

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

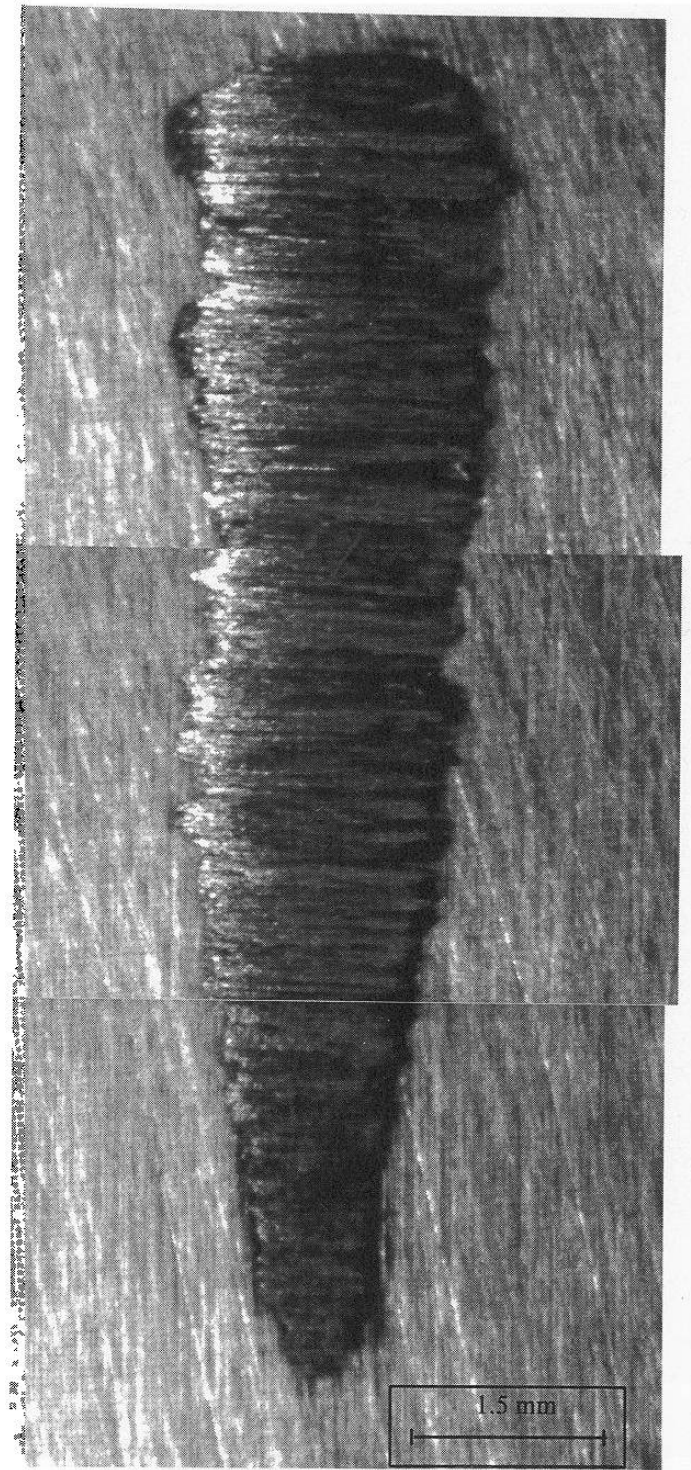


Figura 6.2b. Marca de desgaste alto del bloque 6, cara paralela 2.

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

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

Temp. de Austenización	% de carburos perpendiculares	% de carburos paralelos.
1000°C	7.8	6.6
1030°C	6.2	6.9
1060°C	6.4	7.0

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

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

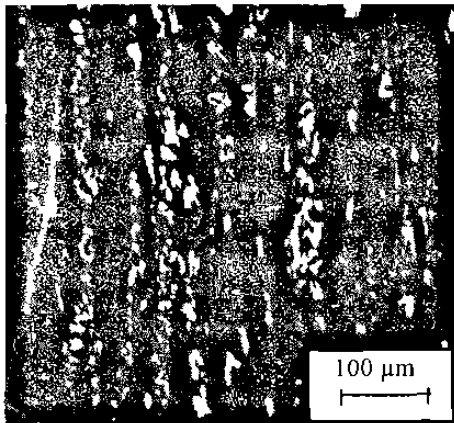


Fig. 6.3a. Distribución de carburos en dirección paralela al laminado.

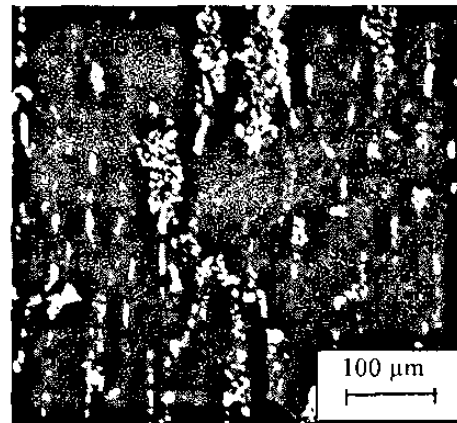


Fig. 6.3b. Distribución de carburos en dirección perpendicular al laminado.

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

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

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

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



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

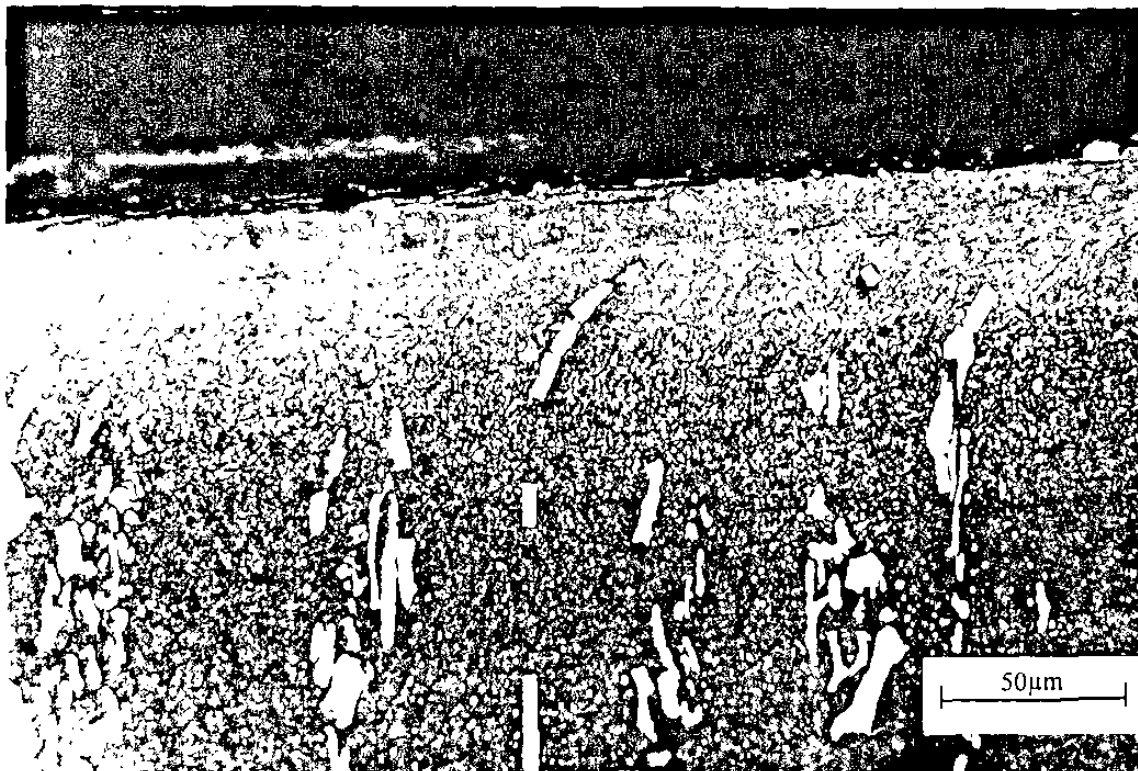


Fig. 6.4b. Fotografía de líneas de deformación, carburos y capa blanca. Ataque con 10% Nital.

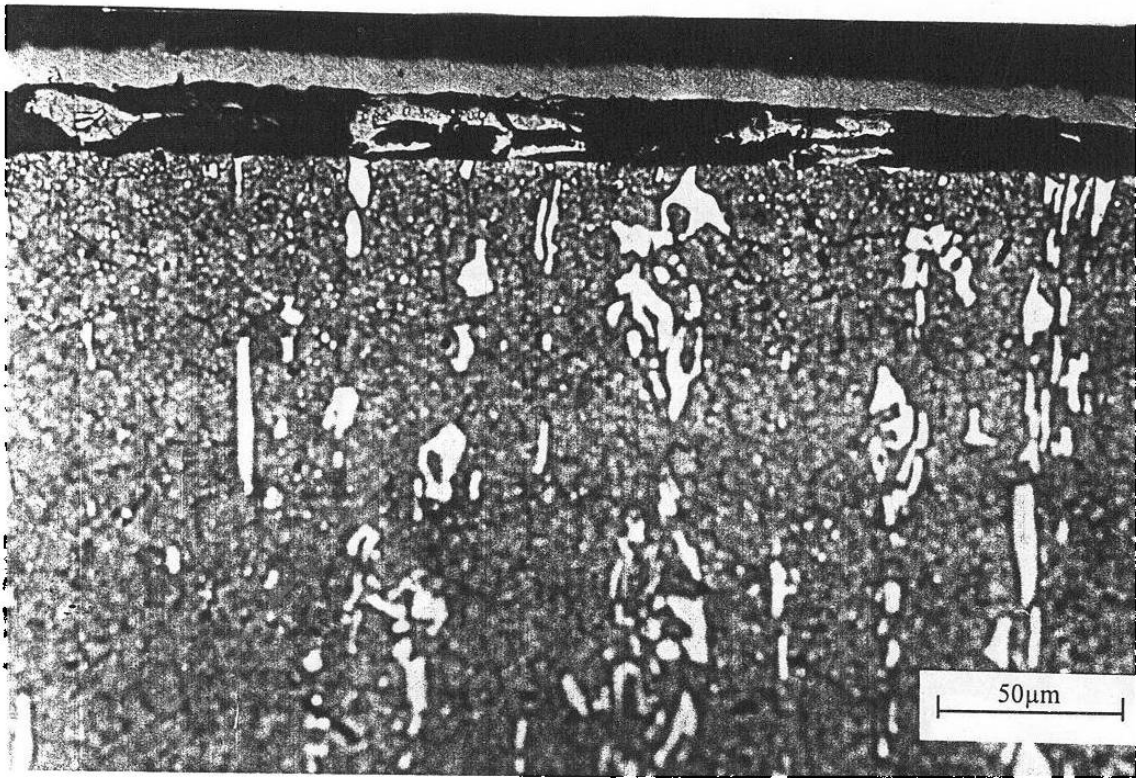


Fig. 6.5. Fotografía de la distribución de carburos en dirección perpendicular, para una carga normal de 133N. Ataque con 10%Nital.

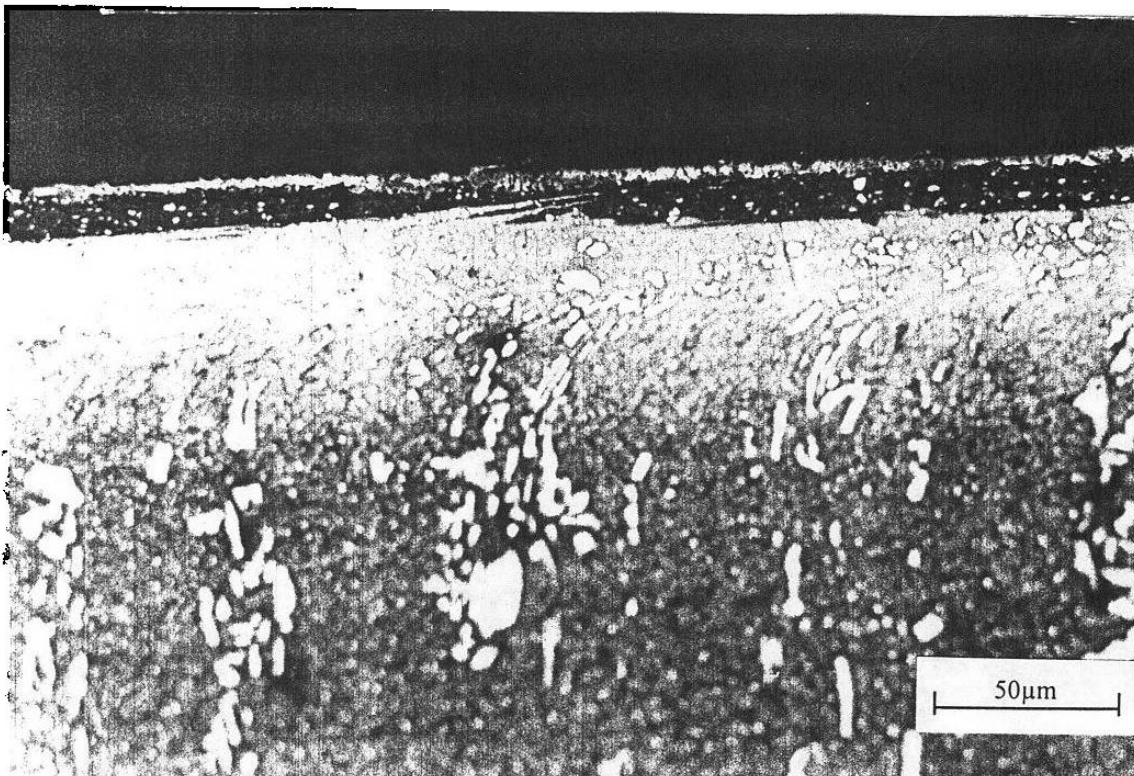


Fig. 6.6a. Fotografía del desprendimiento de carburos y de matriz, para un desgaste y carga excesiva. Ataque con 10% Nital.

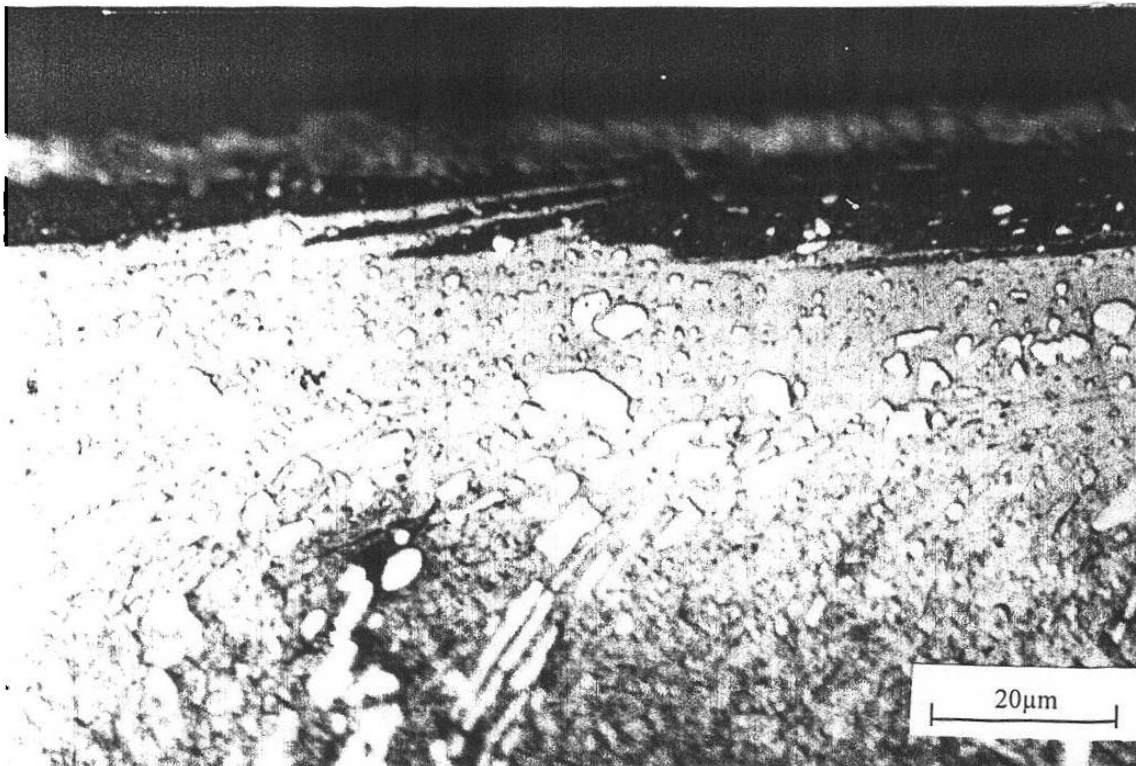


Fig. 6.6b. Detalle del desprendimiento de carburos y matriz, así como de las líneas de deformación. Ataque con 10% Nital.

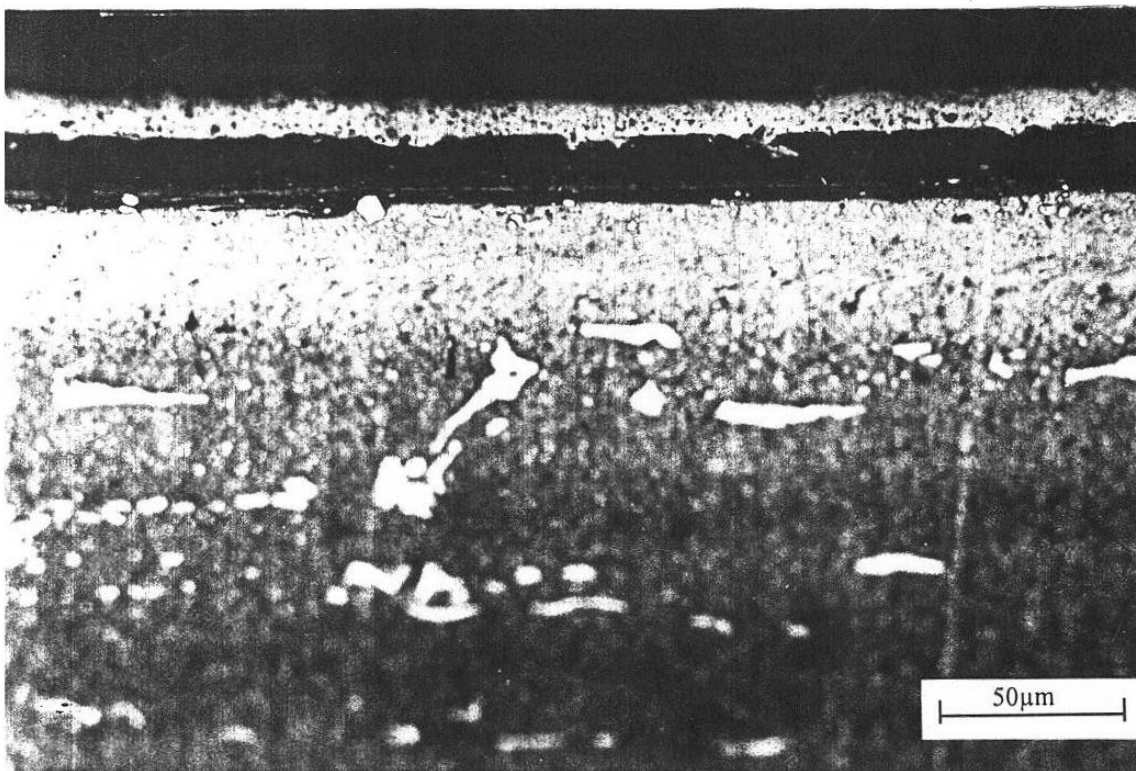


Fig. 6 8. Fotografía de la capa blanca, desprendimiento de carburos y líneas de deformación para una cara con carburos en dirección paralela al laminado. Ataque con 10% Nital.

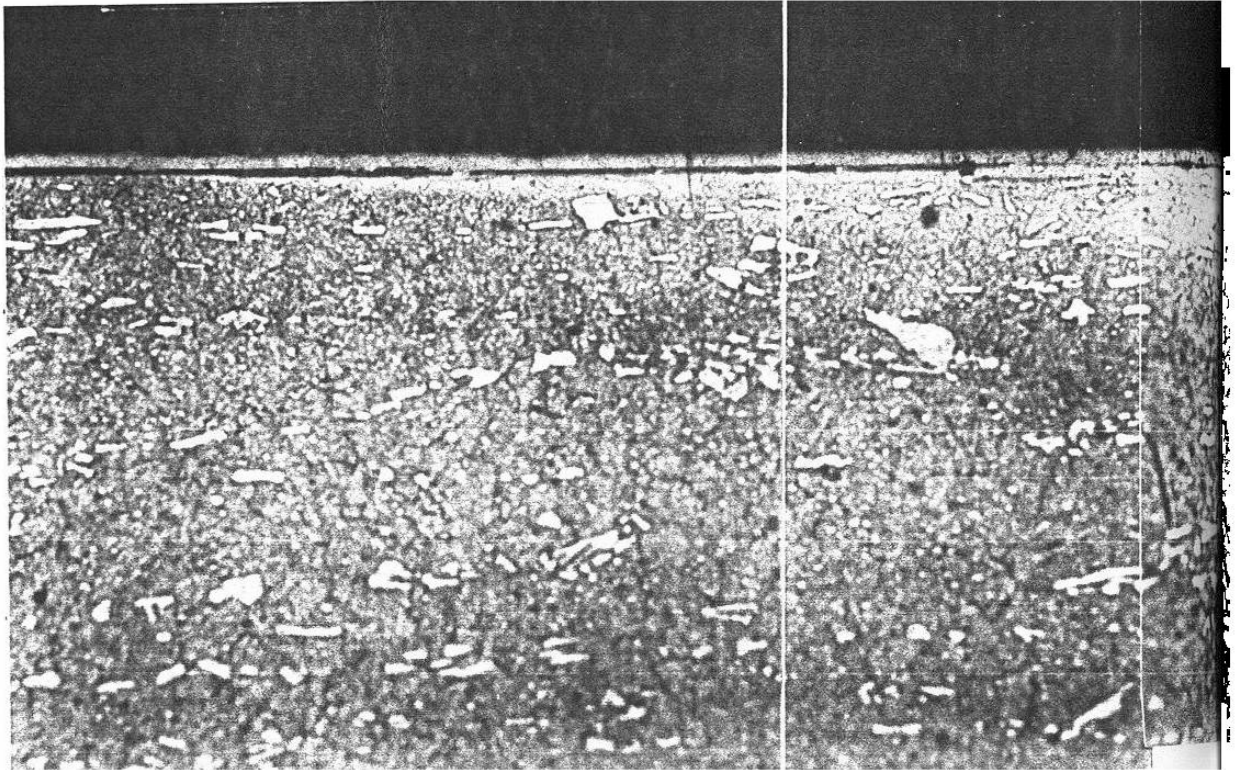
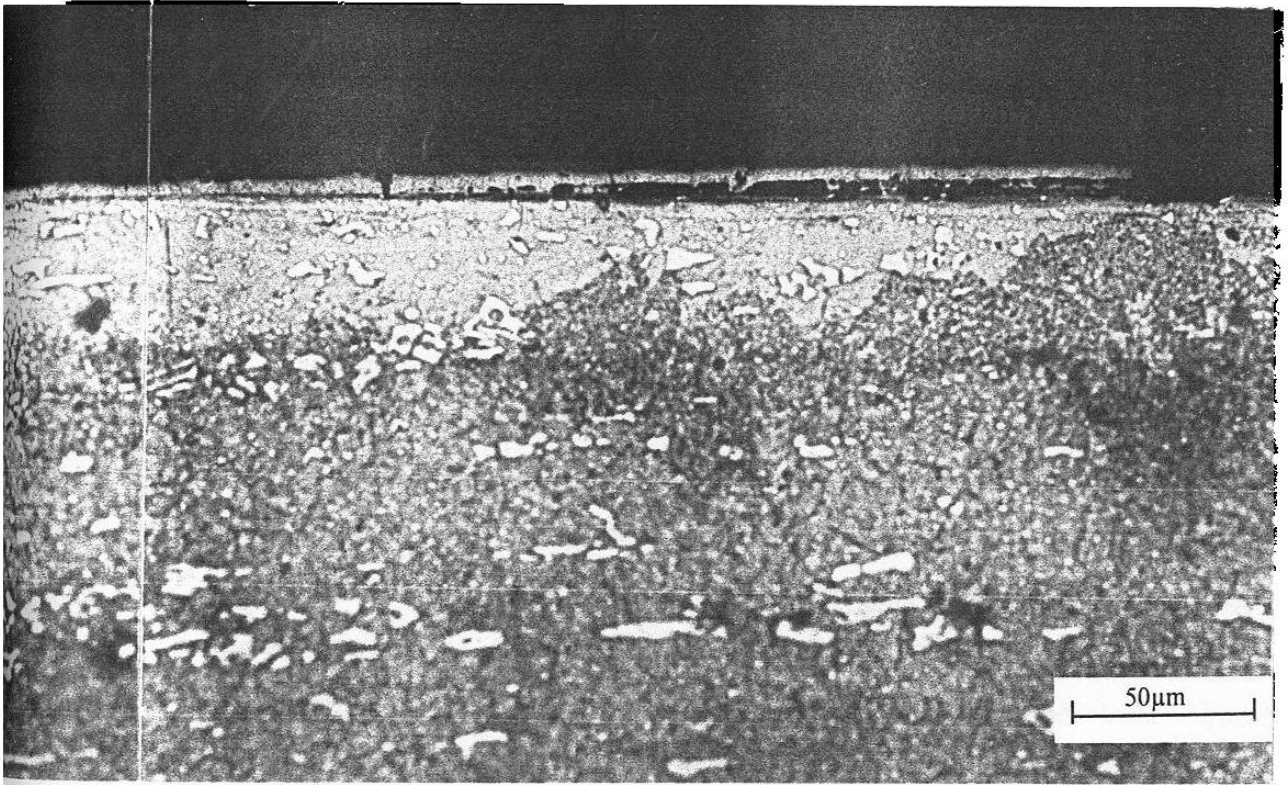


Fig 6.7. Fotografia de la capa blanca en $10\% \text{ Nital}$.
con 10% Nital.



CAPITULO 7

DISCUSIÓN

7.1. Introducción.

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

7.2. Pruebas de desgaste.

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

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

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

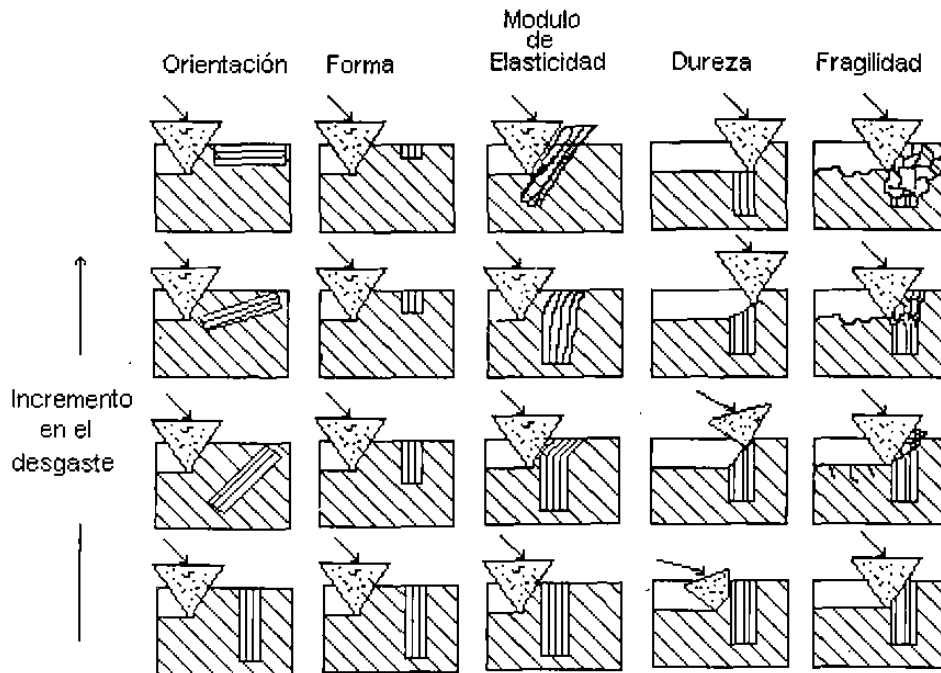


Fig. 7.1. Factores que afectan el desgaste abrasivo [21].

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

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

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

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

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

Los coeficientes de fricción obtenidos fueron del orden de 0.06 a 0.07. No se encontró evidencia de cambios en el coeficiente de fricción con respecto a la orientación de los carburos.

7.3 Análisis de imágenes.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

CAPITULO 8

CONCLUSIONES

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

REFERENCIAS

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

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

