
4-12	Mecanismo de la formación y propagación de grietas por fatiga.	61
<hr/>		
4-13	Mecanismos de desgaste por impacto.	63
4-14	Mecanismo de desgaste difusivo.	64
4-15	Categorías de pruebas tribológicas.	69
4-16	Tipos de microestructuras.	70
4-17	Efecto de la orientación, tamaño, módulo elástico, dureza y fragilidad de las segundas fases en la resistencia al desgaste.	72
5-1	Microestructura del acero D2 en estado recocido.	74
5-2	Orientación de los carburos en las muestras evaluadas y microestructura después de los tratamientos térmicos.	75

5-3	Tratamiento Térmico efectuado a probeta 1	78
5-4	Tratamiento Térmico efectuado a probeta 2	78
5-5	Tratamiento Térmico efectuado a probeta 3	79
5-6	Tratamiento Térmico efectuado a probeta 4	79
5-7	Tratamiento Térmico efectuado a probeta 5	80
5-8	Tratamiento Térmico efectuado a probeta 6	80
5-9	Sección isotérmica del diagrama Fe-C-Cr a 1000°C.	81
5-10	Máquina TIMKEN.	83
5-11	Sistema de palancas de la máquina TIMKEN.	84
5-12	Sistema bloque - taza.	86
5-13	Perfil del esfuerzo de corte principal.	90
5-14	Superficies en contacto y en deslizamiento.	90
5-15	Perfil del esfuerzo de corte principal bajo deslizamiento.	91
5-16	Muestra metalográfica.	92
<hr/>		
5-17	Area y ruta de medición.	93
6-1a	Sección con carburos orientados paralelamente a la dirección de rolado del acero D2.	95
6-1b	Corte transversal de los carburos orientados paralelamente a la dirección de rolado del acero D2.	95
6-2a	Marca de desgaste bajo vista en el estereoscopio.	97
6-2b	Marca de desgaste alto vista en el estereoscopio.	97
6-3a	Marca de desgaste bajo vista en MEB.	98
6-3b	Marca de desgaste alto vista en MEB.	98
6-4	Resultados de dureza contra desgaste.	100

6-5	Prueba de desgaste bajo. Carburos perpendiculares.	102
6-6	Microestructura de la capa blanca. Carburos esferoidales finos y líneas de deformación.	102
6-7	Prueba de desgaste alto. Carburos paralelos. Capa blanca bajo la zona en donde se llevo a cabo la prueba.	104
6-8	Geometría de contacto.	106
6-9	Microdureza de la capa blanca.	110
6-10	Protuberancia superficial de la capa blanca.	111
6-11	Protuberancia superficial de la capa blanca.	112
6-12	Espectro de EDS para una protuberancia.	113
6-13	Espectro de EDS para una protuberancia.	114
6-14	Espectro de EDS para acero D2.	115
7-1	Diagrama de Ellingham.	125



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



RESUMEN AUTOBIOGRAFICO

Nahum Azael Rodríguez Quiroga

Candidato para el Grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con
Especialidad en Materiales

Tesis: EFECTO DE LOS CARBUROS EN EL DESGASTE EN ACERO TIPO AISI D2

El Ing. Nahum Azael Rodríguez Quiroga nació el 13 de Enero de 1972 en la ciudad de Monterrey, N.L. Es hijo del Sr. Nahum Rodríguez y de la Sra. Adelina Quiroga. Cursó sus estudios profesionales en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León y obtuvo el título de Ingeniero Mecánico Electricista en 1994.

Actualmente trabaja para uno de los Grupos Acereros mas Grandes del País.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

