
Caracterización de la cinética de crecimiento de grano, desgaste y corrosión en aleaciones inteligentes con memoria de forma base cobre para aplicaciones tecnológicas.

Francisco Javier Peña Andrés

BIBLIOTECA NEOTON GABRIEL GORRATÉ
Campus Nord

Memoria de Tesis presentada para optar al grado de Doctor en Ciencias (especialidad Química) por la Universitat Politècnica de Catalunya

Dirigida por el Prof. Dr. Francisco Javier Gil Mur
y por el Prof. Dr. José Maria Guilemany Casademon

Departament de Ciència dels Materials i Enginyeria Metal·lúrgica.
E.T.S d'Enginyeria Industrial de Barcelona. Universitat
Politècnica de Catalunya

Barcelona 2000



UNIVERSITAT POLITÈCNICA
DE CATALUNYA



CAPÍTULO IV

CARACTERIZACIÓN DEL COMPORTAMIENTO A DESGASTE DE LA ALEACIÓN Cu-Zn-Al CON MEMORIA DE FORMA.

RESUMEN

En este capítulo, se detalla el trabajo experimental realizado para caracterizar el comportamiento a desgaste adhesivo de la aleación CuZnAl con memoria de forma cuando es sometida a ensayos de desgaste pin-on-disk frente a un disco de acero inoxidable 316L.

Se evalúan los efectos que tienen los diferentes parámetros de ensayo, como son la carga y la velocidad lineal de deslizamiento sobre el desgaste en las diferentes microestructuras que presenta el material (β , β^+ martensita y martensita). Se evalúa también para una carga y velocidad constante, la microestructura del material que presenta un mejor comportamiento a desgaste adhesivo, a la vez que se relaciona este comportamiento con la temperatura de transformación M_s que presente el material. Se determina la pérdida de peso del material en función de la distancia recorrida para aleaciones que presentan temperaturas de transformación M_s comprendidas entre -93 y 78°C .

Se caracterizan las superficies de desgaste, así como los residuos mediante microscopía óptica y electrónica de barrido, difracción de Rayos X y calorimetría diferencial de barrido. Asimismo, se determinó el coeficiente de fricción para cada aleación y condición experimental estudiada.

4.1 INTRODUCCIÓN.

La resistencia al desgaste de los materiales convencionales, depende fuertemente de sus propiedades mecánicas tales como dureza o endurecimiento por trabajado. Cada una de estas propiedades mecánicas contribuye en mayor o menor grado a la resistencia al desgaste en los diferentes modos de desgaste. La dureza es un parámetro importante en la resistencia al desgaste abrasivo, mientras que el endurecimiento por trabajado es importante en la resistencia al desgaste bajo impacto o elevadas tensiones. En el comportamiento a desgaste de las aleaciones con memoria de forma estos parámetros no son los parámetros cruciales que marcan o definen la resistencia al desgaste. La elevada resistencia al desgaste que muestran las aleaciones con memoria de forma se atribuye al efecto de la pseudoelasticidad y reorientación de placas de martensita, aunque también hay que hacer notar, que si bien este es el factor más importante, otros factores como son el rápido endurecimiento por trabajado y la buena resistencia a fatiga de la aleación NiTi son también factores beneficiosos de cara a la elevada resistencia al desgaste.

Los estudios de desgaste realizados sobre aleaciones con memoria de forma se centran de una manera prácticamente total en las aleaciones con memoria de forma NiTi. Así para las aleaciones base cobre únicamente se tiene conocimiento de la existencia de un trabajo, presentado por Wang et al. en 1992 [92Wan]. En este trabajo, se estudió el desgaste de una aleación Cu-26Zn-14Al mediante método block-on-ring utilizando disco de acero. Los resultados muestran que el desgaste que tiene lugar en esta aleación, está dominado por la plasticidad, en el que la adhesión y la delaminación son los dos principales mecanismos, estando la adhesión acompañada por transferencia de material. Se ha observado que la aleación con microestructura martensítica presenta mejor resistencia al desgaste que la fase β , siendo el comportamiento más pobre ante el desgaste, el del material proveniente de forja, sin tratamiento térmico y que presenta una microestructura de $\alpha+\gamma$. Este hecho puede apreciarse en la Figura 4.1, donde se representa la pérdida de peso frente a la distancia recorrida para la aleación Cu-26Zn-14Al.

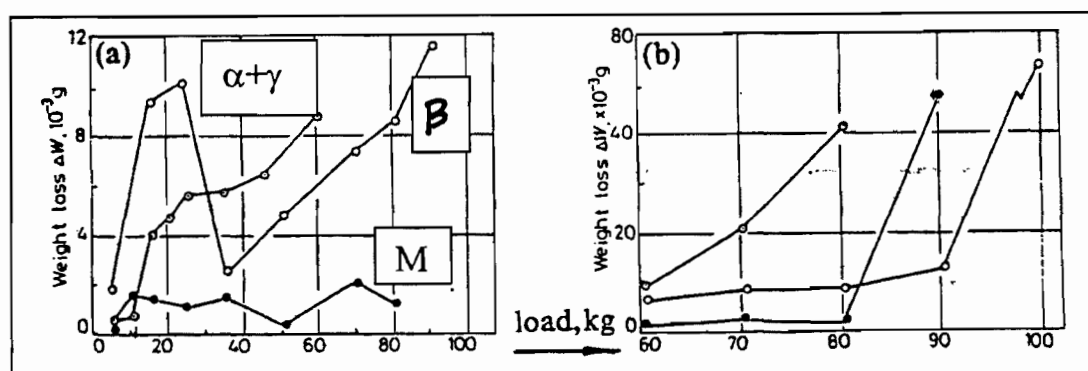


Figura 4.1 Pérdida de peso frente a la distancia recorrida para la aleación Cu-26Zn-14Al [82Wan].

Diversos autores [88Jin], [95Ric], [96Lia], [91Shi], [92Ric], [97Lin'] han demostrado que en muchos casos la aleación NiTi es más resistente al desgaste que los materiales ingenieriles convencionales tales como algunos aceros, aleaciones de base Ni y aleaciones de base Co. En este sentido Jin et al. [88Jin] muestran que la aleación NiTi es más resistente al desgaste que dos aleaciones de elevada dureza tales como la aleación nitrurada 38CrMoAlA y la aleación Co45, especialmente bajo cargas elevadas. Los resultados obtenidos [88Jin] se muestran en la Figura 4.2 en la que se observa que a cargas mayores de aproximadamente 12 Kg, la aleación NiTi posee un mejor comportamiento a desgaste que las aleaciones anteriormente mencionadas.

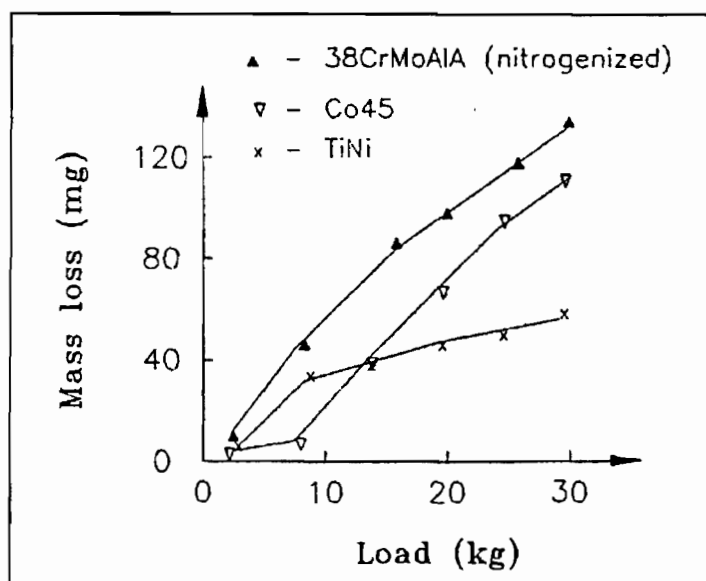


Figura 4.2. Relación Pérdida de peso-carga para la aleación NiTi [88Jin].

La aleación equiatómica NiTi es más resistente a la erosión por cavitación que los mejores aceros inoxidable usados en maquinaria hidráulica tales como: acero martensítico (CA6NM), acero austenítico (304L), acero duplex (FER-255), así como algunas aleaciones de base cobalto tales como (ST-6) y (ST-21). Este comportamiento se muestra en la Figura 4.3 en la cual se muestra la pérdida de peso de los materiales comentados, relativa al acero inoxidable 304L [95Ric].

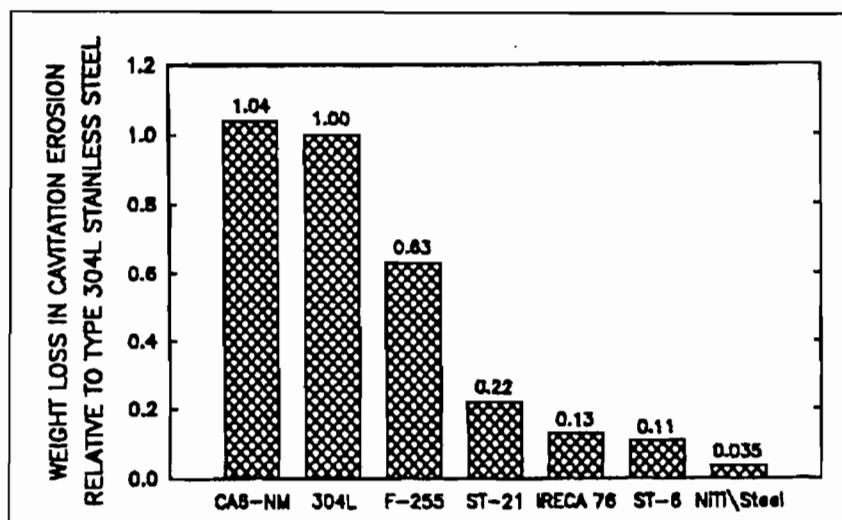


Figura 4.3. Pérdida de peso relativa al acero inoxidable 304L por cavitación-erosión de diferentes materiales [95Ric].

En la misma línea, Liang et al. [96Lia] estudian el comportamiento a desgaste de la aleación NiTi después de realizar sobre ella diferentes tratamientos térmicos, y bajo diferentes modos de desgaste. Además, comparan la aleación NiTi con la aleación resistente al desgaste Ni-hard-4 (Cr-8.6Ni-5.2C-3.2Fe). Demuestran que la aleación NiTi posee una menor velocidad de erosión que la aleación Ni-hard-4, especialmente a un ángulo de impacto de 90°. Apuntan que existe una elevada correlación entre la resistencia al desgaste y la deformación recuperable que resulta del efecto pseudoelástico o pseudoplástico. A mayor deformación recuperable, mayor resistencia al desgaste.

Otro factor importante de cara al comportamiento a desgaste de las aleaciones con memoria de forma, es la microestructura que presente el material en el momento de producirse el desgaste. El envejecimiento de las aleaciones con memoria de forma afecta de manera importante a la resistencia al desgaste. Así D.Y. Li [96Li] demuestra que la resistencia al desgaste de la aleación Ti-51.5at%Ni envejecida durante 1.5 horas

es mayor que la de la aleación Ti-50.3at%Ni. Esta diferencia en la resistencia al desgaste es atribuida a la existencia de pequeños precipitados coherentes de $Ti_{11}Ni_{14}$ en la aleación Ti-51.5at%Ni. Un sobrevejecimiento deteriora la resistencia al desgaste ya que se produce un sobrecrecimiento de los precipitados de $Ti_{11}Ni_{14}$. Los resultados obtenidos por D.Y. Li [96Li] para estas tres aleaciones (sin envejecimiento, envejecida y sobrevejecida) se muestran en la Figura 4.4.

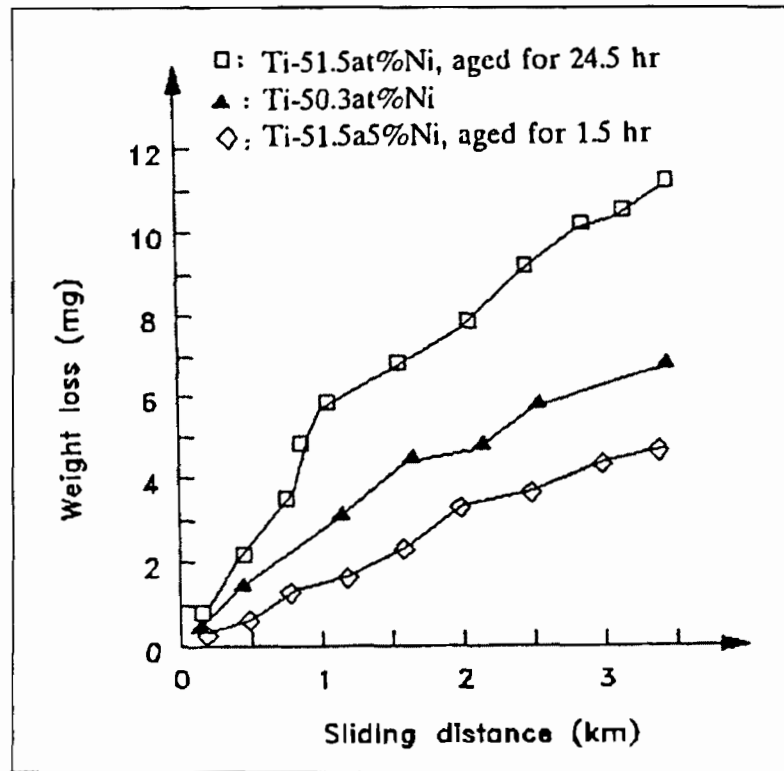


Figura 4.4. Pérdida de peso frente a la distancia de deslizamiento para la aleación NiTi en función de la microestructura presente [96Li].

Diferentes autores [93Cla], [95Sin], han observado que la adición de un tercer elemento a la aleación NiTi puede mejorar la resistencia al desgaste ya que este tercer elemento puede modificar la microestructura, tener cierta influencia en la transformación de fase, o cambiar el mecanismo de desgaste. La aleación Ti-47Ni-3Fe muestra la existencia de una capa de óxido de hierro en la superficie de desgaste. Esta capa de óxido disminuye el daño por desgaste puesto que actúa como un sólido lubricante reduciendo el área de contacto metal-metal.

4.2 MATERIALES Y MÉTODOS

4.2.1 MATERIALES UTILIZADOS

Los materiales utilizados en este estudio se muestran en la Tabla 4.1.

Tabla 4.1. Composición de las aleaciones CuZnAl con memoria de forma utilizadas en este estudio.

Aleación	% Cu (peso)	% Al (peso)	% Zn (peso)	Estructura	M _s (°C)	M _f (°C)	A _s (°C)	A _f (°C)
3	73.2	6.22	20.58	β+Martensita	28	-5	12	34
4	75.2	77.06	17.74	Martensita	55	29	36	60
8	76.6	7.99	15.41	β+Martensita	34	-7	21	40
14	72.3	6.66	21.04	β	-93	-106	-93	-83
21	76.4	7.81	15.79	β	5	-30	-11	14
23	75.5	7.07	17.43	Martensita	37	-7	23	50
13	77.0	8.14	14.86	Martensita	46	17	35	20
24	76.7	7.62	15.68	Martensita	78	27	44	88
52	74.3	7.33	18.36	β	-29	-53	-36	-12
54	74.3	7.42	18.28	β	-71	-95	-74	-54
56	74.8	7.68	17.52	β	-7	-29	-13	7
61	76.2	7.82	15.98	β	19	-9	10	31
64	76.3	8.08	15.62	β+Martensita	23	-6	15	39
65	76.5	7.86	15.64	β+Martensita	30	-9	16	40
76	75.5	7.97	16.53	β	-46	-76	-60	-29

Además de estos materiales, se ha utilizado como muestra de referencia un latón Cu-40Zn que presenta para esta composición fase ($\alpha + \beta$). El proceso de fabricación y caracterización de dichos materiales ha sido explicado en el Capítulo II.

Las aleaciones estudiadas para la evaluación del efecto de la carga aplicada y de la velocidad de deslizamiento en la resistencia al desgaste han sido:

Fase β : 21 y 14

Fase β + martensita : 8

Fase: martensita : 4 y 13

Las aleaciones estudiadas para la evaluación del efecto de las temperaturas de transformación en la resistencia al desgaste han sido:

Fase β : 61, 21, 56, 52, 76, 54 y 14

Fase β + martensita : 65, 3, 8, 64

Fase: martensita : 4, 23, 24.

4.2.2 PREPARACIÓN DE LAS PROBETAS DE DESGASTE (PINS)

A partir de las varillas obtenidas después del proceso de refusión y moldeo y una vez caracterizada la aleación en su microestructura y temperaturas de transformación, se mecanizan las probetas para obtener unos pins de geometría cilíndrica y con una punta acabada en semiesfera. Las dimensiones de los pins se detallan en la Tabla 4.2.

Tabla 4.2. Dimensiones de las probetas (pins) utilizadas en los ensayos de desgaste.

Longitud	Espesor	Radio de la esfera
15 mm	3.8 mm	2 mm

A los pins mecanizados se les ha realizado un tratamiento térmico consistente en calentar las muestras a 850°C durante 3 minutos y posterior temple en agua a temperatura ambiente. El objeto de este tratamiento térmico es el alivio de las tensiones internas introducidas en el proceso de mecanizado y moldeo así como el evitar la posible martensita que haya quedado estabilizada durante el proceso de mecanizado. Por otro lado se busca también la obtención de las estructuras de temple, que se han detallado en la Tabla 4.1.

Una vez realizado este tratamiento térmico, se procede al pulido de la superficie de los pins que será sometida a desgaste. El proceso de desbaste y pulido se ha realizado según lo detallado en el Capítulo II. Tras el proceso de pulido se consigue que la rugosidad de la superficie sea: $R_a < 0.05 \mu\text{m}$.

4.2.3 PREPARACIÓN DE LOS DISCOS

Los discos utilizados sobre los que se realiza el desgaste han sido de acero inoxidable austenítico AISI 316L. Se ha partido de 5 discos de acero inoxidable cuyas dimensiones se muestran en la Tabla 4.3.

Tabla 4.3. Dimensiones de los discos utilizados.

Diámetro	Espesor	Diámetro interior
75 mm	4 mm	8 mm

Los discos de acero inoxidable austenítico han sido pulidos especularmente por las dos caras. La rugosidad media de los discos es de $R_a = 0.05 \mu\text{m}$ por ambas caras.

4.2.3.1 Rugosidad

Para determinar la rugosidad de los discos antes de realizar los ensayos de desgaste se han tomado las medidas de rugosidad en un rugosímetro MITUTOYO SURFTEST 301.

Las medidas se han realizado tomando una longitud de recorrido L_t de 3 mm. y un Cutt-Off de 0.8 mm. El primer valor determina la longitud con la cual se hace la lectura de la superficie y el Cutt-Off es un filtro de ondulaciones que nos permite fijar a partir de que nivel, rugosidades superiores serán consideradas ondulaciones y no entrarán en la medida de la rugosidad.

Las medidas han sido realizadas radialmente, y teniendo en cuenta que el pulido no se ha realizado en esta dirección, se puede pensar que la rugosidad en la dirección circular (dirección de pulido) es del mismo orden o menor.

4.2.4 MEDICIÓN DE LA DUREZA

Se podría pensar en la validez del presente ensayo para las aleaciones que presentan comportamiento superelástico, ya que estos materiales pueden deformarse mucho cuando se aplica la carga, y al ser descargados recuperar en gran medida la deformación producida, y por tanto obtener valores de dureza más elevados que los valores reales. Este hecho sucede por ejemplo en las gomas, en las que las mediciones de dureza se realizan de manera dinámica.

Como la dureza juega un papel muy importante en la resistencia al desgaste de los materiales convencionales de aplicación tecnológica, se ha creído necesaria la caracterización de la validez del ensayo de dureza realizado en el presente trabajo de investigación. La medición de las durezas se realizó con un microdurómetro AKASHI MVK-HO. Este equipo realiza una impresión en la muestra a medir con un indentador Vickers mediante la aplicación de una carga dada. La carga aplicada ha sido de 1000g durante 15s.

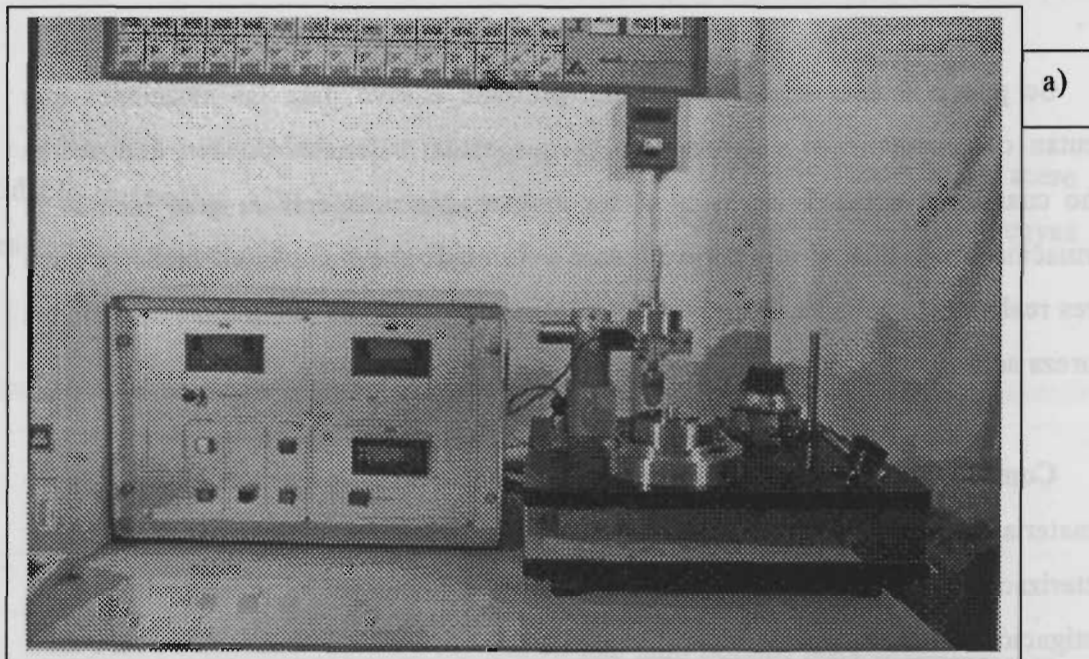
4.2.4.1 Caracterización de la validez del ensayo de indentación Vickers.

Las aleaciones con memoria de forma CuZnAl como se ha comentado en el Capítulo I poseen una elevada anisotropía elástica y además un elevado tamaño de grano. Debido a esto se plantea:

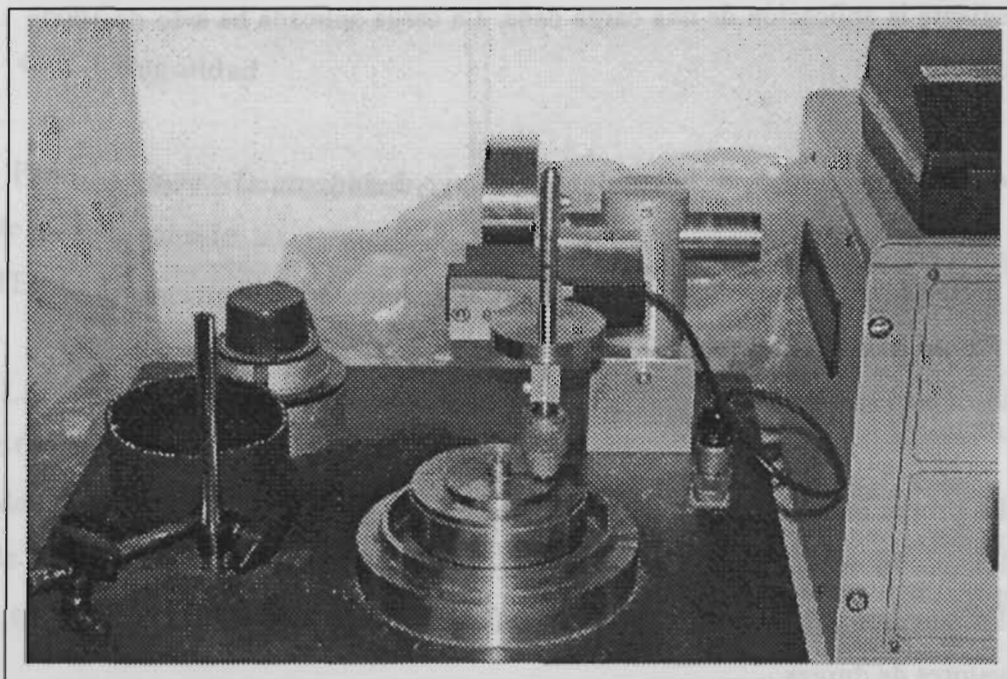
- En primer lugar el estudio del efecto de la orientación y tamaño de grano en los valores de dureza.
- En segundo lugar, el estudio de la influencia de la carga aplicada en los valores de dureza.

4.2.5 ESTUDIO DEL DESGASTE MEDIANTE ENSAYOS pin-on-disk.

Para la realización de los ensayos de desgaste, se ha utilizado una máquina pin-on-disk CM-4 (Figura 4.5), siguiendo las especificaciones de la norma ASTM G99-92 referente a este tipo de máquina y ensayo.



a)



b)

Figura 4.5. Máquina de ensayos pin-on-disk utilizada. a) vista general, b) detalle de la plataforma de giro del disco y del brazo de fijación del pin.

La máquina de ensayos pin-on-disk utilizada tiene unos límites de trabajo, tanto de carga aplicada (1-20N) como de velocidad de deslizamiento (0-0.9 m/s), y registra informáticamente el coeficiente de fricción del sistema (μ) durante todo el ensayo.

Para mejorar el asentamiento entre el disco y la plataforma de giro, y mantener el par de apriete constante, se ha utilizado vaselina en la cara del disco en contacto con la plataforma de giro de la máquina de ensayos pin-on-disk. De esta manera, se han evitado las posibles vibraciones debidas al mal asentamiento entre el disco y la plataforma que hace de fijación y le hace girar.

4.2.5.1 Efecto de la carga aplicada, y velocidad de deslizamiento en los ensayos de desgaste.

Dentro de los rangos especificados como límites de trabajo para la máquina de ensayos utilizada, se han elegido 5 cargas diferentes y 5 velocidades diferentes para la realización de este estudio. Para los diferentes valores de carga estudiados se ha utilizado la velocidad lineal de 0.2m/s, y para los diferentes valores de velocidad, se ha utilizado la carga de 6N. Los parámetros utilizados se muestran en la Tabla 4.4:

Tabla 4.4. Parámetros de carga a velocidad de 0.2m/s y velocidad a carga de 6N utilizados en los ensayos de desgaste

Carga (N)	Velocidad (m/s)
1	0.05
5	0.075
10	0.1
15	0.3
20	0.5

Para este estudio la distancia recorrida por los pines en todos los ensayos ha sido de 2250 m, tomando únicamente un valor de pérdida de peso para cada pin.

4.2.5.2 Efecto de las temperaturas de transformación M_s en el desgaste

Examinados los efectos que plantean la carga y la velocidad en el desgaste de las aleaciones utilizadas, se plantea el estudio del efecto que tiene sobre el desgaste la

temperatura de transformación que presenta la aleación objeto de estudio. Para las aleaciones en fase β , se estudia un rango de temperaturas que va desde $M_s = -98^\circ\text{C}$ a 19°C . El rango de temperaturas se aumenta con el estudio de aleaciones en fase $\beta +$ martensita y martensita hasta los 78°C . La pérdida de peso del pin se midió cada 250 m durante los 2250 metros totales para un mismo pin. Los parámetros utilizados para la realización de este estudio han sido, una carga de 6N y una velocidad lineal de 0.2 m/s . Estos parámetros, aseguran que en el desgaste realizado, no se producirán fenómenos de calentamiento demasiado elevados, ni provocarán deformación plástica, fluencia en el material u otro tipo de mecanismo de desgaste como podría ser el oxidativo o el gripaje.

4.2.5.3 Efecto del tamaño de grano en el desgaste

Para el estudio del efecto del tamaño de grano, se han tratado térmicamente a 850°C durante 5, 10, 30 y 60 min, pins de las aleaciones 21 y 14 en fase β y la aleación 4 en fase martensítica, realizando el estudio de desgaste en las condiciones de carga de 6N , velocidad de deslizamiento de 0.2m/s y tomando una única medida de pérdida de peso para los 2250 m recorridos.

4.2.6. ANÁLISIS DE LAS SUPERFICIES DESGASTADAS.

4.2.6.1 Medida cuantitativa

Siguiendo las directrices de la norma ASTM G99-92, el método utilizado para medir el desgaste tanto de los pins como de los discos, ha sido mediante la diferencia de peso antes y después de realizar los ensayos. Para tal efecto, se ha utilizado una balanza analítica de precisión Sartorius 1712 MP8 con un campo de pesada macro hasta 160 g y una sensibilidad de 0.1 mg y un campo de pesada semimicro hasta 30g con una sensibilidad de 0.01 mg .

La pérdida de masa del disco ha sido tan pequeña que ha sido imposible registrarla con la resolución necesaria, por lo que es un parámetro que no se ha tenido

en cuenta. Por otro lado no es un parámetro que pueda afectar significativamente a los resultados.

4.2.6.2 Medidas cualitativas

-Preparación de las muestras objeto de estudio.

Las muestras que provienen de los pins ensayados, tanto a las que se les realizará DSC como a las que se someterán a difracción de Rayos X y posterior estudio microscópico, han sido cortadas transversalmente con un disco de diamante con un espesor aproximado de 3mm. Posteriormente, las muestras destinadas a calorimetría diferencial de barrido, han sido pulidas con un paño de terciopelo y alúmina de granulometría 0.05 y 1 μ m, únicamente por la cara de corte intentando ajustar el peso a unos 100 mg. Finalmente, han sido lavadas con alcohol.

Por otra parte, las muestras que serán sometidas al análisis de difracción de Rayos X, no han sido ni pulidas ni atacadas, para asegurarnos que no se alteran las condiciones de la superficie una vez finalizados los ensayos de desgaste.

Posterior al estudio de difracción de Rayos X, y al estudio de calorimetría diferencial de barrido, las mismas muestras han sido preparadas metalográficamente para la observación microscópica. Esta preparación metalográfica ha consistido únicamente en un pulido con paños de terciopelo y alúmina de 0.05 y 1 μ m con la finalidad de hacer que la superficie observada, sea lo más similar a la superficie sobre la cual se realiza la difracción de Rayos X y la calorimetría diferencial de barrido.

También se han realizado cortes longitudinales de los pins provenientes de los ensayos de desgaste con la finalidad de observar la morfología y profundidad de la martensita inducida por tensión. El proceso de corte y pulido se ha realizado de la forma ya comentada en el Capítulo II.

-Caracterización metalográfica de las superficies de desgaste

Las muestras han sido analizadas en el microscopio óptico y en el microscopio electrónico de barrido tanto para las muestras cortadas longitudinalmente como para las

muestras que provienen de la difracción de Rayos X y de calorimetría diferencial de barrido y que han sido cortadas transversalmente.

Se han realizado estudios de microscopía óptica y electrónica de barrido siguiendo las mismas especificaciones que se detallan en el Capítulo II

-Caracterización de las superficies de desgaste mediante el análisis de las temperaturas de transformación.

Se ha utilizado la técnica de calorimetría diferencial de barrido ya descrita en el Capítulo II, para determinar las temperaturas singulares de transformación antes de producirse el desgaste y después de producirse el desgaste. En todos los casos se han realizado dos ciclados térmicos completos para cada muestra. A partir del primer ciclado se estudia la influencia que tienen sobre la transformación los diferentes efectos producidos en el proceso de desgaste. Una vez realizado procedemos al segundo ciclado térmico utilizando la misma velocidad que en el primer ciclado que ha sido de 10 °C/min. A partir de este segundo ciclado, se estudia la estabilidad de los resultados obtenidos en el primer ciclado.

Después de calcular las temperaturas de transformación de las probetas desgastadas mediante la calorimetría diferencial de barrido, se ha procedido al análisis de las superficies desgastadas para determinar si la martensita inducida por tensión en el ensayo de desgaste es estable, y por tanto, se mantiene la microestructura después de realizar el tratamiento térmico a través de la calorimetría diferencial de barrido, o si por el contrario, la martensita inducida es inestable y desaparece después del tratamiento térmico. Este análisis se ha realizado con el microscopio óptico de luz reflejada y con el microscopio electrónico de barrido.

-Caracterización de las superficies de desgaste mediante difracción de Rayos X.

El equipo empleado fue un difractómetro de geometría Bragg-Brentano $\theta/2\theta$ Siemens D-500 con radiación K_{α} del Cu de $\lambda = 1.5418 \text{ \AA}$ a 40 KV y una corriente de 30 mA, equipado con un monocromador secundario de grafito.

Los difractogramas se obtuvieron con un rango angular inicial de control de 10 a 35 grados en 2θ con un tamaño de paso de 0.05 grados en 2θ y un tiempo de 0.05 segundos por paso, y con un segundo rango angular de 35 a 100 grados en 2θ con un tamaño de paso de 0.05 grados en 2θ y un tiempo de 3 segundos por paso. Todos los difractogramas fueron realizados a temperatura ambiente con una ventana de divergencia de 1 grado y una ventana de recepción de 0.05 grados para las muestras patrón y una ventana de 0.15 grados con un Soller Slits de flujo incidente para las muestras desgastadas. El difractómetro dispone de un microordenador IBM PS60 para el tratamiento de datos mediante una base de datos que contienen una colección completa de las fichas JCPDS (base de datos y programa de tratamiento EVA v. 3.30). Debido a la falta de Fichas JCPDS con las que poder comparar los resultados obtenidos, se realizó un difractograma patrón para una aleación de fase β , otro para una aleación de fase β +martensita y otro para una aleación de fase martensita. Las muestras utilizadas para la realización de estos patrones de difracción, fueron obtenidas de la misma manera que las aleaciones empleadas en el estudio del desgaste, y con el tratamiento térmico de 850°C durante 3 min.

Además de esto, se ha realizado una búsqueda bibliográfica en la cual se presentan para la aleación CuZnAl los difractogramas de las diferentes fases presentes. No son muchos los trabajos que se han podido encontrar [90Jia], [89Suz], [98Shi], [94Yub], siendo la fase martensita la que presenta un estudio más completo. Para la fase β no se presentan resultados concluyentes, mostrándose únicamente en algunos casos, los picos de fase β , en muestras en las cuales la fase β coexiste con otras fases.

4.3 RESULTADOS EXPERIMENTALES.

4.3.1 ENSAYOS MECÁNICOS DE DUREZA.

4.3.1.1 Verificación del método utilizado

La Tabla 4.5 presenta los valores de dureza calculados para la aleación 14 y 21 ambas en fase β y la aleación 4 que presenta fase martensita. Se puede observar que la

orientación cristalina de los granos de la muestra no influye significativamente en los valores de dureza calculados.

Respecto al efecto del tamaño de grano en los valores de dureza calculados, se ha realizado un estudio para las tres aleaciones anteriores. La evolución de las durezas frente al tamaño de grano para las aleaciones 21 y 14 se muestran en las tablas 4.6 y 4.7 respectivamente. Para la aleación 4 en fase martensita se muestran en la tabla 4.8.

Tabla 4.5. Valores de dureza para las aleaciones 14, 21, y 4, obtenidos mediante la microindentación en diferentes granos de la aleación.

Aleación	Grano 1 (GPa)	Grano 2 (GPa)	Grano 3 (GPa)	Grano 4 (GPa)
14 n=5	1.495 st 0.010	1.474 st 0.004	1.470 st 0.008	1.478 st 0.017
21 n=5	1,327 st 0,009	1,334 st 0,019	1,298 st 0,002	1,297 st 0,025
4 n=5	1,145 st 0,046	1,283 st 0,241	1,117 st 0,062	1,071 st 0,032

Tabla 4.6. Evolución de la dureza frente al tamaño de grano para la aleación 21

Tamaño grano (μm)*	521	920	2087	2980	3170	3970	3974
Media durezas (HV ₁)	181	186	189	189	185	182	180
Desv. Est. n=5	8.458	6.430	4.700	6.502	7.078	5.120	4.291

Tabla 4.7. Evolución de la dureza frente al tamaño de grano para la aleación 14

Tamaño grano (μm)*	790	1450	2760	3310	3580	3972	4001
Media durezas (HV ₁)	230	230	227	229	229	231	226
Desv. Est. n=5	5.049	4.742	8.345	6.207	6.074	3.173	4.670

Tabla 4.8. Evolución de la dureza frente al tamaño de grano para la aleación 4

Tamaño grano perímetro (μm)*	435	594	984	1587	1674	1804	2045
Media durezas (HV_1)	164	166	159	161	165	170	169
Desv. Est. n=5	6.877	8.545	9.718	7.566	8.234	5.589	9.231

*Los valores de tamaño de grano que se presentan en las tablas 4.6, 4.7, 4.8, se han calculado a partir de las ecuaciones presentadas para tal efecto según la referencia [92Gil].

A partir de estos resultados no se observa ninguna relación evidente entre el tamaño de grano y los valores de dureza calculados.

Para el estudio del efecto de la carga aplicada en la dureza, se ha realizado una gradación de la carga aplicada desde 10g hasta 1000g haciendo todas las medidas en un mismo grano de la muestra policristalina. Para esto se ha hecho crecer el grano hasta un tamaño de $3500\mu\text{m}$ aproximadamente, en el cual se han podido realizar las diferentes indentaciones obedeciendo a los criterios de las normas ASTM E8 acerca de las distancias entre dos indentaciones. Los resultados obtenidos, se muestran en las Tablas 4.9 y 4.10 para las aleaciones 14 y 21 respectivamente, y en la Tabla 4.11 para la aleación 4 en fase martensita.

Tabla 4.9. Evolución de la dureza con la carga aplicada para la aleación 14.

Al 14	10 g	25 g	50 g	100 g	200 g	300 g	500 g	1000 g
Dureza (GPa)	1,290	1,537	1,504	1,557	1,476	1,471	1,485	1,486
Desv Est. n=2	0,038	0,038	0,040	0,010	0,022	0,021	0,018	0,009

Tabla 4.10. Evolución de la dureza con la carga aplicada para la aleación 21.

Al 21	10 g	25 g	50 g	100 g	200 g	300 g	500 g	1000 g
Dureza (GPa)	1,377	1,329	1,382	1,433	1,322	1,335	1,316	1,433
Desv Est. n=2	0,076	0,015	0,035	0,017	0,005	0,014	0,040	0,017

Tabla 4.11. Evolución de la dureza con la carga aplicada para la aleación 4 en fase martensita.

Al 4	10 g	25 g	50 g	100 g	200 g	300 g	500 g	1000 g
Dureza (GPa)	1,358	0,967	1,213	1,197	1,150	1,090	1,146	1,126
Desv Est. n=2	0.021	0,048	0,076	0,013	0,013	0,132	0,028	0,057

La conclusión que se obtiene a partir de los resultados planteados es que la carga tampoco es un factor que afecte significativamente a los valores de dureza obtenidos. Por lo tanto se puede afirmar que el estudio de dureza que se realizará a una carga de 1000g durante 15s es perfectamente válido para la evaluación de las durezas en este tipo de aleaciones.

4.3.1.2 Durezas de las aleaciones utilizadas en el estudio de desgaste

En este estudio se ha hecho una diferenciación a la hora de realizar el cálculo de las durezas en función de la fase presente en la aleación. Así para las aleaciones en fase β los resultados obtenidos, se muestran en la Figura 4.6 en función de la temperatura de transformación M_s .

Para las aleaciones que muestran fase martensita y $\beta +$ martensita los resultados obtenidos se muestran en las Tablas 4.12 y 4.13 respectivamente que se muestran a continuación. No se observa una relación clara entre la temperatura de transformación y los valores de dureza obtenidos observándose, una relativa estabilidad de los valores de dureza. Como se observa en la Figura 4.6, los resultados se ajustan a una ecuación lineal, observándose una mayor dureza para temperaturas de transformación bajas y una dureza más pequeña para temperaturas de transformación cercanas a la temperatura ambiente.

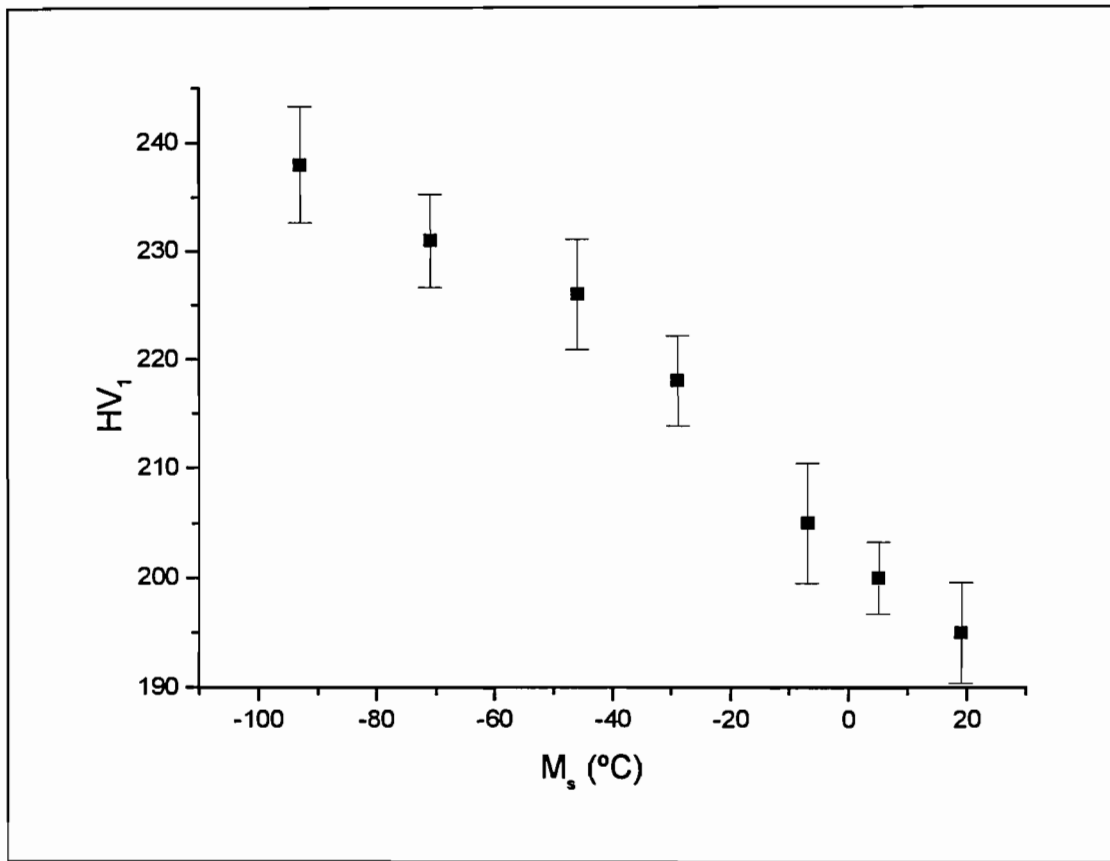


Figura 4.6. Dureza de las aleaciones en fase β en función de la temperatura de transformación que presentan.

La ecuación que relaciona la dureza y la temperatura de transformación para las aleaciones en fase β es:

$$HV_1 = 203.26 - 0.40 M_s \quad (4.1)$$

Siendo :

$$A = 203.26 \quad B = -0.40 \quad R = 0.989 \quad SD = 0.590$$

Tabla 4.12 Dureza para las aleaciones en fase martensita

Aleación	23	4	13	24
HV_1	178.5	166	168.7	180.5
Desv. St	7,320	15,821	6.973	9,444

Tabla 4.13. Dureza para las aleaciones en fase β + Martensita

Aleación	64	3	65	8
HV ₁	166,25	152,2	157,75	153
Desv. St	10,451	7,364	8,635	4,761

4.3.2 RESISTENCIA AL DESGASTE ADHESIVO. EFECTO DE LA CARGA Y VELOCIDAD DE DESLIZAMIENTO EN LA RESISTENCIA AL DESGASTE

Al igual que se ha hecho para el caso de las durezas, se ha relacionado la pérdida de peso frente a las temperaturas de transformación. En las Figuras 4.7 y 4.8 se muestra la relación existente entre la temperatura de transformación M_s y la pérdida de peso para cada aleación estudiada a cada condición de velocidad de deslizamiento y carga aplicada respectivamente.

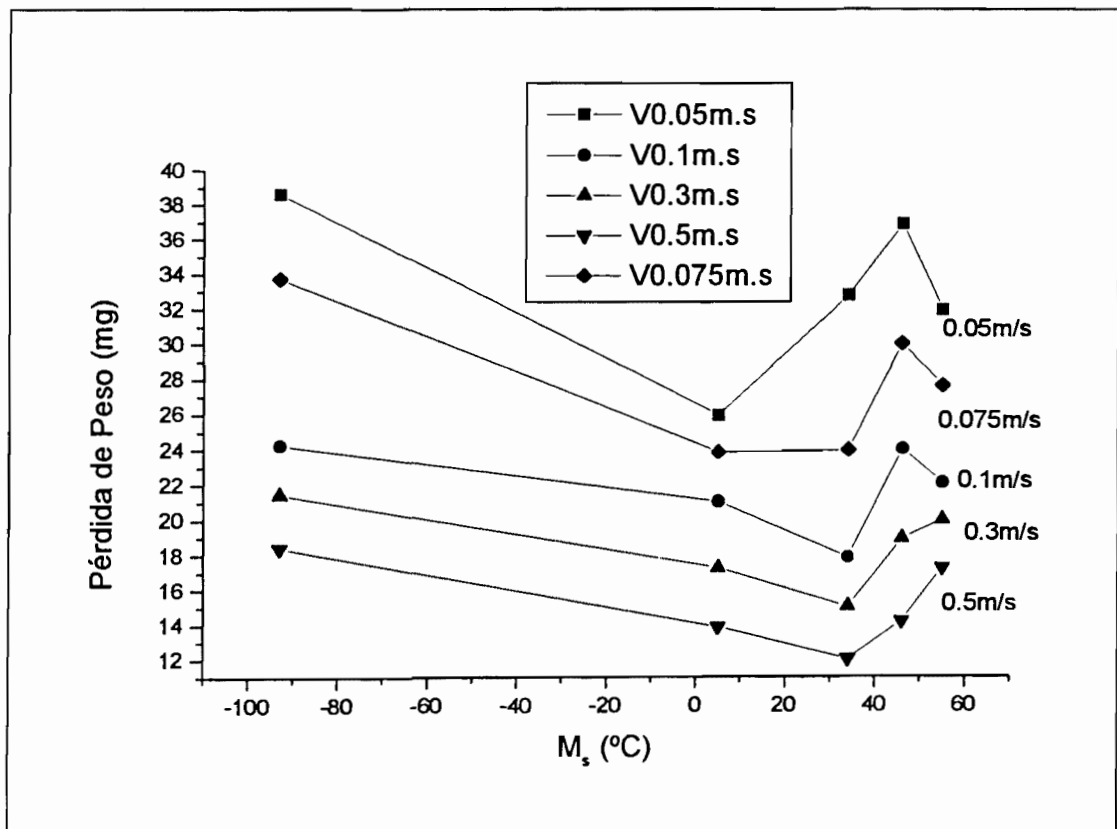


Figura 4.7. Evolución de la pérdida de peso frente a la temperatura de transformación M_s para cada valor de velocidad utilizado a una carga constante de 6N.

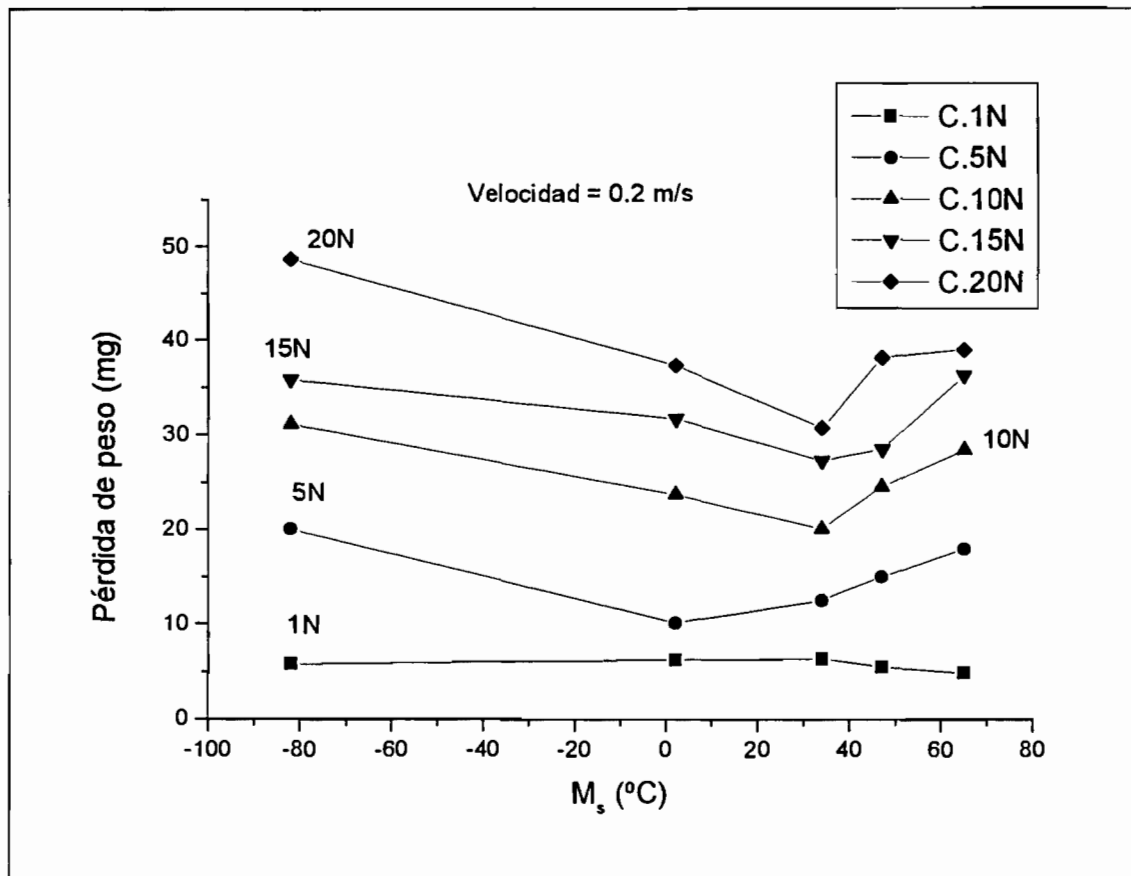
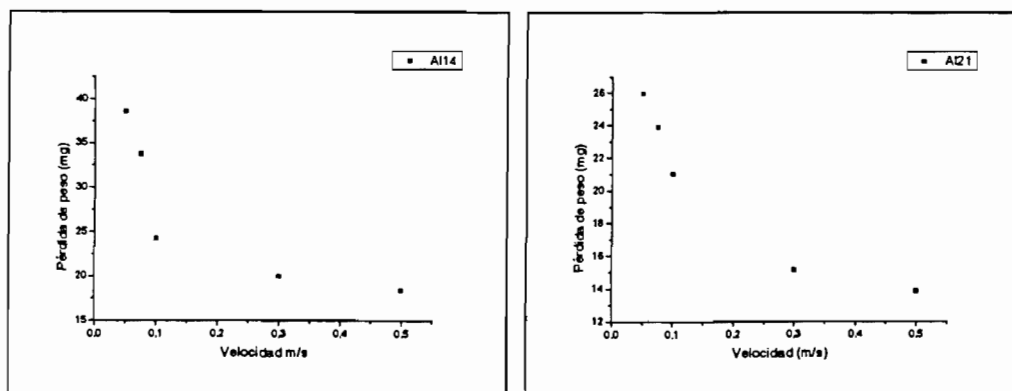


Figura 4.8. Evolución de la pérdida de peso frente a la temperatura de transformación M_s para cada valor de carga utilizado a una velocidad constante de 0.2 m/s.

La disminución de la velocidad de deslizamiento provoca la disminución de la resistencia al desgaste de una manera exponencial independientemente de la fase presente en la aleación. Así en la Figura 4.9 se representa la pérdida de peso frente a la velocidad para las 5 aleaciones estudiadas.



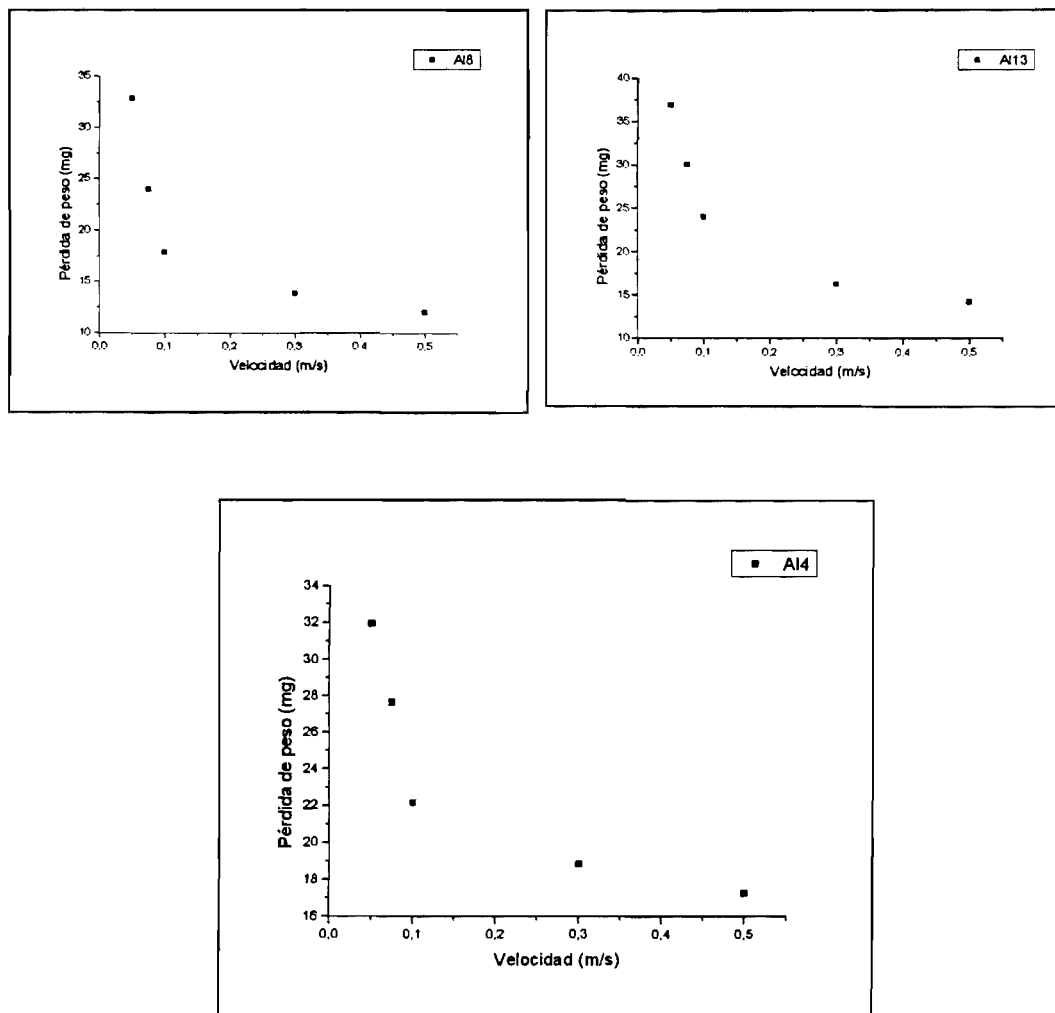
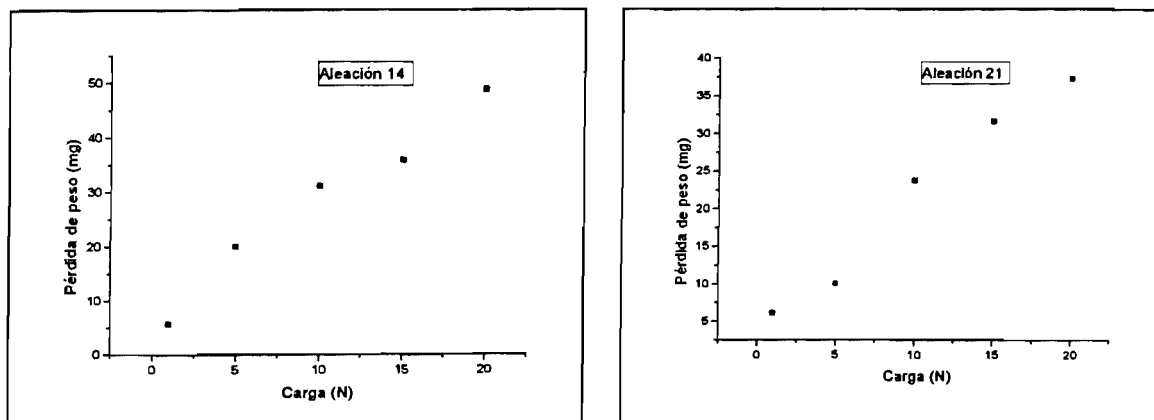


Figura 4.9. Pérdida de peso en función de la velocidad, para las 5 aleaciones estudiadas.

De la misma manera en la Figura 4.10 se representa la evolución de la pérdida de peso en función de la carga aplicada, observándose una relación lineal.



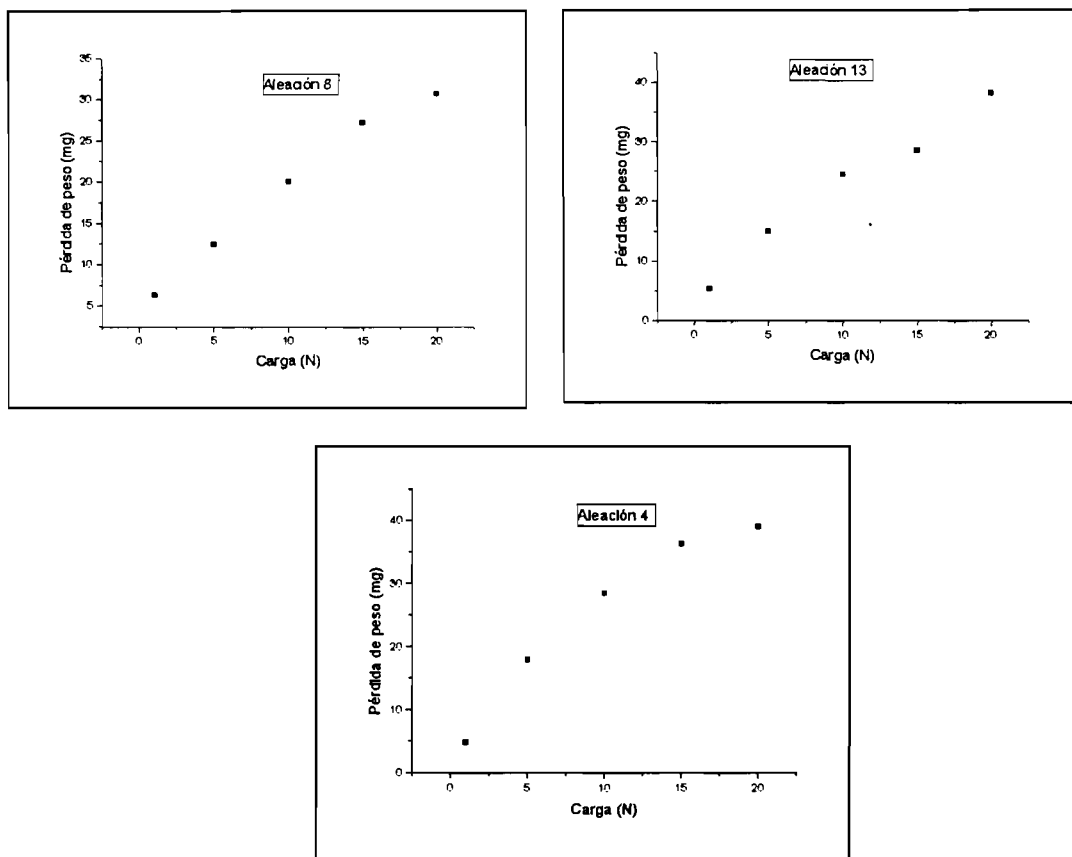


Figura 4.10. Pérdida de peso en función de la carga aplicada para las 5 aleaciones estudiadas.

4.3.2.1 Valoración de los coeficientes de fricción.

Los valores de los coeficientes de fricción obtenidos para las cinco aleaciones utilizadas, se muestran en la Tabla 4.14.

Tabla 4.14. Coeficientes de fricción para las aleaciones estudiadas.

Aleación	1N	5N	10N	15N	20N	0,05m/s	0,075m/s	0,1m/s	0,3m/s	0,5m/s
Al 4	0.55	0.41	0.35	0.34	0.34	0.34	0.35	0.34	0.34	0.38
SD	0.08	0.05	0.04	0.03	0.03	0.03	0.02	0.01	0.04	0.02
Al 13	0.53	0.48	0.50	0.11	0.31	0.35	0.38	0.42	0.35	0.39
SD	0.07	0.05	0.07	0.01	0.02	0.02	0.01	0.03	0.02	0.07
Al 8	0.55	0.37	0.34	0.32	0.30	0.39	0.37	0.36	0.37	0.38
SD	0.07	0.06	0.03	0.03	0.03	0.06	0.02	0.02	0.03	0.02
Al 21	0.59	0.39	0.30	0.30	0.27	0.34	0,35	0.37	0,38	0.39
SD	0.06	0.07	0.02	0.02	0.01	0.03	0.03	0.03	0.04	0.02
Al 14	0.57	0.38	0.38	0.31	0.34	0.45	0.40	0.36	0.41	0.44
SD	0.06	0.04	0.02	0.02	0.02	0.08	0.02	0.03	0.03	0.03

Se observa en la Figura 4.11 que los coeficientes de fricción en función de la carga siguen como norma general una ley exponencial de manera que estos coeficientes aumentan al disminuir la carga.

Por el contrario no se observa una relación directa entre el coeficiente de fricción y la velocidad como se observa en la Figura 4.12.

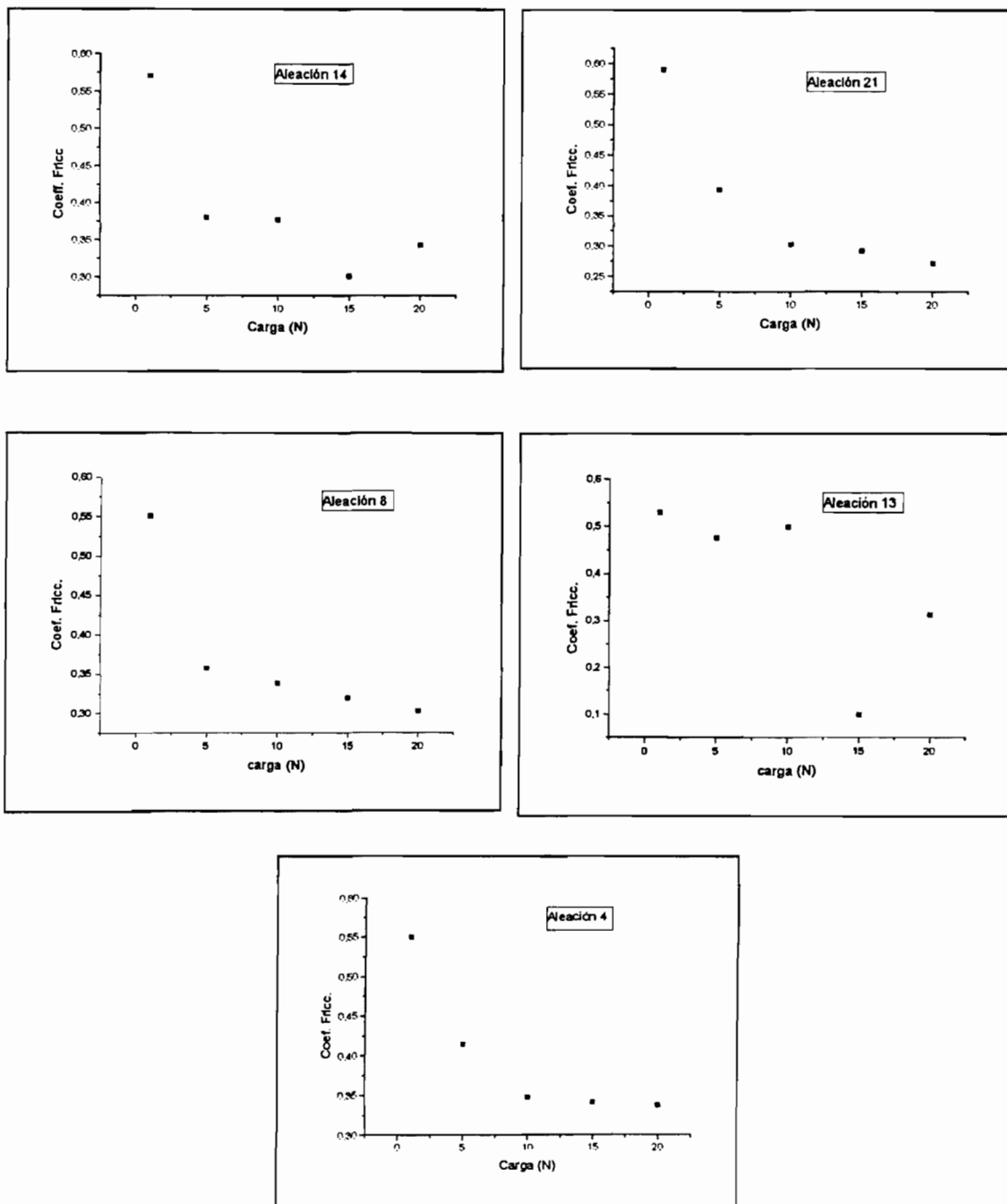


Figura 4.11. Representación de los coeficientes de fricción en función de la carga aplicada para las 5 aleaciones estudiadas.

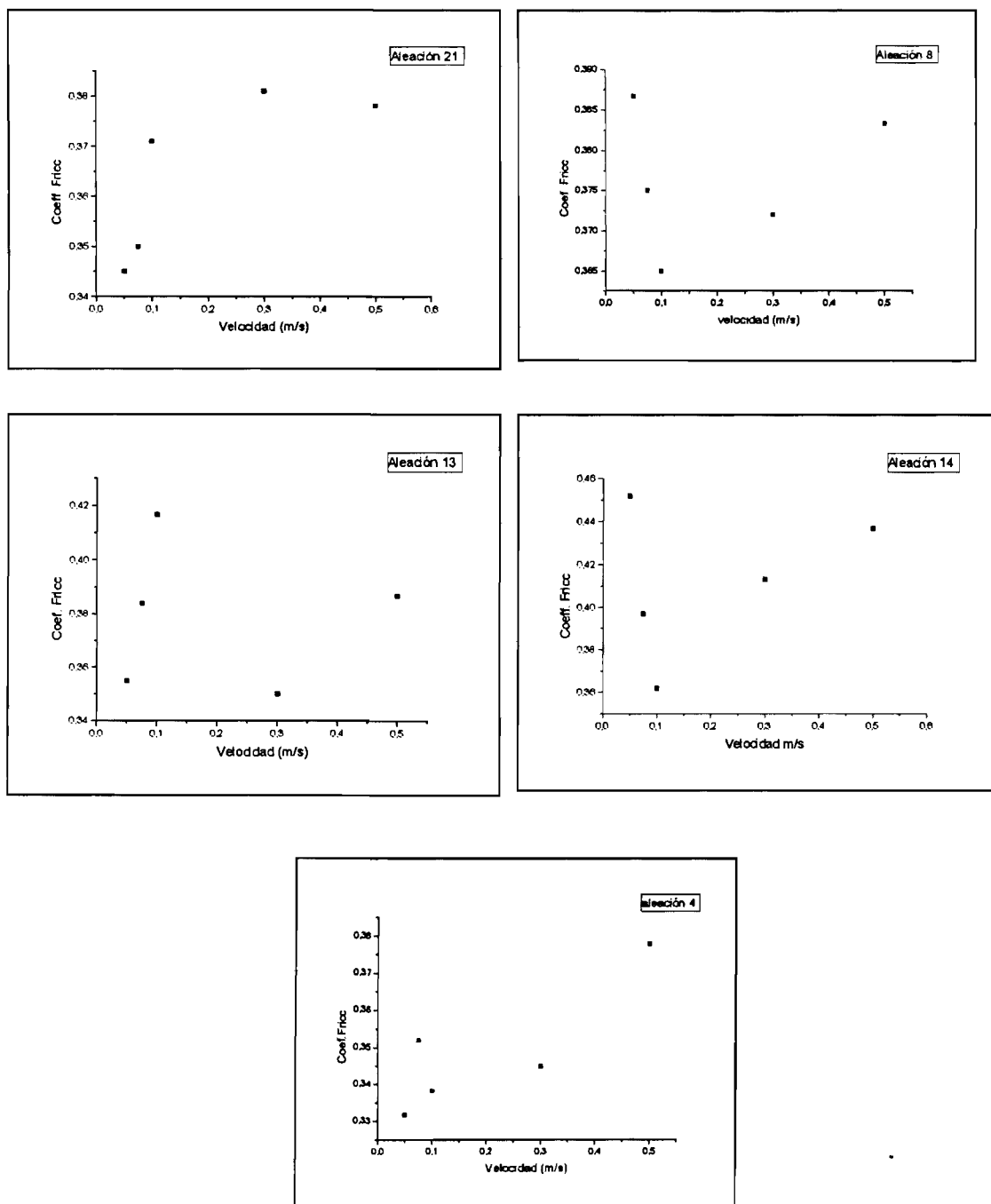


Figura 4.12. Representación de los coeficientes de fricción en función de la velocidad de deslizamiento.

En las Figuras 4.13a , 4.13b, 4.13c, 4.13d, 4.13e, 4.13f, 4.13g, 4.13h, se muestran los coeficientes de fricción para la aleación 21 y aleación 13 para velocidades de 0.05 y 0.5 m/s y cargas de 1 y 20 N. Se observa una diferencia *significativa* en la amplitud del coeficiente de fricción entre la carga de 1N y 20N. Por el contrario, no se

observan de una manera tan clara, diferencias en el coeficiente de fricción en función de la velocidad como ya se ha observado en la Figura 4.12.

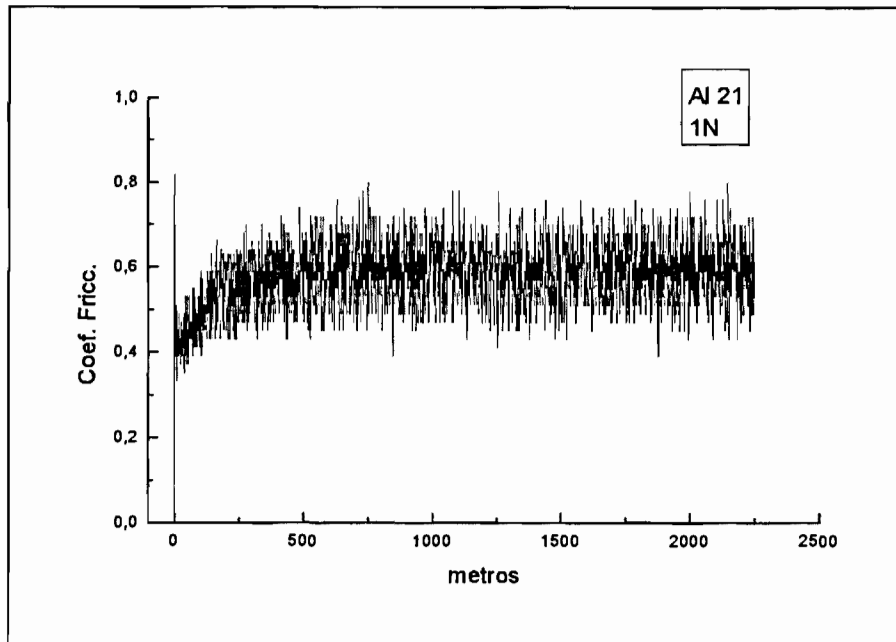


Figura 4.13a. Representación del coeficiente de fricción en función de la distancia recorrida para la aleación 21 para una carga aplicada de 1N.

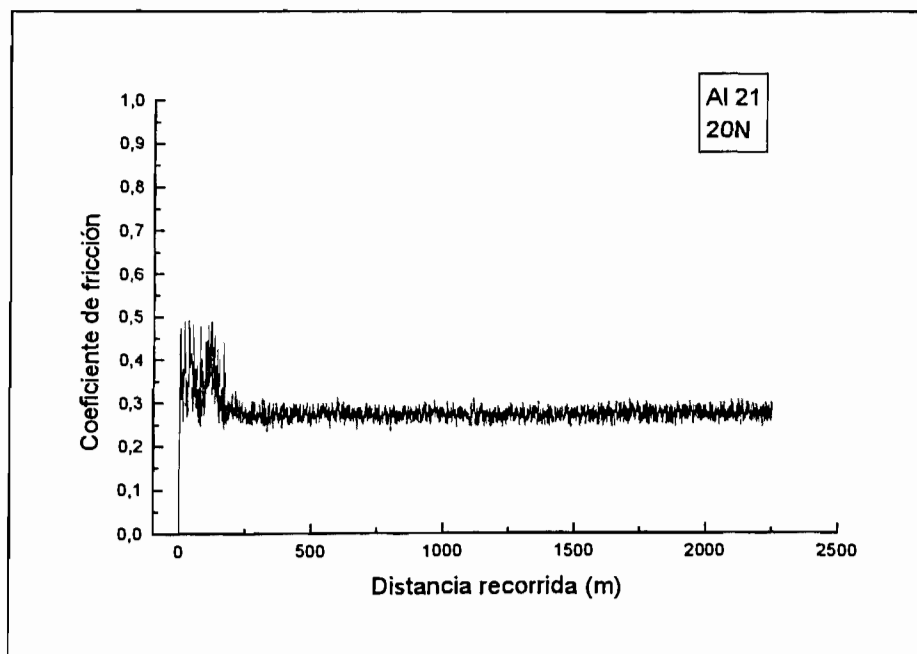


Figura 4.13b. Representación del coeficiente de fricción en función de la distancia recorrida para la aleación 21 para una carga aplicada de 20N.

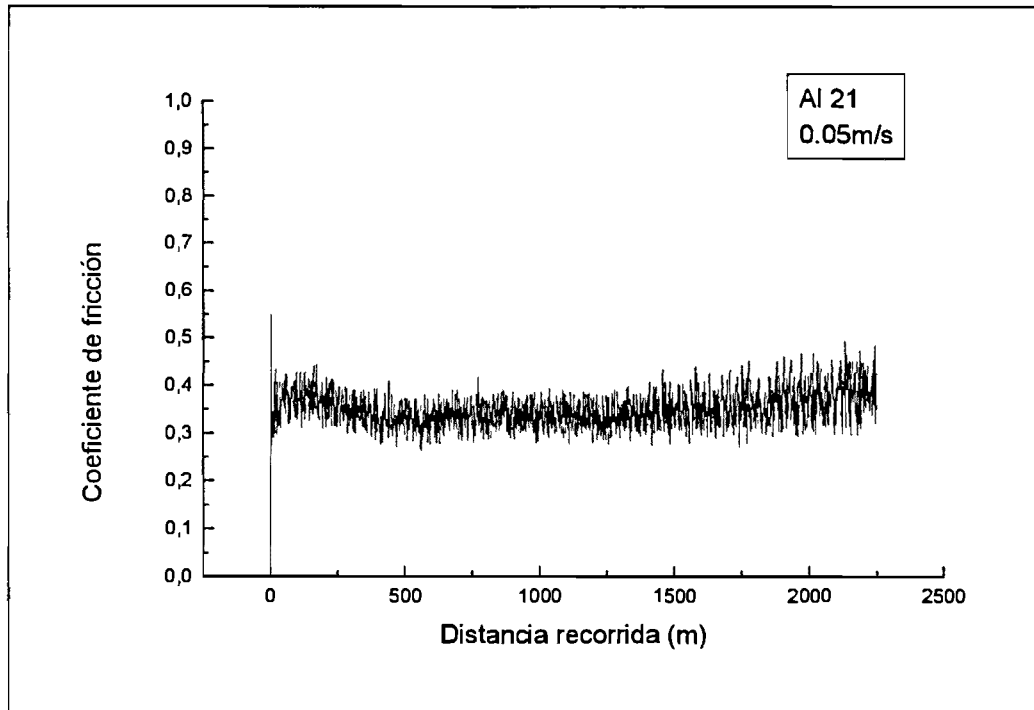


Figura 4.13c. Representación del coeficiente de fricción en función de la distancia recorrida para la aleación 21 para una velocidad de deslizamiento de 0.05m/s.

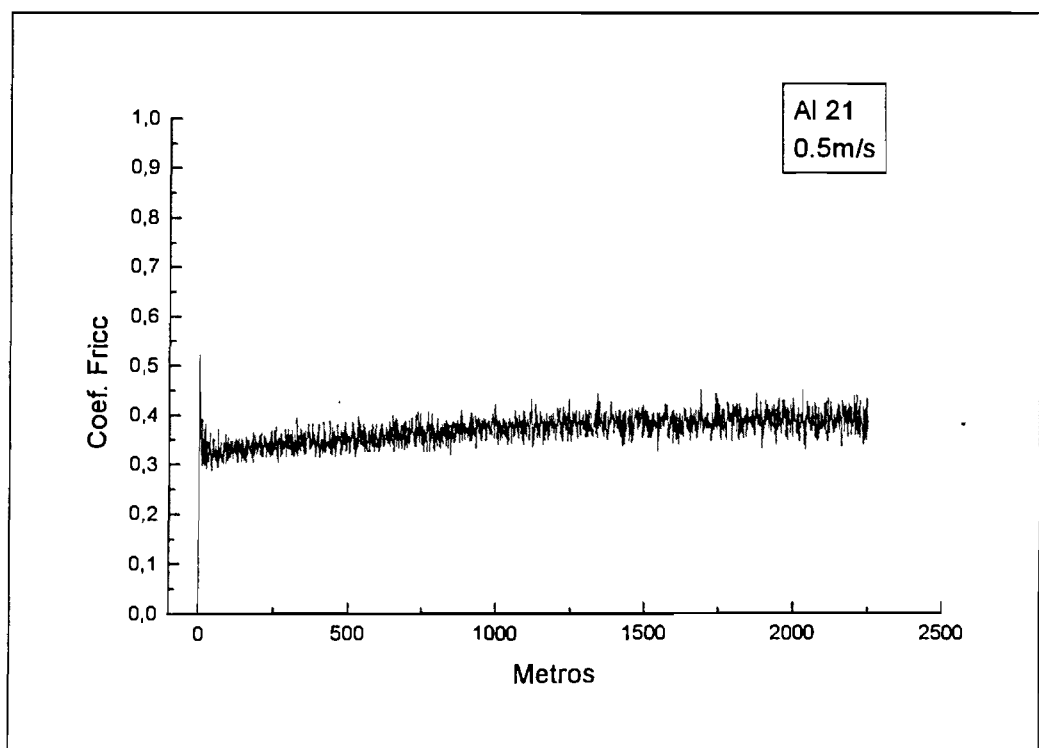


Figura 4.13d. Representación del coeficiente de fricción en función de la distancia recorrida para la aleación 21 para una velocidad de deslizamiento de 0.5m/s.

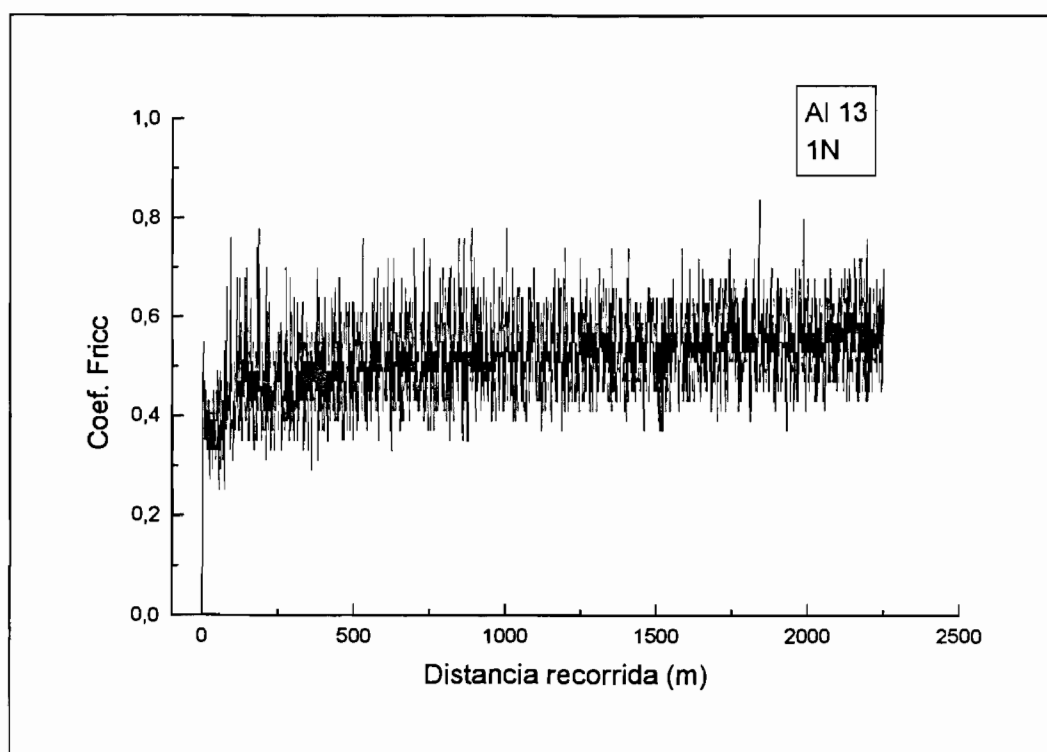


Figura 4.13e. Representación del coeficiente de fricción en función de la distancia recorrida para la aleación 13 para una carga aplicada de 1N.

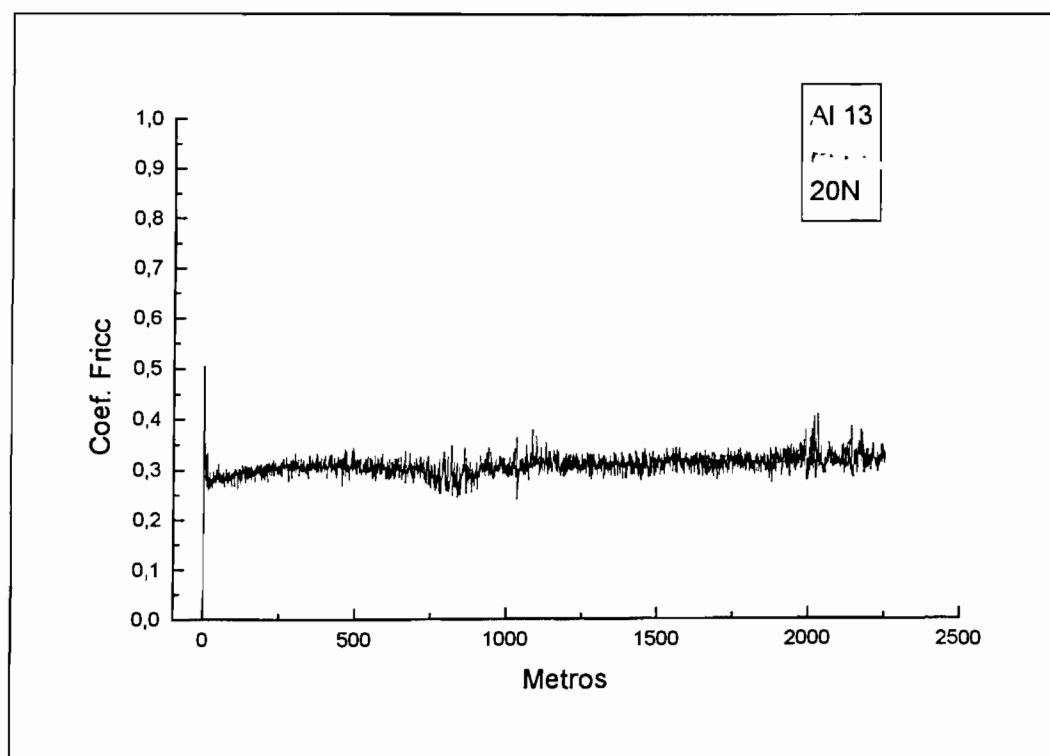


Figura 4.13f. Representación del coeficiente de fricción en función de la distancia recorrida para la aleación 13 para una carga aplicada de 20N.

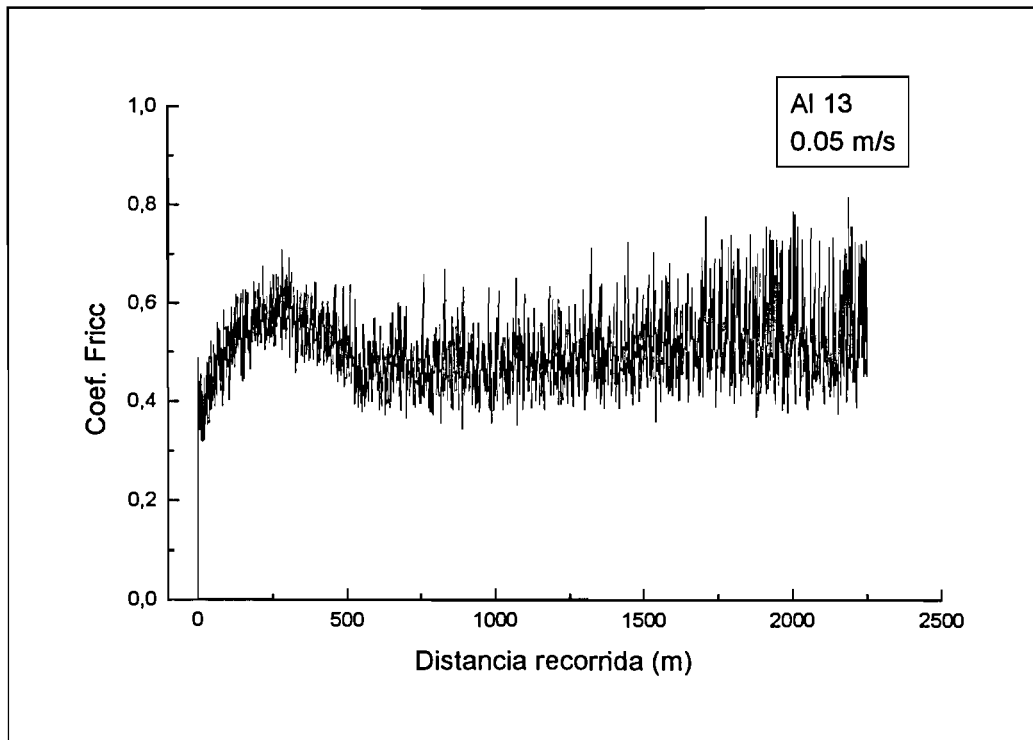


Figura 4.13g. Representación del coeficiente de fricción en función de la distancia recorrida para la aleación 13 para una velocidad de deslizamiento de 0.05m/s.

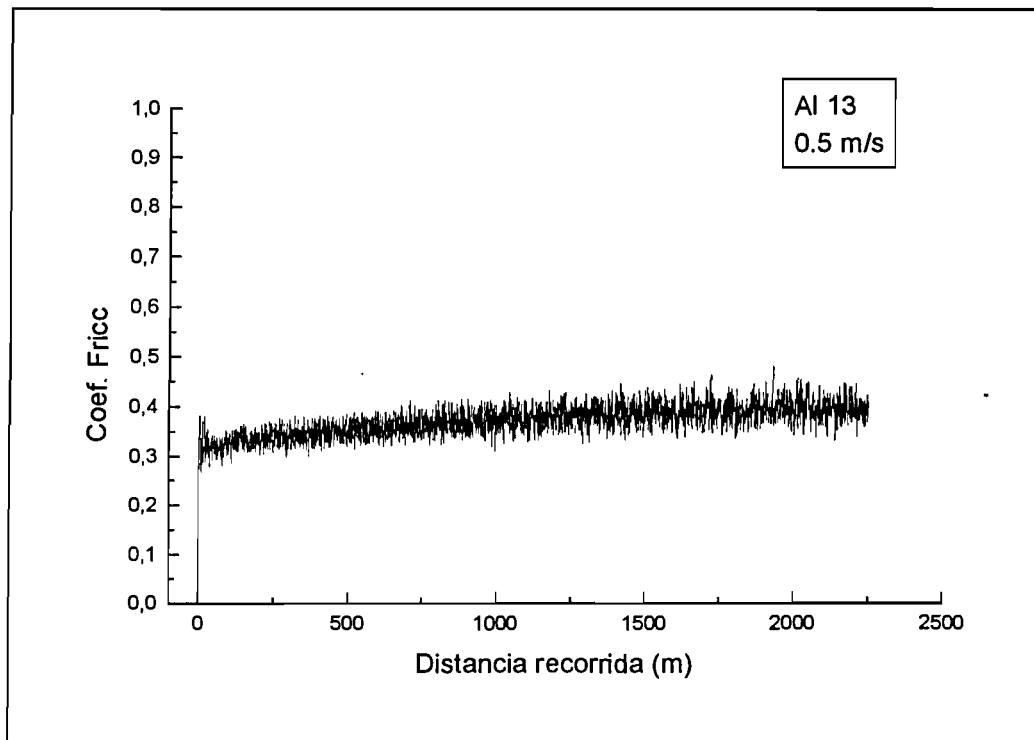


Figura 4.13h. Representación del coeficiente de fricción en función de la distancia recorrida para la aleación 13 para una velocidad de deslizamiento de 0.5m/s.

4.3.2.2 Difracción de Rayos X

Se ha realizado DRX para las superficies de desgaste correspondientes a las cargas de 1N, 10N y 20N y para las velocidades de 0.05 m/s 0.1 m/s y 0.5 m/s por ser estos los valores extremos y medios utilizados en el estudio y por considerarlos representativos de la totalidad. En todos ellos el rango de ángulos que se muestra es el que corresponde a $2\theta = 35-100^\circ$, puesto que en el rango comprendido entre los 10° y los 35° no se ha observado en ningún caso picos representativos diferenciables del ruido de fondo. En la Figura 4.14a y 4.14b se presentan los difractogramas patrón calculados para este estudio, y se comparan con los difractogramas más representativos, obtenidos de la búsqueda bibliográfica los cuales se muestran en la Figura 4.15a, 4.15b, 4.15c, 4.15d.

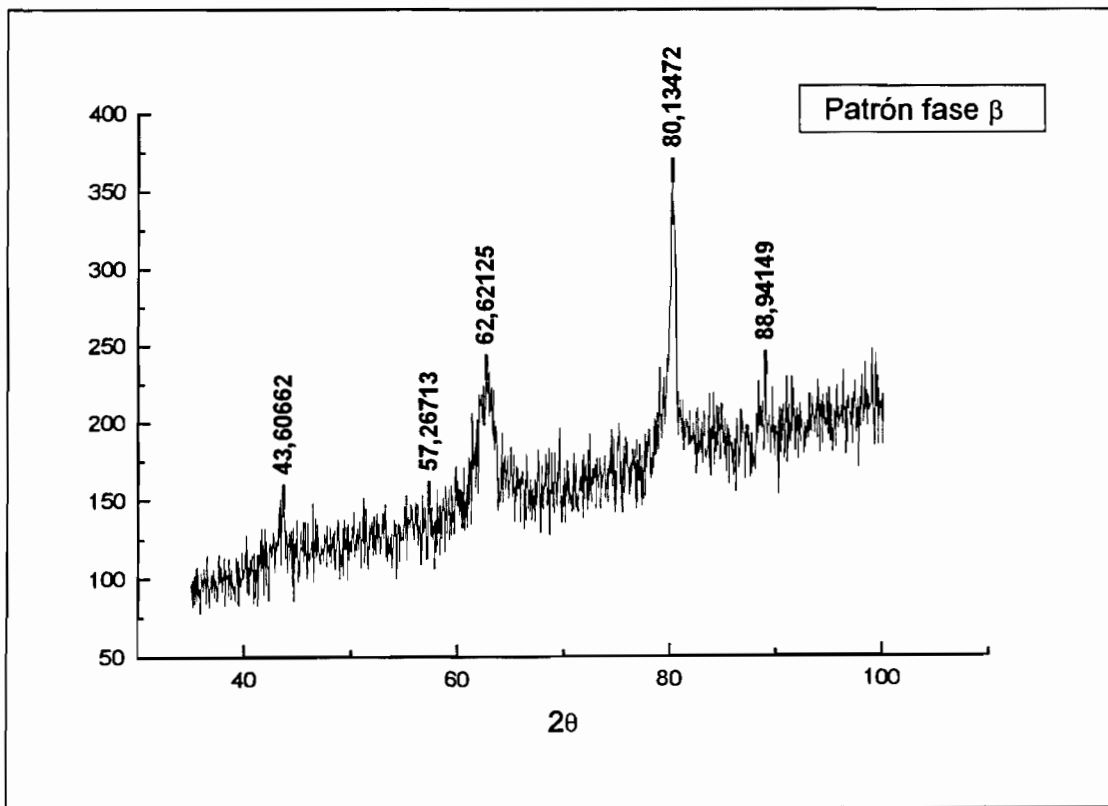


Figura 4.14a. Difractograma de Rayos X patrón de fase β en el que se muestra el ángulo 2θ para los picos más importantes.

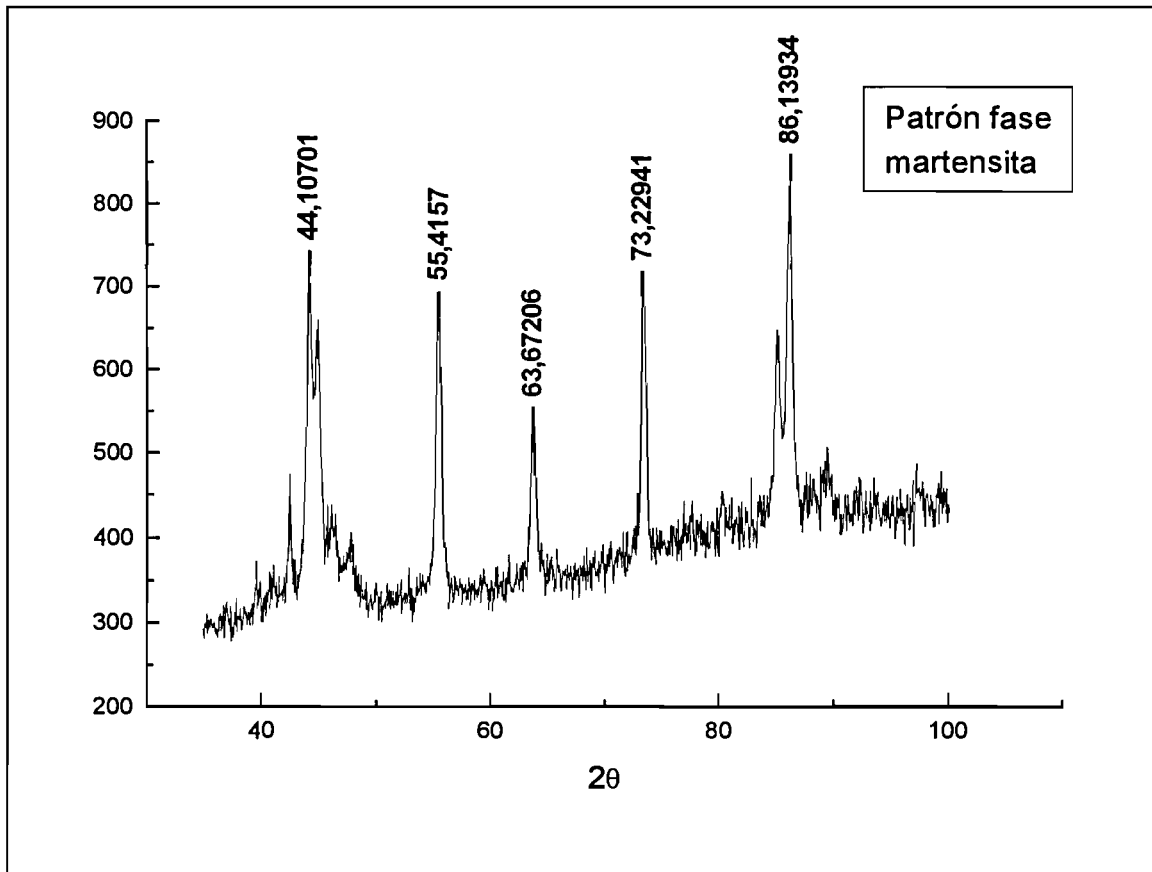


Figura 4.14b. Difractograma de Rayos X patrón de fase martensita en el que se muestra el ángulo 2θ para los picos más importantes.

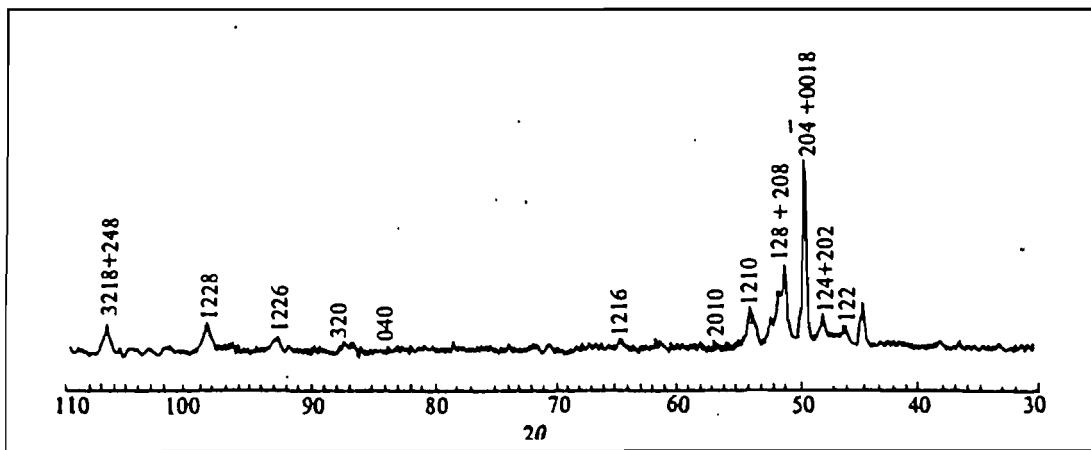


Figura 4.15a Difractograma de Rayos X para el Cu-25.5Zn-3.48Al-0.77Ti en fase martensita templada en agua.

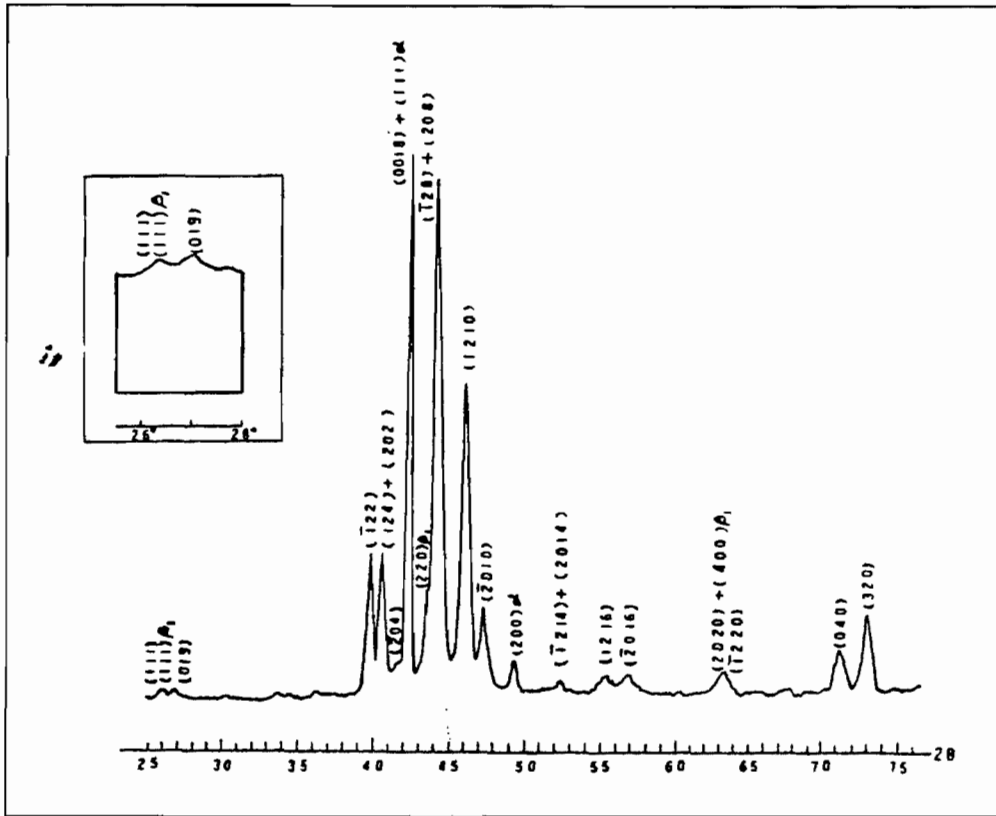


Figura 4.15b. Difractograma de Rayos X para el Cu-17.4Zn-13.0Al en fase martensita.

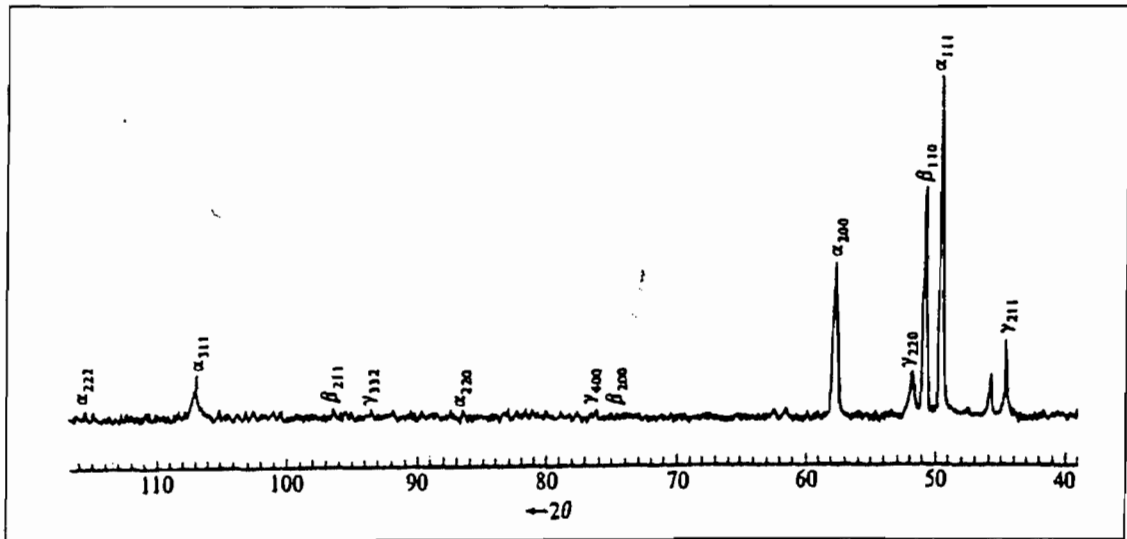


Figura 4.15c. Difractograma de Rayos X de las fases α , β , γ para una muestra deformada en frío de Cu-25.5Zn-3.48Al-0.77Ti

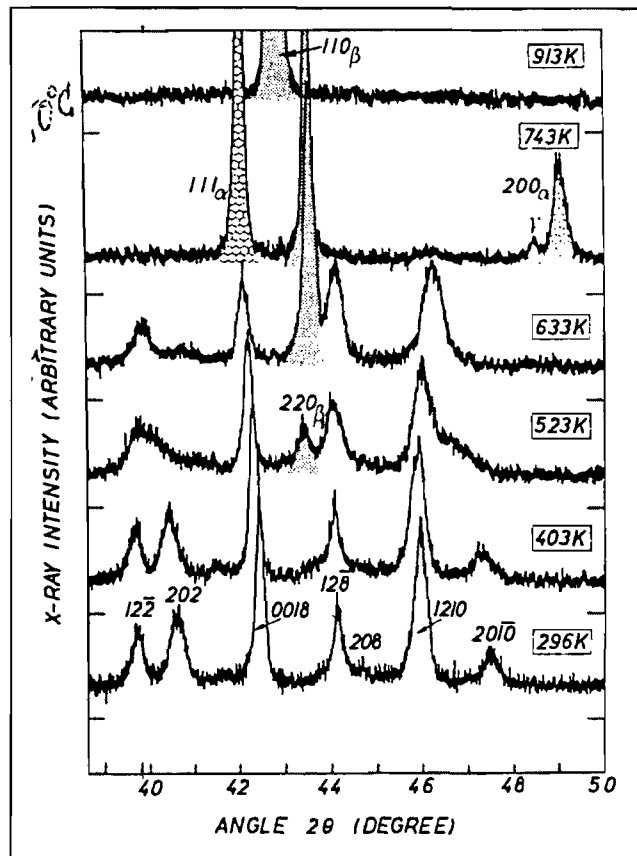


Figura 4.15d. Difractograma parcial de Rayos X para una muestra templada a varias temperaturas.

Se observa a partir de estos resultados, una buena correlación entre el difractograma patrón y los difractogramas referenciados en la bibliografía, con una coincidencia prácticamente total de los picos que aparecen para la fase martensita. Por el contrario, para la fase β , no se observa tal coincidencia. Es por esto, que el grupo de picos que aparecen entre los ángulos 2θ de 40 y 50° se asociará de una manera única a la fase martensita. A 43.60° aparece un pico de la fase β correspondiente a la reflexión del plano (220) que debido al elevado ruido de fondo es imposible diferenciar de las reflexiones que corresponden a la fase martensita y que como se muestra en el patrón de martensita y en los difractogramas de la Figura 4.14, se solapan con el pico de la fase β . Según los datos bibliográficos aparecerían otros dos picos entre los ángulos 2θ de 27-28° que en el patrón que se plantea en este trabajo no aparecen, y que por lo tanto no se tienen en cuenta. (no han aparecido en ningún registro de difracción de Rayos X para las aleaciones utilizadas). De esta manera para la interpretación de los resultados, se utilizarán los difractogramas patrón preparados para tal efecto, teniendo en cuenta que

para la fase β , aparecen dos picos significativos. Uno de ellos aparece a un ángulo 2θ de 62.62° , muy similar al pico de la fase martensita que aparece a 63.67° que corresponde a la difracción (2020). En los trabajos consultados, estos dos picos aparecen solapados. Por último, el segundo pico aparece a un ángulo 2θ de 80.13° y es determinante para seguir el estudio de la superficie de desgaste. A la hora de interpretar los resultados que a continuación se plantean, hay que tener en cuenta que ninguna de las superficies utilizadas, ha sufrido ningún tipo de preparación, salvo la limpieza con alcohol y acetona a temperatura ambiente.

Los difractogramas de Rayos X obtenidos para la aleación 21 y 14 se muestran en la Figura 4.16a, 4.16b, 4.16c, 4.17d, los correspondientes a la aleación 8 en las Figura 4.17a y 4.17b, y los correspondientes a las aleaciones 13 y 4 en la Figura 4.18a, 4.18b, 4.18c, 4.18d.

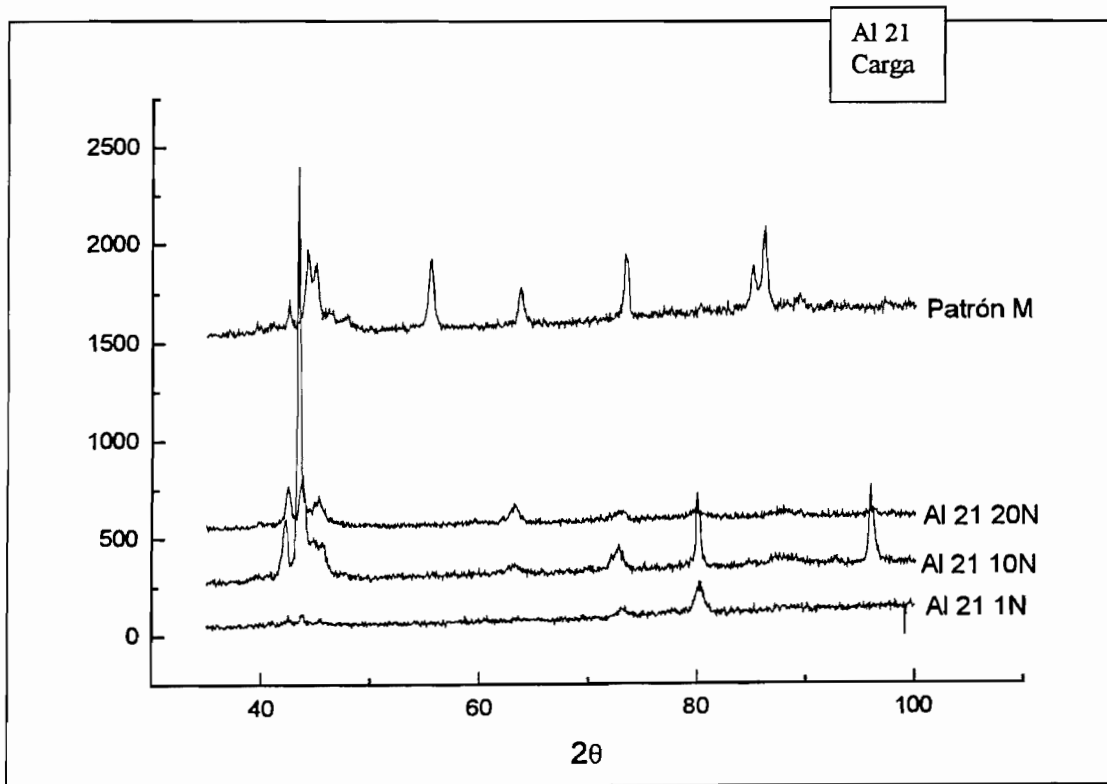


Figura 4.16a. Difractogramas de Rayos X de las superficies de desgaste para la aleación 21 fase β para diferentes valores de carga aplicada

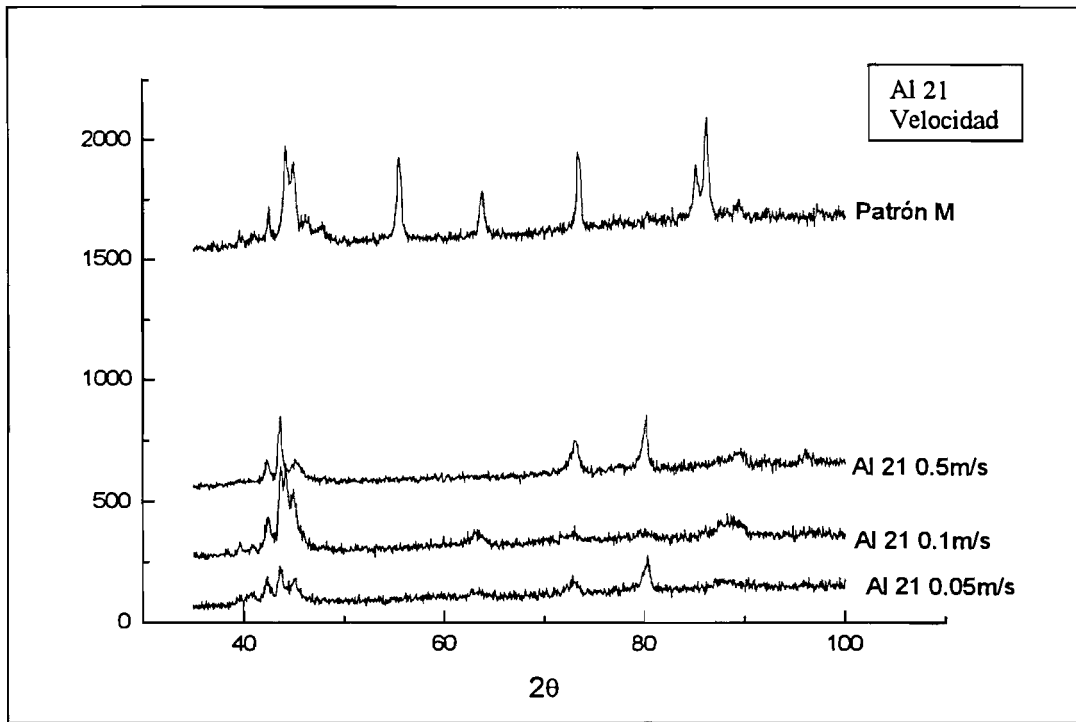


Figura 4.16b. Difractogramas de Rayos X de las superficies de desgaste para la aleación 21 en fase β para diferentes valores de velocidad de deslizamiento.

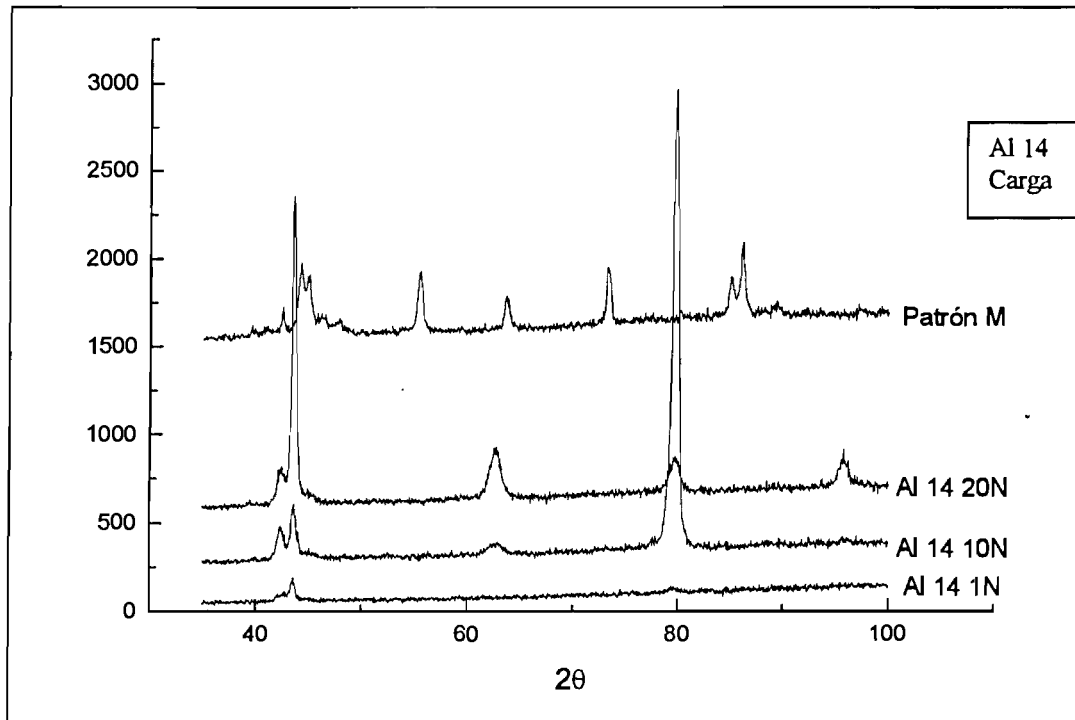


Figura 4.16c. Difractogramas de Rayos X para la aleación 14 en fase β para diferentes valores de carga aplicada.

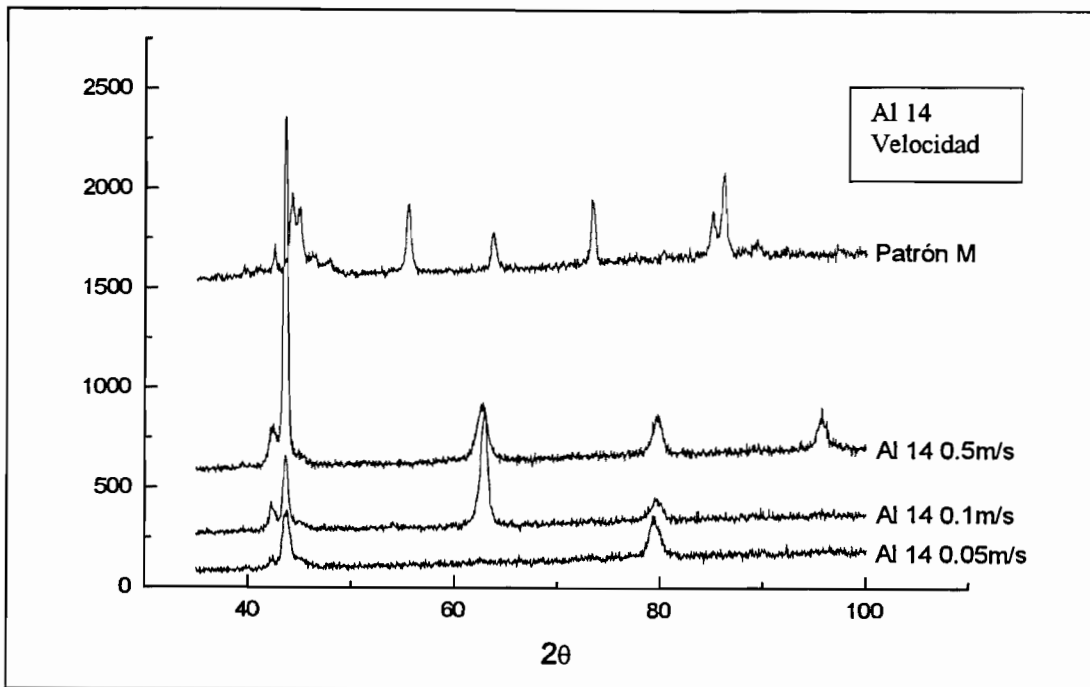


Figura 4.16d. Difractogramas de Rayos X para la aleación 14 en fase β para diferentes valores de velocidad de deslizamiento.

Tanto para la aleación 14 como para la aleación 21 ambas en fase β , los resultados muestran una coexistencia de la fase β y la fase martensita. Se puede observar para la aleación 14, que al aumentar la carga el número de picos de martensita también aumenta, y de la misma manera al aumentar la velocidad. Este hecho no queda tan claro para la aleación 21, la cual presenta para el valor de carga medio (10N) y el valor de velocidad medio (0.1m/s) el mayor número de picos de martensita. Este hecho podría ser debido a que la aleación 21 en condiciones menos severas es capaz de producir la transformación martensítica inducida por tensión.

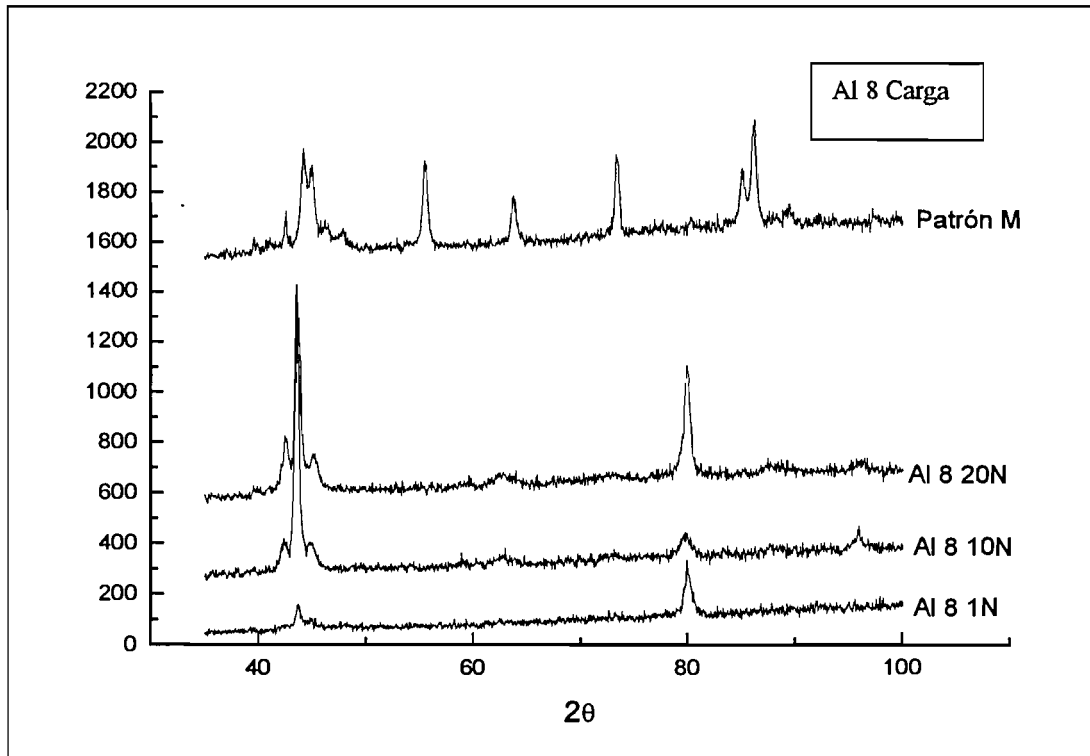


Figura 4.17a. Difractogramas de Rayos X de las superficies de desgaste para la aleación 8 en fase β + martensita, para diferentes valores de carga aplicada.

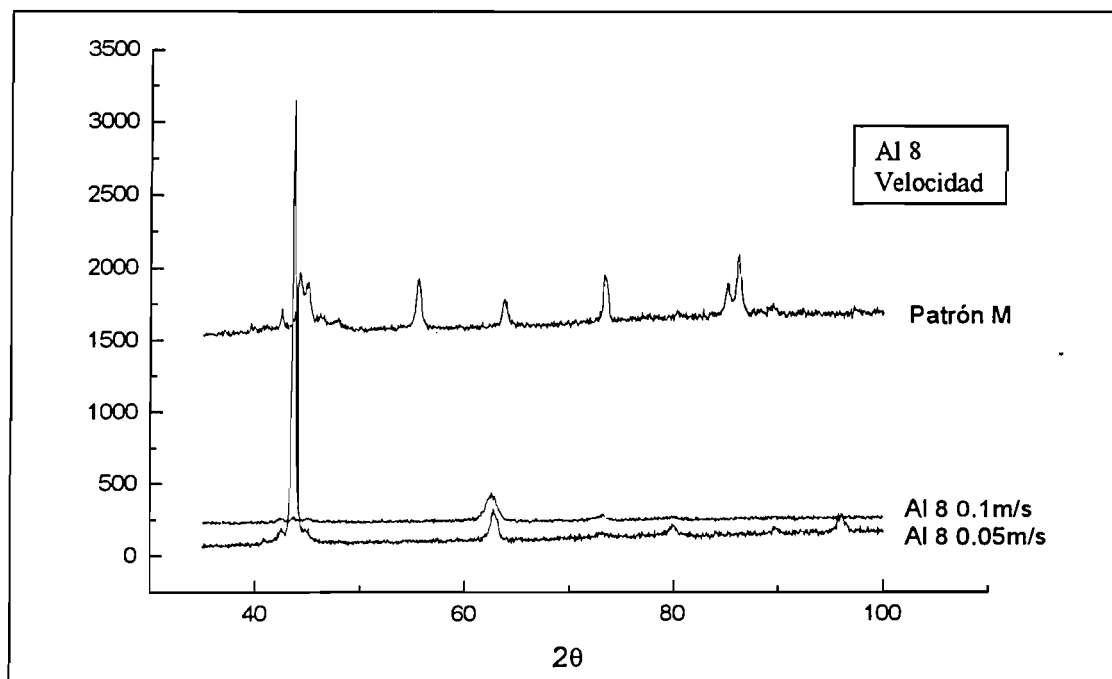


Figura 4.17b. Difractogramas de Rayos X de las superficies de desgaste para la aleación 8 en fase β + martensita, para diferentes valores de velocidad de deslizamiento.

Para la aleación 8 que presenta fase β + martensita se observa como en el caso anterior la coexistencia de la fase β y la fase martensita al ser desgastada a diferentes cargas y velocidades de deslizamiento.

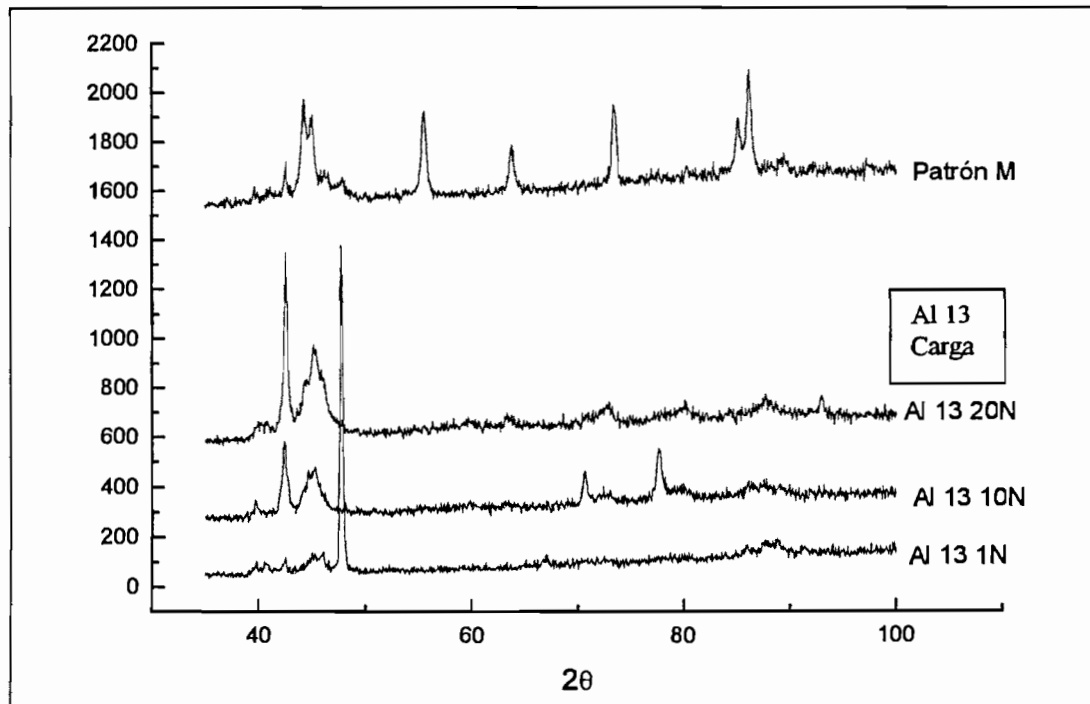


Figura 4.18a. Difractogramas de Rayos X de las superficies de desgaste para la aleación 13 en fase martensita, para diferentes valores de carga aplicada.

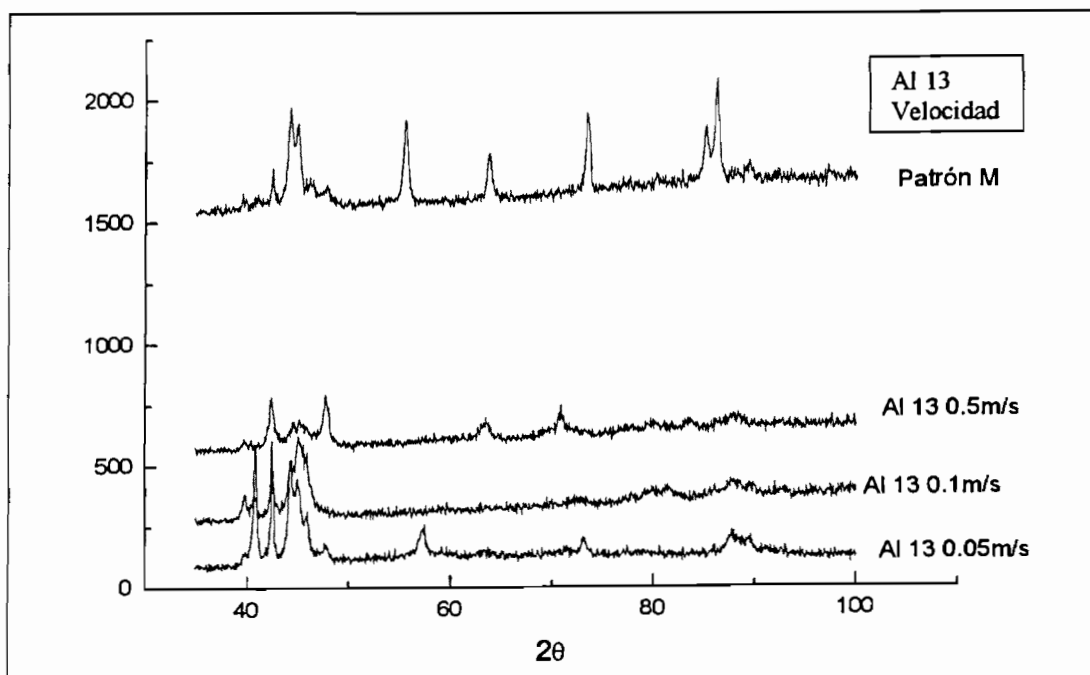


Figura 4.18b. Difractogramas de Rayos X de las superficies de desgaste para la aleación 13 en fase martensita, para diferentes valores de velocidad de deslizamiento.

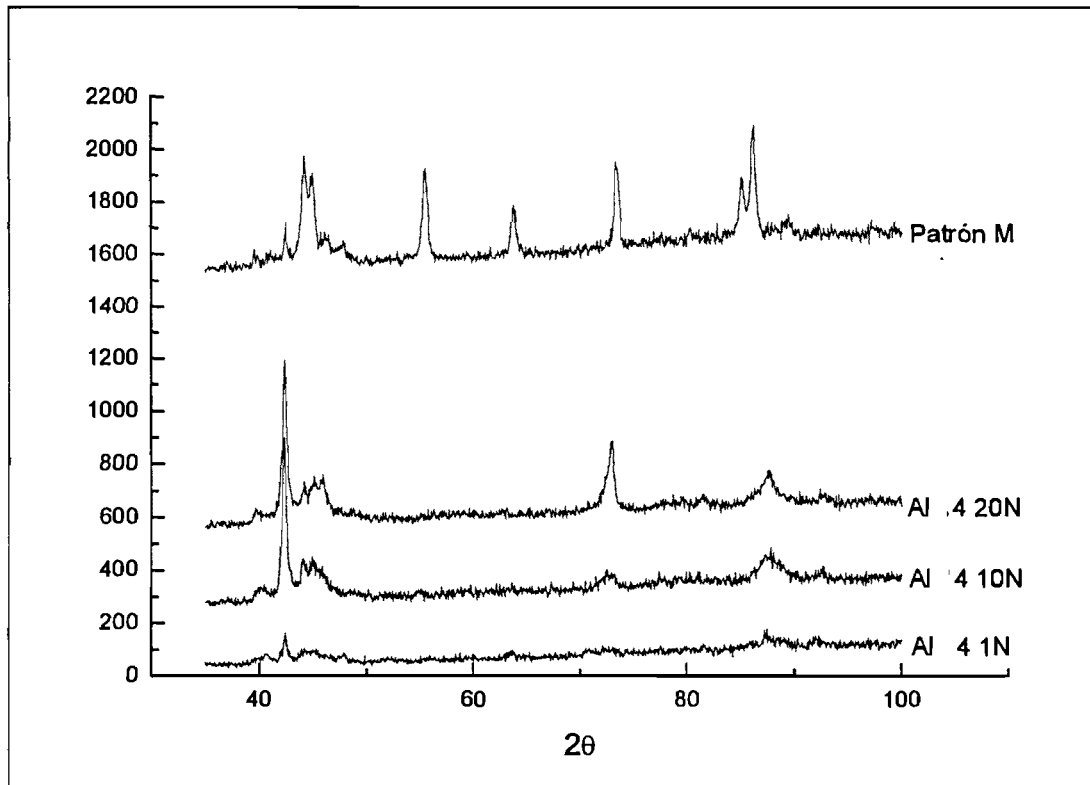


Figura 4.18c. Difractogramas de Rayos X de las superficies de desgaste para la aleación 4 en fase martensita, para diferentes valores de carga aplicada.

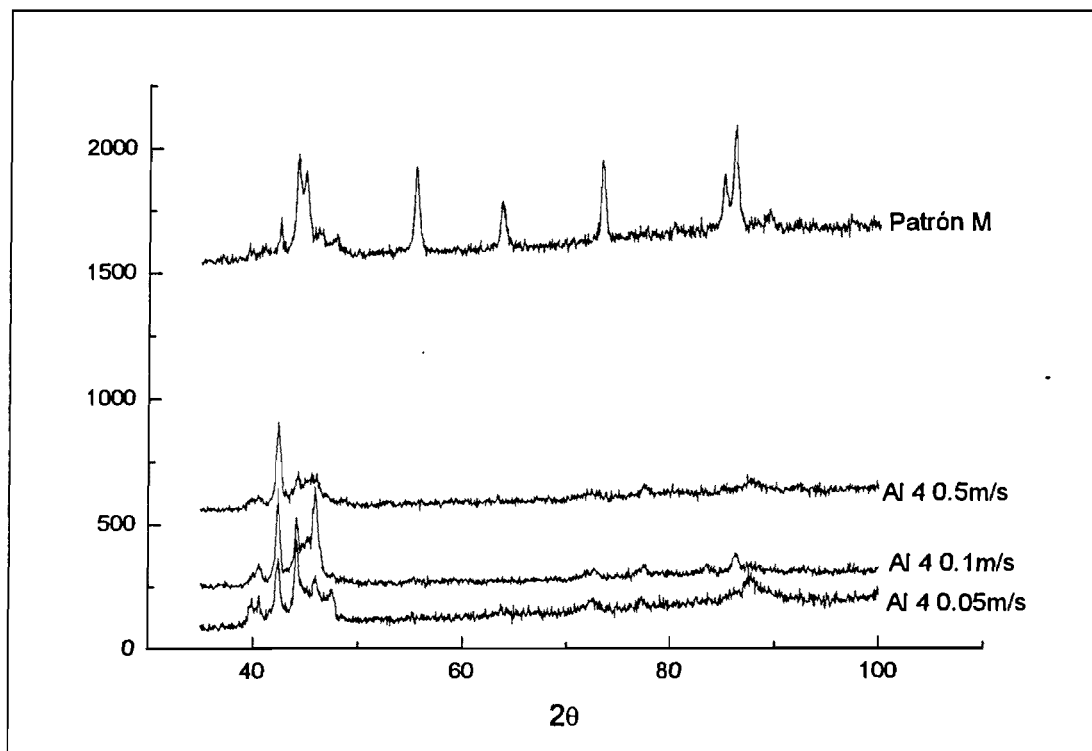


Figura 4.18d. Difractogramas de Rayos X de las superficies de desgaste para la aleación 4 en fase martensita, para diferentes valores de velocidad de deslizamiento.

Para las aleaciones de microestructura totalmente martensítica los picos correspondientes a la fase β no aparecen. Todos los picos corresponden a la fase martensita, observando que además de los picos que aparecen el difractograma patrón también aparecen otros, algunos de ellos indexados en los difractogramas de la Figura 4.15 y otros sin determinar.

También se realizaron difractogramas de los residuos de desgaste para las diferentes aleaciones. La Figura 4.19a y 4.19b muestran un ejemplo de los difractogramas obtenidos para la aleación 21 y aleación 4

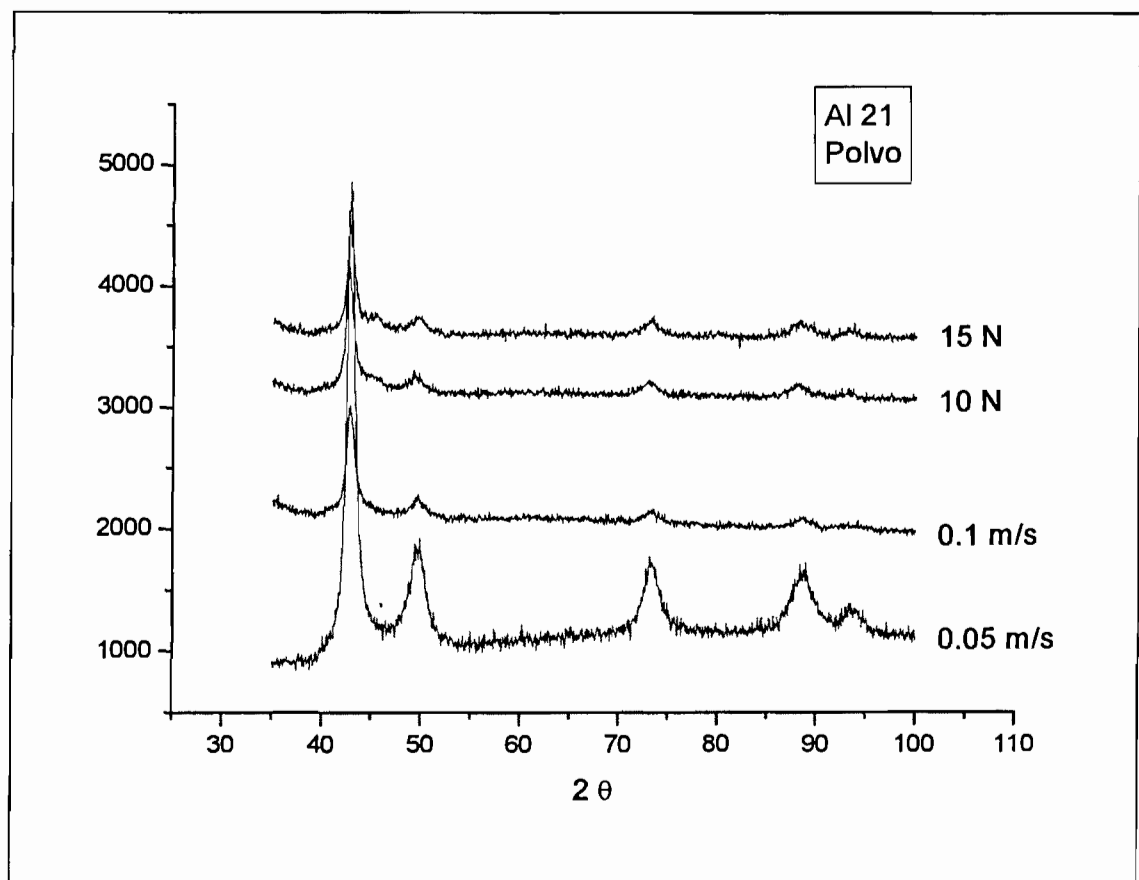


Figura 4.19a. Difractogramas de Rayos X obtenidos a partir de las virutas provenientes del desgaste para la aleación 21 en β para diferentes valores de carga y velocidad.

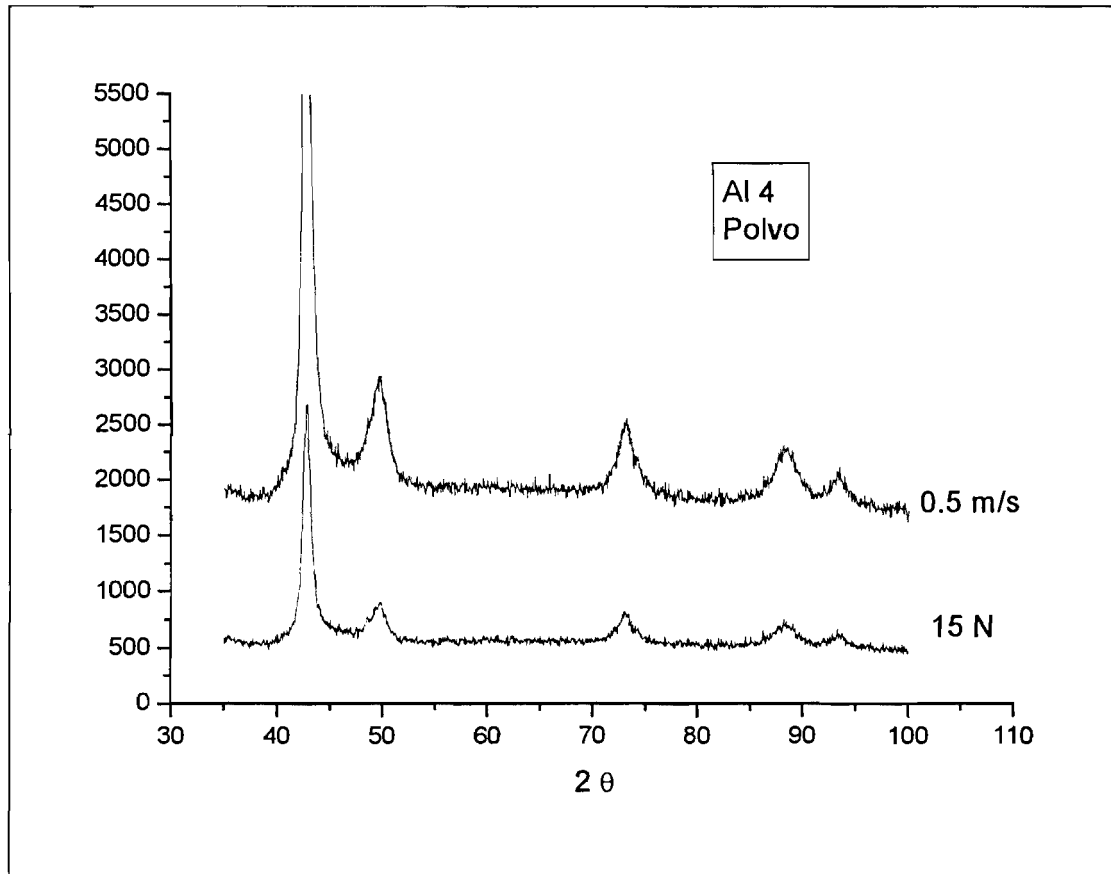


Figura 4.19b. Difractogramas de Rayos X obtenidos a partir de las virutas provenientes del desgaste para la aleación 4 en β para diferentes valores de carga y velocidad.

Todos los difractogramas realizados a los restos producidos por el desgaste muestran una elevada similitud, independiente de si el parámetro de estudiado es el de carga o el de velocidad, para las aleaciones en fase β y en fase martensita. En ellos se puede observar de una manera clara que la única fase presente es la fase martensítica.

4.3.3 RESISTENCIA AL DESGASTE ADHESIVO. EFECTO DE LA TEMPERATURA DE TRANSFORMACIÓN M_s

Uno de los métodos más utilizados para la evaluación del desgaste adhesivo en los materiales se refiere al estudio de la pérdida de peso frente a la distancia de deslizamiento, tal y como nos indica la norma ASTM G99-92.

Siguiendo este método, se ha realizado el análisis cuantitativo del desgaste sufrido por los pins de las aleaciones estudiadas. Las Figuras 4.20, 4.21 4.22, 4.23, nos muestran cual ha sido la evolución de la pérdida de peso de los pins en función de la distancia recorrida en los ensayos de desgaste. La Figura 4.23 muestra los resultados de pérdida de peso obtenidos para el CuZn utilizado como referencia.

Para facilitar un posterior análisis de los resultados obtenidos, se han representado en una misma gráfica las aleaciones que corresponden a una misma fase microestructural. Así, se han representado por separado las aleaciones de fase β , β +martensita y martensita.

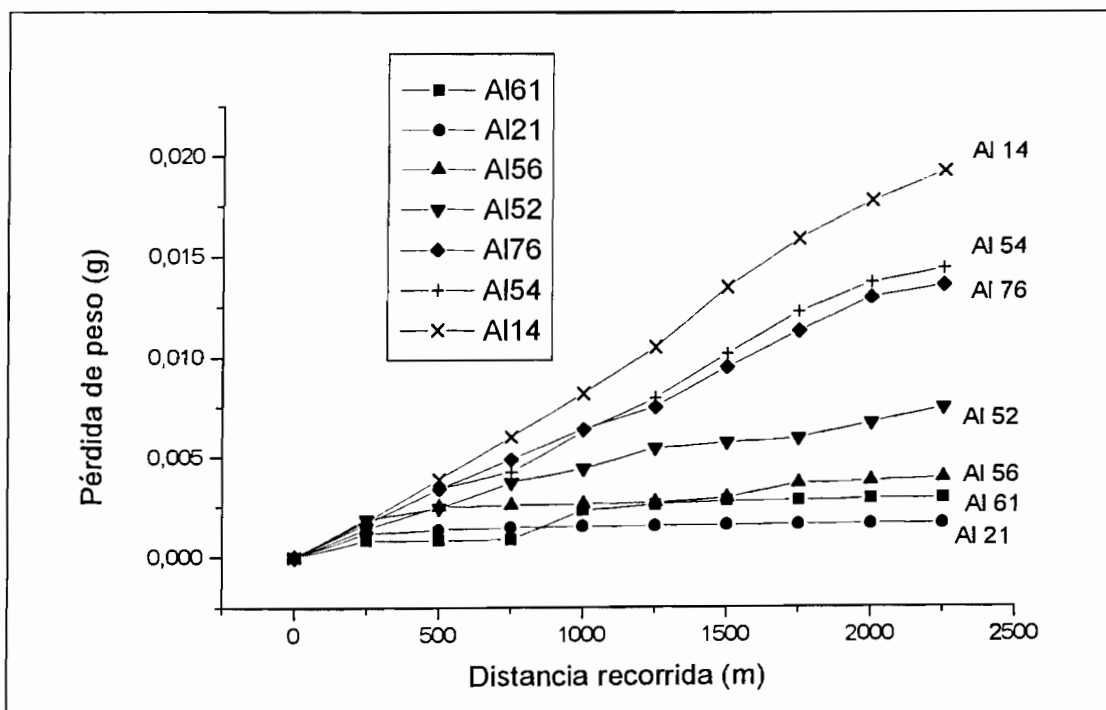


Figura 4.20: Evolución de la pérdida de peso frente a la distancia recorrida para las aleaciones en fase β para una carga de 6N y una velocidad de deslizamiento de 0.2m/s.

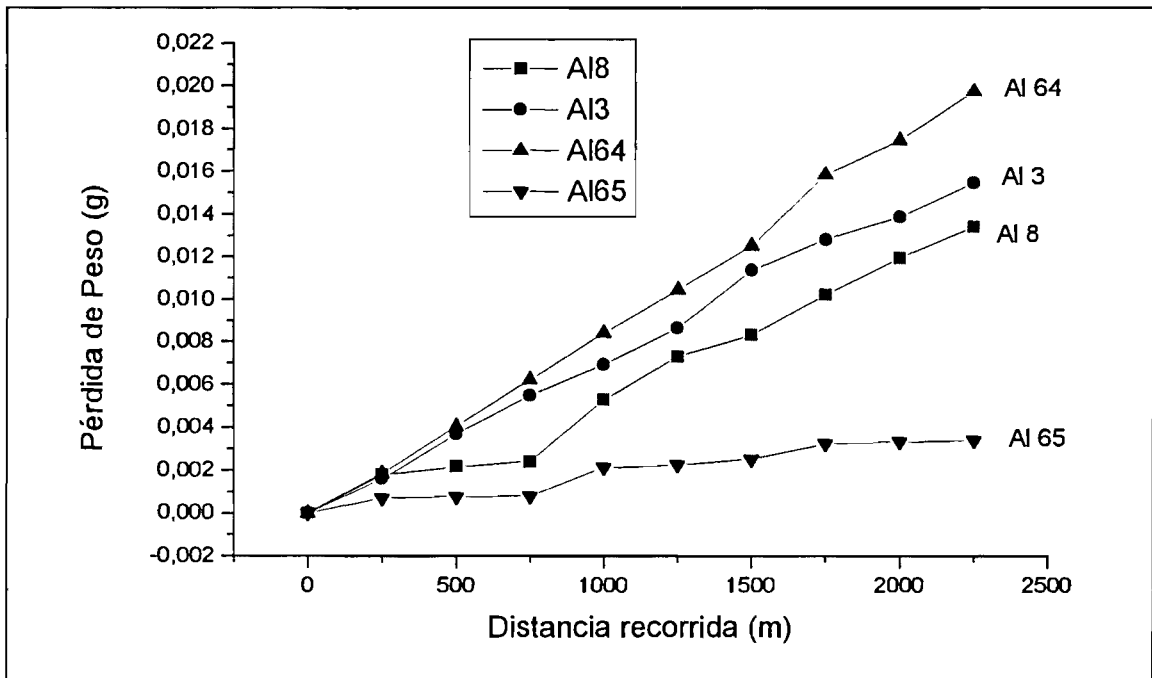


Figura 4.21: Evolución de la pérdida de peso frente a la distancia recorrida para las aleaciones en fase β +martensita para una carga de 6N y una velocidad de deslizamiento de 0.2m/s.

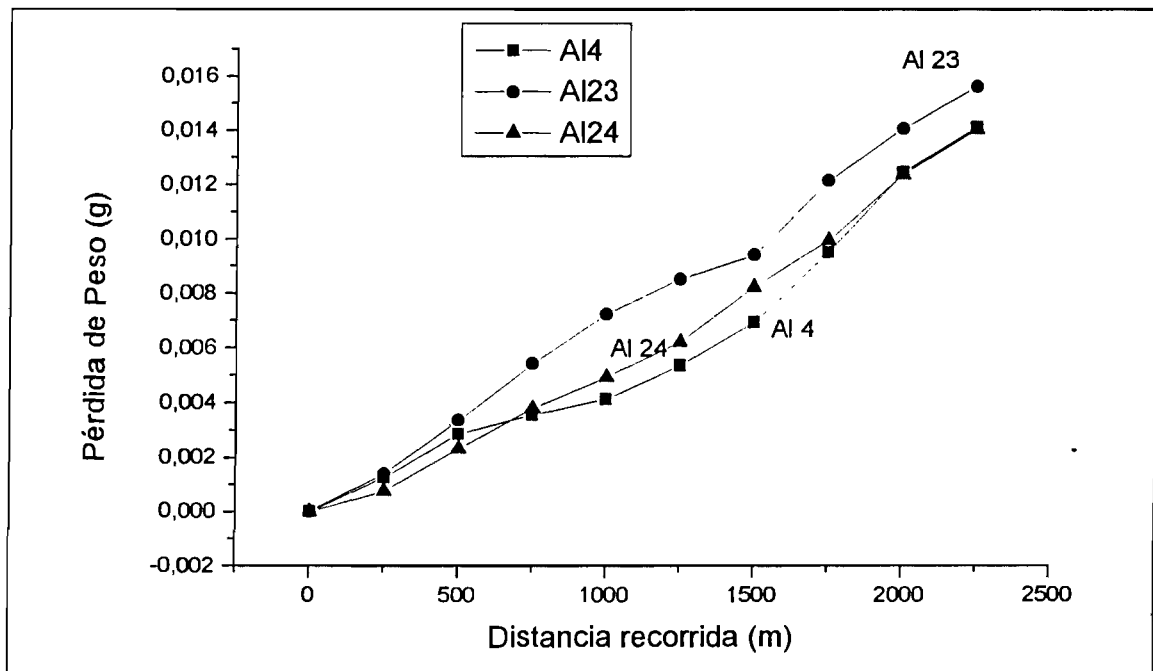


Figura 4.22: Evolución de la pérdida de peso frente a la distancia recorrida para las aleaciones en fase martensita para una carga de 6N y una velocidad de deslizamiento de 0.2m/s.

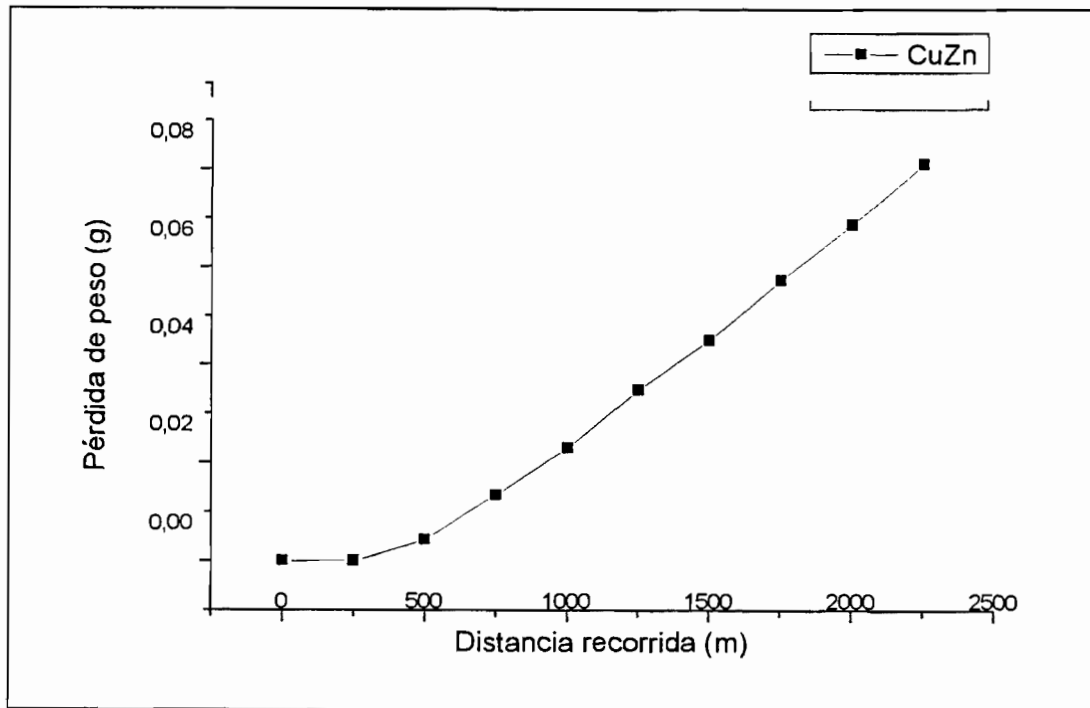


Figura 4.23: Evolución de la pérdida de peso frente a la distancia recorrida para el latón usado como referencia Cu-40%Zn para una carga de 6N y una velocidad de deslizamiento de 0.2m/s.

En base a los resultados obtenidos que se presentan en las Figuras 4.20-4.23, se observa que son las aleaciones en fase β con temperaturas de transformación M_s elevadas (cercanas a temperatura ambiente) las que sufren una menor pérdida de peso al ser sometidas a los ensayos pin-on-disk planteados. Además se observa que todas las aleaciones estudiadas, independientemente de la fase presente, muestran un mejor comportamiento a desgaste que la muestra patrón de referencia Cu-Zn.

Cuantitativamente, se observa que las aleaciones en fase β que presenta el mejor comportamiento a desgaste, resiste del orden de 40 veces más que el CuZn, mientras que las aleaciones en fase martensita resisten del orden de 5 veces más que el CuZn.

A partir de estos resultados, se representa en la Figura 4.24 para las aleaciones en fase β la relación que existe entre la pérdida de peso y la temperatura de transformación M_s de las aleaciones estudiadas, de igual manera que se ha representado en la Figura 4.6 la relación existente entre los valores de dureza y la temperatura de transformación M_s de las aleaciones en fase β . Se observa como los resultados ajustan a una ecuación lineal, observándose un menor desgaste cuando la temperatura de

transformación M_s esta cercana a la temperatura de trabajo y un mayor desgaste cuando la temperatura de transformación M_s es baja y consecuentemente esta lejos de la temperatura de trabajo.

El comportamiento de las aleaciones en fase β + martensita y martensita como se observa en las Figuras 4.21-4.22 no presenta una relación evidente con la temperatura de transformación M_s .

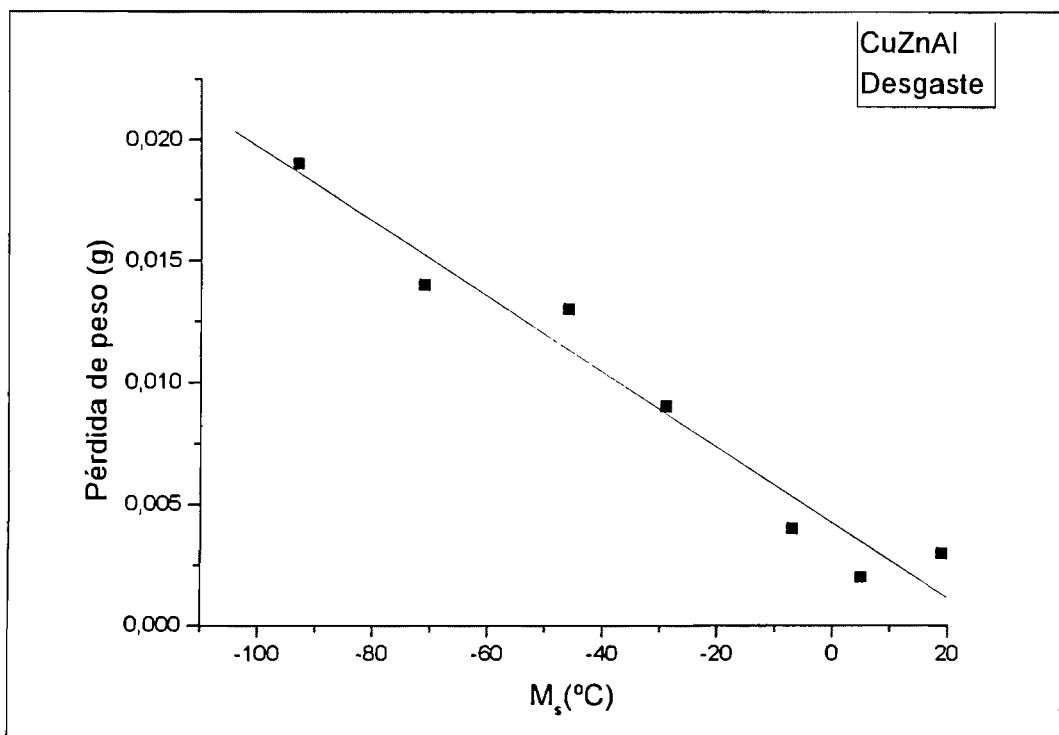


Figura 4.24. Pérdida de peso de las aleaciones en fase β en función de la temperatura de transformación M_s para una distancia recorrida de 2250m y unas condiciones de ensayo de 6N de carga aplicada y 0.2m/s de velocidad de deslizamiento.

La ecuación que relaciona la pérdida de peso y la temperatura de transformación M_s para las aleaciones en fase β que ajusta los resultados obtenidos se plantea a continuación:

$$D(g) = 0.004 - 1.545M_s (\text{°C}) \quad (4.2)$$

siendo:

$$A = 0.004$$

$$B = -1.545$$

$$R = -0.9774$$

$$SD = 0.0015$$

4.3.3.1 Influencia del desgaste en las temperaturas de transformación.

Las temperaturas de transformación que presentan las superficies de desgaste se han estudiado mediante calorimetría diferencial de barrido. Para todas las muestras, se han realizado dos ciclos térmicos de calentamiento y enfriamiento. Para cada ciclo se han calculado las cuatro temperaturas características de estas aleaciones. A partir del primer ciclo se puede observar si el cambio microestructural que se produce en la superficie de desgaste afecta a las temperaturas de transformación. Con el segundo ciclo se puede observar si este cambio estructural está estabilizado en el material o si por el contrario desaparece al calentar y enfriar el material.

-Aleaciones en fase β y β + martensita.

En la Tabla 4.15 y 4.16 se muestran las temperaturas de transformación de las superficies desgastadas obtenidas después de realizar el primer ciclado térmico y el segundo ciclado térmico respectivamente, para las aleaciones en fase β y β + martensita.

Tabla 4.15: Temperaturas de transformación después de realizar el primer ciclo térmico

Aleación	M_S (°C)	M_F (°C)	A_S (°C)	A_F (°C)
3	25	-6	57	95
8	30	-8	50	98
14	-85	-117	-95	-65
21	4	-34	-7	25
52	-27	-50	-30	-4
54	-71	-90	-75	-49
56	-5	-24	-10	4
60	0	-22	-8	16
61	18	-14	10	41
64	21	-7	13	40
65	36	4	40	68
76	-42	-64	-48	-24

Tabla 4.16: Temperaturas de transformación después de realizar el segundo ciclo térmico

Aleación	M_s (°C)	M_f (°C)	A_s (°C)	A_f (°C)
3	23	-9	13	31
8	28	-7	21	44
14	-82	-109	-91	-62
21	2	-31	-8	19
52	-27	-52	-28	-8
54	-71	-91	-76	-50
56	-3	-21	-11	4
60	2	-25	-3	17
61	13	-17	-1	29
64	21	-7	12	36
65	36	-1	24	46
76	-42	-66	-49	-27

A partir de estos resultados se representan en la Tabla 4.17 los valores $A_s(0)$, $A_s(1)$, $A_s(2)$, $A_f(0)$, $A_f(1)$, $A_f(2)$, donde A_s y A_f son las temperaturas características de la transformación martensítica y los valores entre paréntesis (0), (1), (2), corresponden a las muestras sin desgastar, al primer ciclado térmico, y al segundo ciclado térmico respectivamente. Las temperaturas M_s y M_f no sufren cambios significativos.

Tabla 4.17. Temperaturas de transformación (en °C) A_s y A_f correspondientes a las aleaciones sin someter a desgaste y para el primer ciclo y segundo ciclo térmico de las superficies desgastadas de las aleaciones en fase β y $\beta +$ martensita.

Aleación	$A_s(0)$	$A_s(1)$	$A_s(2)$	$A_f(0)$	$A_f(1)$	$A_f(2)$	$A_s(1) - A_s(0)$	$A_f(1) - A_f(0)$
14	-93	-95	-91	-83	-65	62	-2	18
54	-74	-75	-76	-54	-49	50	-1	5
76	-60	-48	-49	-29	-24	-27	12	5
52	-36	-30	-28	-12	-4	-8	6	8
56	-13	-10	-11	7	4	4	3	-3
21	-11	-7	-8	14	25	19	4	11
61	10	10	-1	31	41	29	0	10
64	15	13	12	39	40	36	-5	1
65	16	40	24	40	68	46	14	28
3	12	57	13	34	95	31	45	61
8	21	50	21	40	98	44	29	58

Para las aleaciones en fase β , no se observan diferencias significativas en las temperaturas de transformación. Esto indica que la proporción de martensita inducida por tensión en la superficie de los pins no transforma en el rango de temperaturas estudiado que alcanza los 100°C. Esta martensita ha quedado anclada en el material. Para las aleaciones en fase $\beta +$ martensita, si se observa un cambio en las temperaturas de transformación de aproximadamente unos 30°C. Esta variación, podría ser debida al proceso de orientación de las placas de martensita ya existentes en el material. Este proceso es reversible, ya que en el segundo ciclo térmico las temperaturas son similares al las del material que no ha sufrido desgaste. La martensita inducida por tensión quedaría en la superficie como sucede para el caso de las aleaciones en fase β .

Para las aleaciones en fase β y $\beta +$ martensita, se observa que después de los dos ciclos térmicos la superficie de desgaste continua siendo martensítica. Un ejemplo de esto se muestra en las Figuras 4.25-4.28 para las aleaciones en fase β y 4.29-4.30 para la aleación 8 en fase $\beta +$ martensita (las condiciones de ensayo para todas las superficies observadas han sido de 6N de carga aplicada y 0,2m/s de velocidad de deslizamiento)

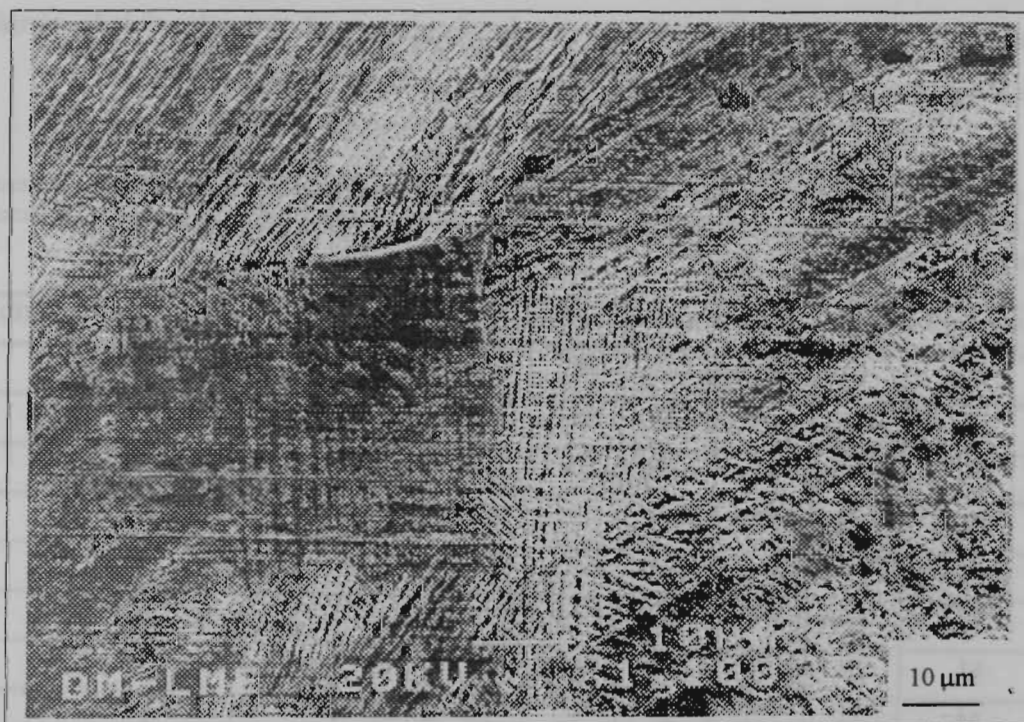


Figura 4.25. Superficie de desgaste de la aleación 14 antes de la realización de los dos ciclos térmicos.



Figura 4.26. Superficie de desgaste de la aleación 14 después de la realización de los dos ciclos térmicos.

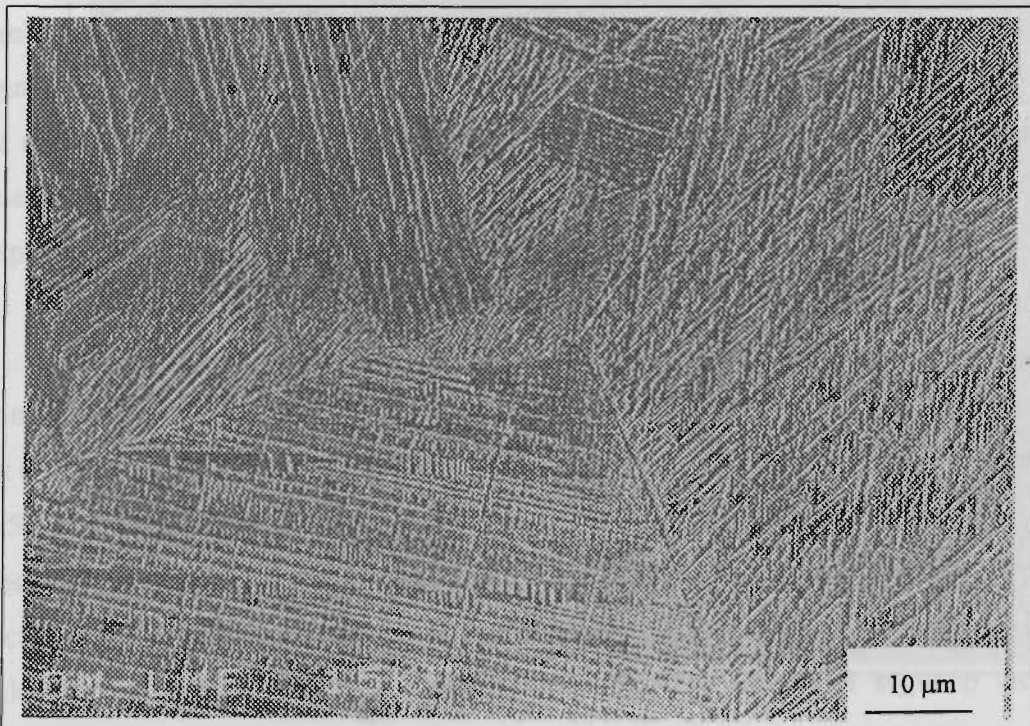


Figura 4.27. Superficie de desgaste de la aleación 52 antes de la realización de los dos ciclos térmicos.



Figura 4.28. Superficie de desgaste de la aleación 52 después de la realización de los dos ciclados térmicos.

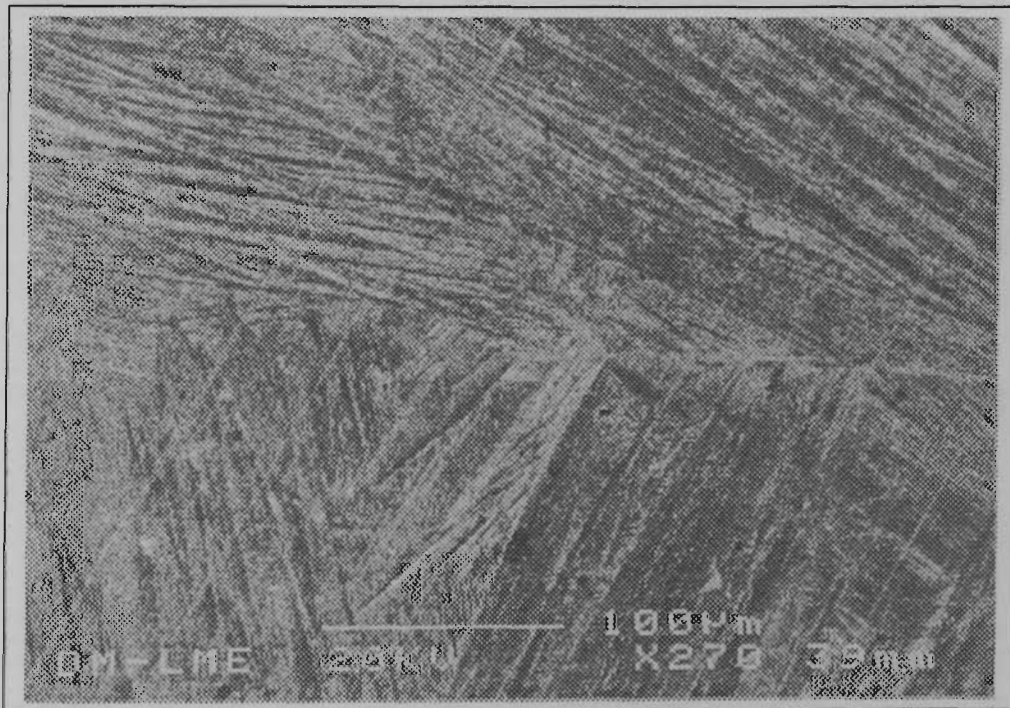


Figura 4.29. Superficie de desgaste de la aleación 8 antes de la realización de los dos ciclados térmicos

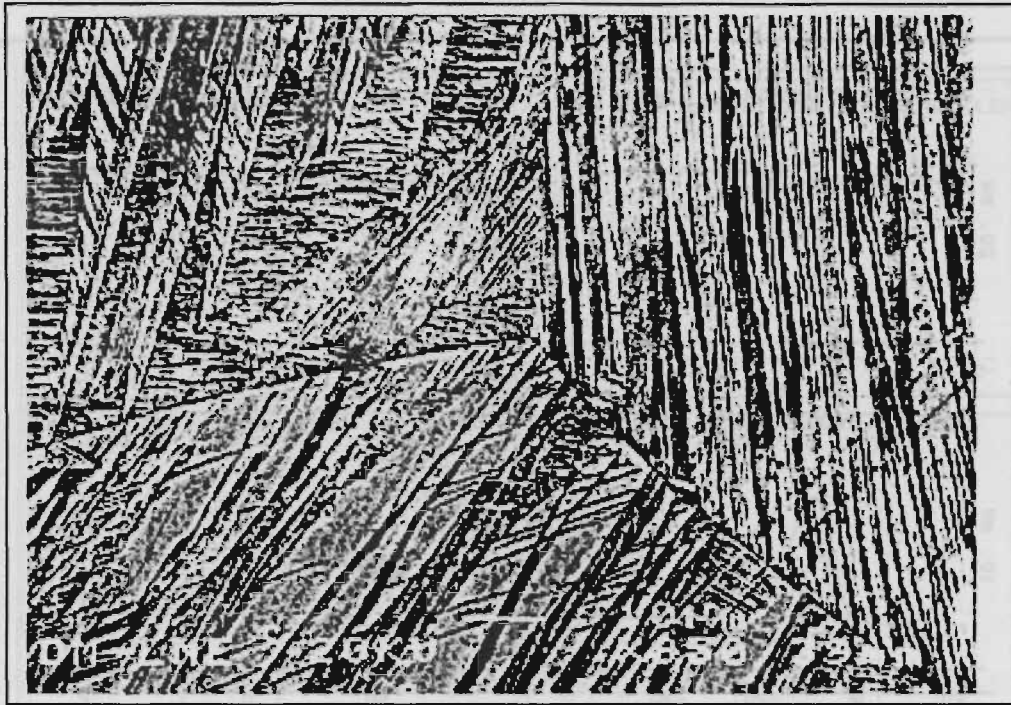


Figura 4.30. Superficie de desgaste de la aleación 8 después de la realización de los dos ciclados térmicos

Se observa que para la aleación 14 la proporción de martensita estabilizada en la superficie del pin es menor que para la aleación 52 y menor que para la aleación 8. Este hecho es debido a que esta aleación es la que presenta una temperatura de transformación M_s más pequeña, y por lo tanto una mayor dificultad para la inducción de martensita por efecto de la tensión. Además se observa que la martensita que ha quedado estabilizada, ha sido en los límites de grano y más en concreto en el punto triple, por ser este la zona del grano que presenta una mayor energía.

En las Figuras 4.31-4.34 se muestran los registros calorimétricos correspondientes al primer y segundo ciclos térmicos realizados, que se representan en un mismo gráfico para una mejor comparación de los resultados, para las aleaciones 21 y 54 en fase β , y para las aleaciones 64 y 65 en fase β +martensita. En ellos se puede observar el primer ciclo de calentamiento en el cuadrante superior izquierdo, el primer ciclo de enfriamiento en el cuadrante inferior derecho, el segundo ciclo de calentamiento en el cuadrante superior derecho y por último el segundo ciclo de enfriamiento en el cuadrante inferior izquierdo.

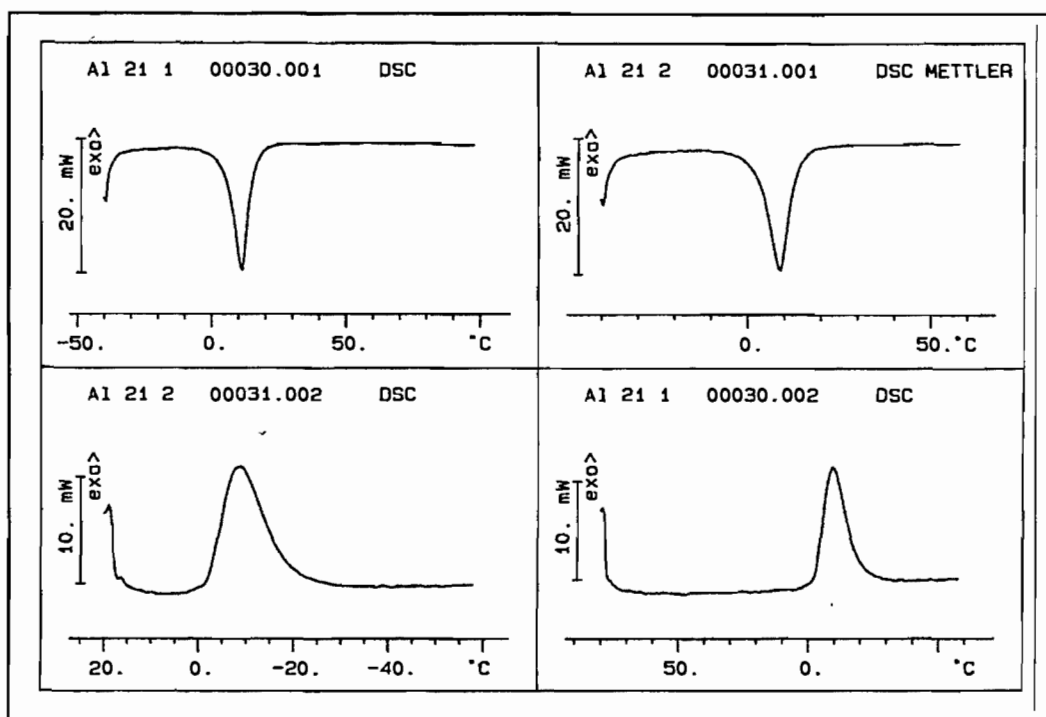


Figura 4.31 Registros calorimétricos correspondientes a la aleación 21 en fase β .

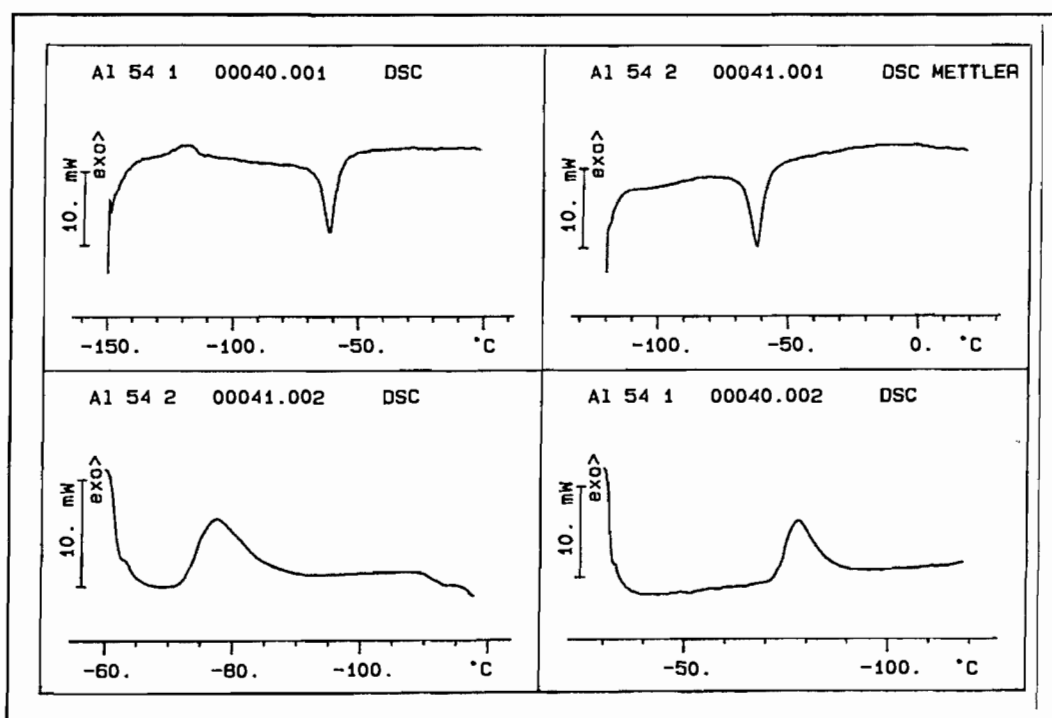


Figura 4.32 Registros calorimétricos correspondientes a la aleación 54 en fase β .

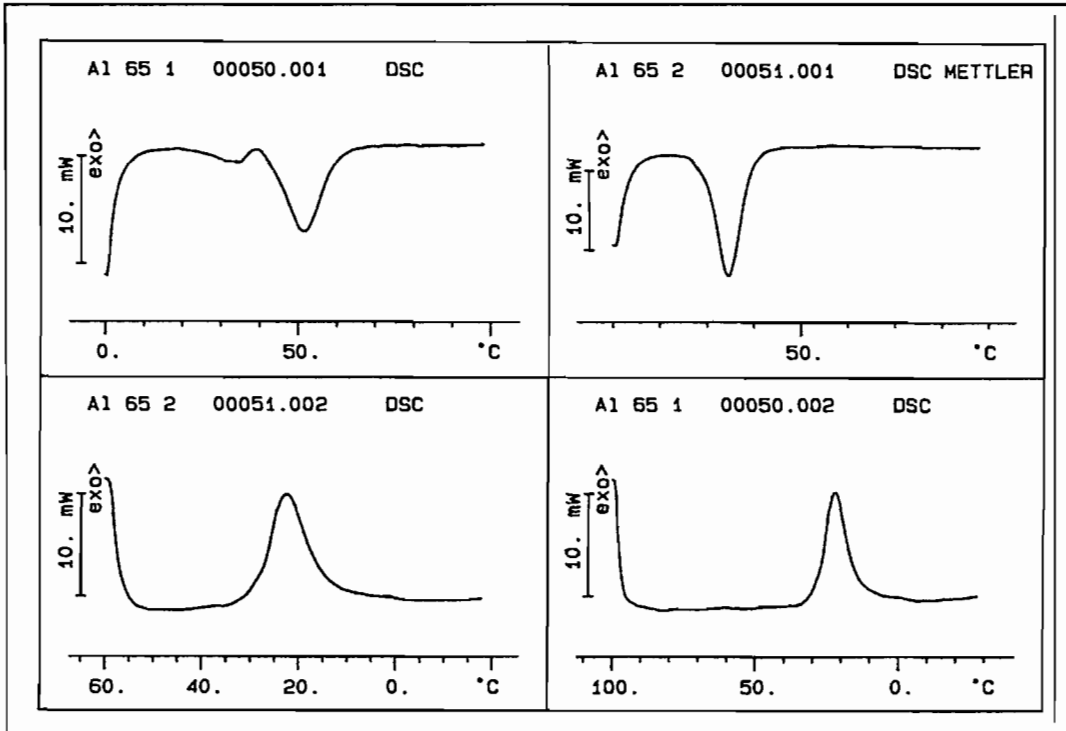


Figura 4.33 Registros calorimétricos correspondientes a la aleación 65 en fase β + martensita.

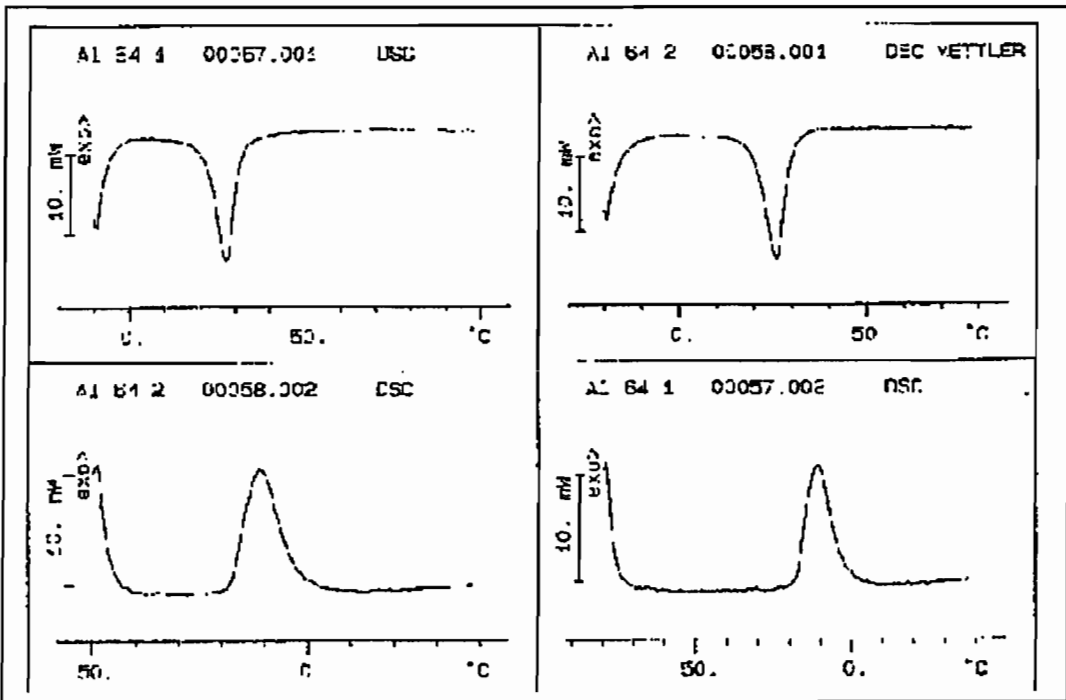


Figura 4.34 Registros calorimétricos correspondientes a la aleación 64 en fase β + martensita.

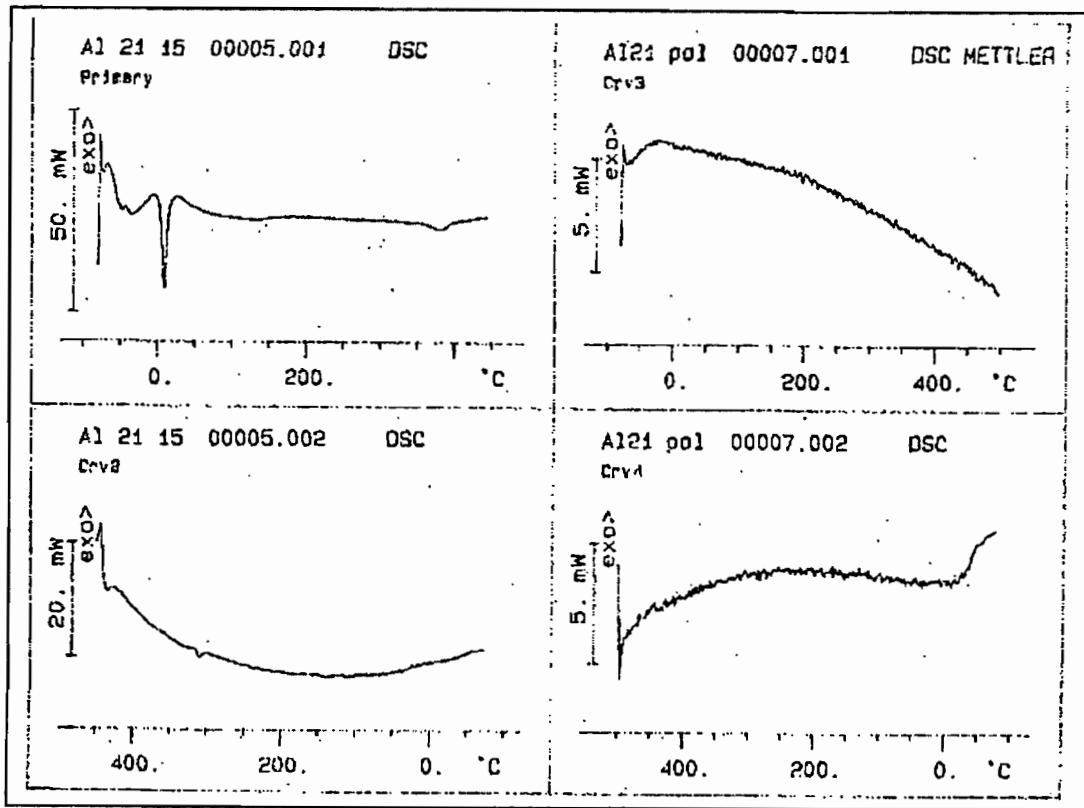


Figura 4.35. Registros calorimétricos de los residuos de desgaste (polvo) correspondientes a la aleación 21 en fase β

Para conocer cual es el rango de estabilidad de esta martensita superficial, se amplió el rango de trabajo en el DSC, llevándolo hasta los 450 °C. En algunos de los registros obtenidos, se observa, como aparece otro pico de transformación muy pequeño alrededor de los 350 °C. Este pico se asocia con la transformación de la martensita superficial existente en las muestras. En la figura 4.35 se observa, para la aleación 21 la existencia de este pico alrededor de los 350°C.

Se observa que en el proceso de calentamiento realizado en el primer ciclo térmico aparecen dos picos. Un primer pico que corresponde a la transformación normal del material y un segundo ciclo a temperaturas de aproximadamente 350°C que se asocia a la transformación de la martensita estabilizada que hay en la superficie del pin. En el siguiente proceso de enfriamiento del material, no se observa la aparición de ningún pico de transformación. Al ser la superficie de desgaste muy energética, el proceso de calentamiento a elevadas temperaturas provoca la des composición de la

martensita y la aparición de precipitados de fase α , ya que la velocidades de barrido no son demasiado elevadas.

Para muchas muestras, no se ha observado ningún pico de transformación, asociado con la martensita superficial, aunque después de la realización del primer proceso de calentamiento ya no se observa ningún pico de transformación en el siguiente proceso de enfriamiento.

- Aleaciones en fase martensita.

Las temperaturas de transformación obtenidas para las aleaciones en fase martensítica en el primer ciclo térmico y segundo ciclo térmico se presentan en las Tablas 4.21 y 4.22.

Tabla 4.21 Temperaturas de transformación obtenidas en el primer ciclo térmico

Aleación	M_s (°C)	M_f (°C)	A_s (°C)	A_f (°C)
23	46	-1	49	135
4	62	20	84	137
24	78	-13	88	134

Tabla 4.22 Temperaturas de transformación obtenidas en el segundo ciclo térmico

Aleación	M_s (°C)	M_f (°C)	A_s (°C)	A_f (°C)
23	42	-2	27	58
4	65	23	41	74
24	71	14	44	102

A partir de estos resultados se representan en la Tabla 4.23 los valores $A_s(0)$, $A_s(1)$, $A_s(2)$, $A_f(0)$, $A_f(1)$, $A_f(2)$, donde A_s y A_f son las temperaturas características de la transformación martensítica y los valores entre paréntesis (0), (1), (2), corresponden a las muestras sin desgastar, al primer ciclado térmico, y al segundo ciclado térmico respectivamente. Las temperaturas M_s y M_f no sufre cambios significativos.

Tabla 4.23. Temperaturas de transformación A_s y A_f las aleaciones sin someter a desgaste y para el primer ciclo y segundo ciclo térmico de las superficies desgastadas de las aleaciones en fase β y $\beta +$ martensita.

Aleación	$A_s(0)$	$A_s(1)$	$A_s(2)$	$A_f(0)$	$A_f(1)$	$A_f(2)$	$A_s(1) - A_s(0)$	$A_f(1) - A_f(0)$
23	23	49	27	50	135	58	26	85
4	36	84	41	60	137	74	48	77
24	44	88	44	88	134	102	44	46

Para las aleaciones en fase martensita se observan grandes diferencias en las temperaturas de transformación de la superficie de desgaste. La variación de estas temperaturas de transformación alcanza hasta los 50 °C para la A_s y los 80 °C para la A_f . Esta variación, podría ser debida al proceso de orientación de las placas de martensita ya existentes en el material. Este proceso es reversible, ya que en el segundo ciclo térmico las temperaturas son similares a las del material que no ha sufrido desgaste. Este proceso es similar al ya comentado para las aleaciones en fase $\beta +$ martensita. En el caso de las aleaciones en fase martensita, el proceso de deformación que tiene lugar es básicamente la reorientación de las placas de martensita. Es por esto, que la diferencia entre las temperaturas $A_s(0)$ y $A_s(1)$ es mayor para las aleaciones en fase martensita, así como también la diferencia entre $A_f(0)$ y $A_f(1)$.

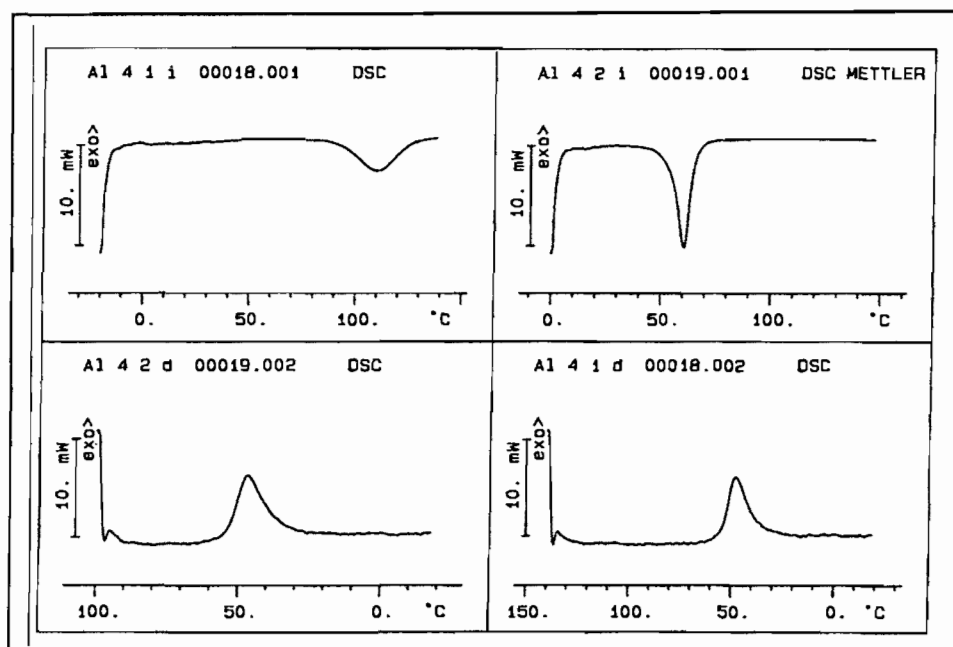


Figura 4.36. Registros calorimétricos correspondientes a la aleación 4 en fase martensita.

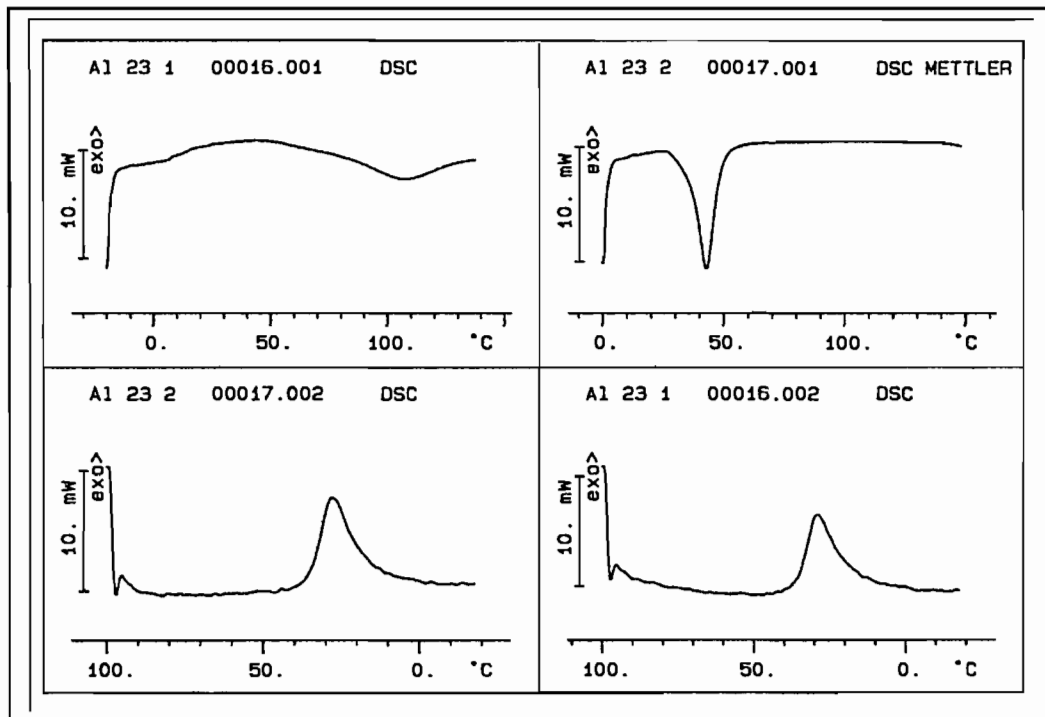


Figura 4.37. Registros calorimétricos correspondientes a la aleación 4 en fase martensita.

La estabilización de las placas de martensita reorientadas, es mayor que en el caso de las aleaciones en fase β + martensita, y por lo tanto la cantidad de energía que se le ha de dar al sistema para volver a su forma estable es mayor. En las Figuras 4.36 y 4.37 se presentan los registros calorimétricos para las aleaciones 4 y 23 respectivamente.

4.3.3.2 Difracción de Rayos X

Se presentan los resultados obtenidos de difracción de Rayos X para las superficies de desgaste que resultan de los ensayos de desgaste discontinuos. Así en la Figura 4.38 se presentan los resultados obtenidos para las aleaciones en fase β , en la Figura 4.39 los resultados para las aleaciones en fase β + martensita y en la figura 4.40 para la aleación en fase martensita. La metodología seguida para este estudio cualitativo, es la misma que se ha utilizado en el apartado 4.3.2.3.

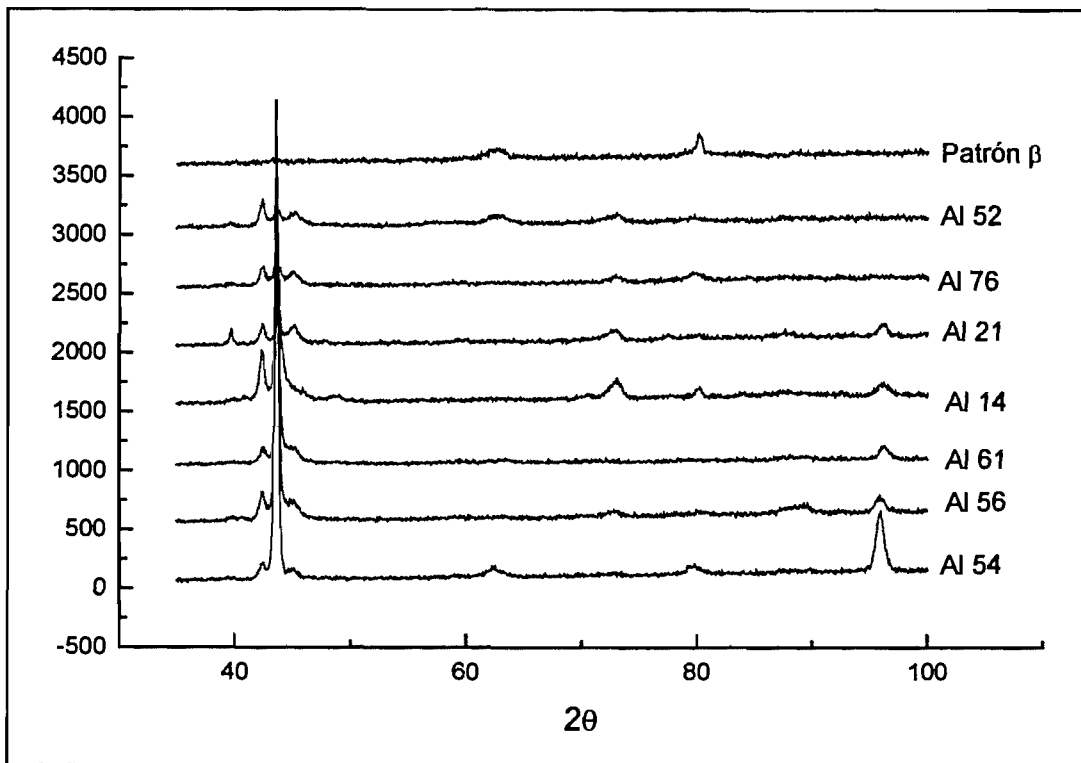


Figura 4.38. Difractogramas para las superficies de las aleaciones desgastadas en fase β comparadas con el patrón de fase β sin desgastar.

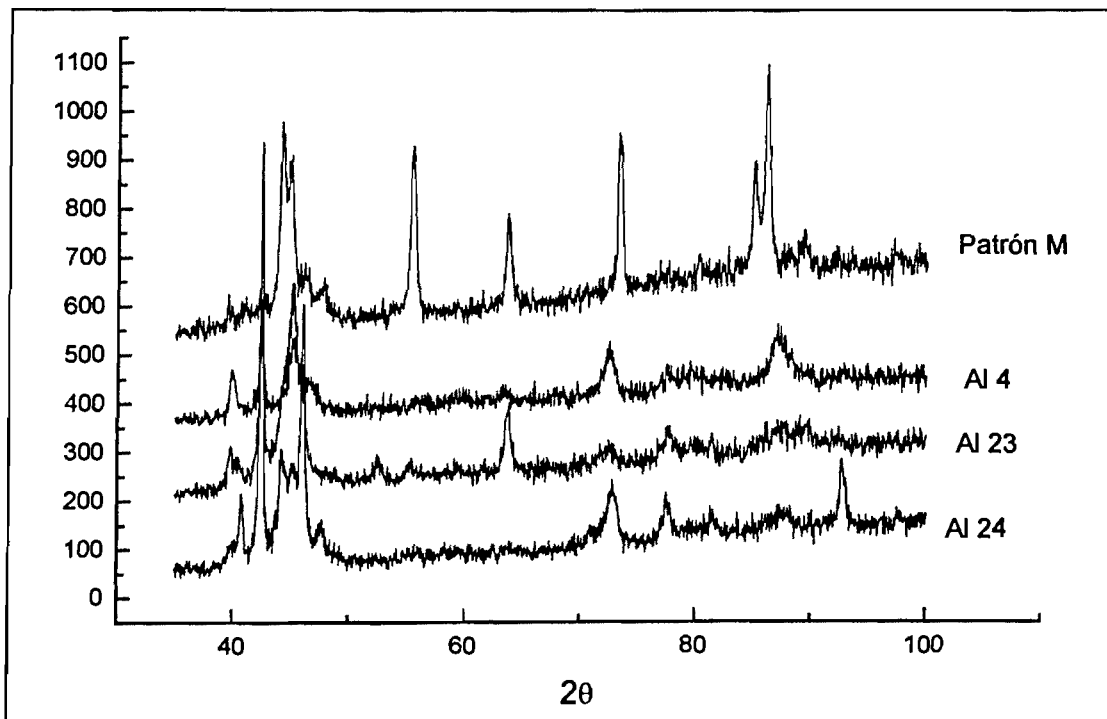


Figura 4.39. Difractogramas de las superficies de las aleaciones desgastadas en fase martensita comparadas con el patrón de fase martensita sin desgastar.

En la Figura 4.38 se muestran los difractogramas de las superficies de las aleaciones desgastadas en fase β comparándolos con la muestra patrón de fase β sin desgastar. Si nos centramos en los máximos correspondientes a la fase β y en especial en los que aparecen a ángulos de 2θ de 80° podemos apreciar que las aleaciones con temperaturas de transformación M_s elevadas, no presentan estos máximos. Esto nos indica que la transformación martensítica no tienen lugar en la misma proporción en todas las aleaciones. La proporción de transformación, a partir de los resultados obtenidos, se puede asociar a la temperatura de transformación. Esto implica que en los ensayos de desgaste discontinuos que se han realizado en este apartado, las aleaciones en fase β con temperaturas M_s elevadas como es el caso de la aleación 21 y 61 la transformación ha tenido lugar en una mayor proporción que en el resto de aleaciones con temperaturas de transformación M_s más bajas.

Se observa también en la Figura 4.38, que en todos los difractogramas aparece el grupo de máximos de difracción correspondientes a la fase martensítica situados a ángulos de 2θ aproximadamente entre 40 y 45° . Además aparecen otros máximos de difracción también correspondientes a la fase martensítica como son los situados a ángulos 2θ de 73.5° , y otros situados a ángulos 2θ de 97.3° .

Para la aleación en fase martensita se observa que la reorientación de las placas hace disminuir el número de picos presentes en el difractograma, como se puede observar en la figura 4.39.

En los difractogramas presentados en la Figura 4.39 no aparece ningún vestigio de fase β , como es de esperar. Así pues, el descenso en el número de picos de fase martensita se asocia a la reorientación de las placas y a la obtención de una variante de martensita mayoritaria dentro de las 24 posibles.

Para los difractogramas de Rayos X de las aleaciones en fase β +martensita mostrados en la Figura 4.40 se observan mayoritariamente picos de martensita, mostrando que la transformación en superficie de la fase β a martensita ha sido prácticamente completa.

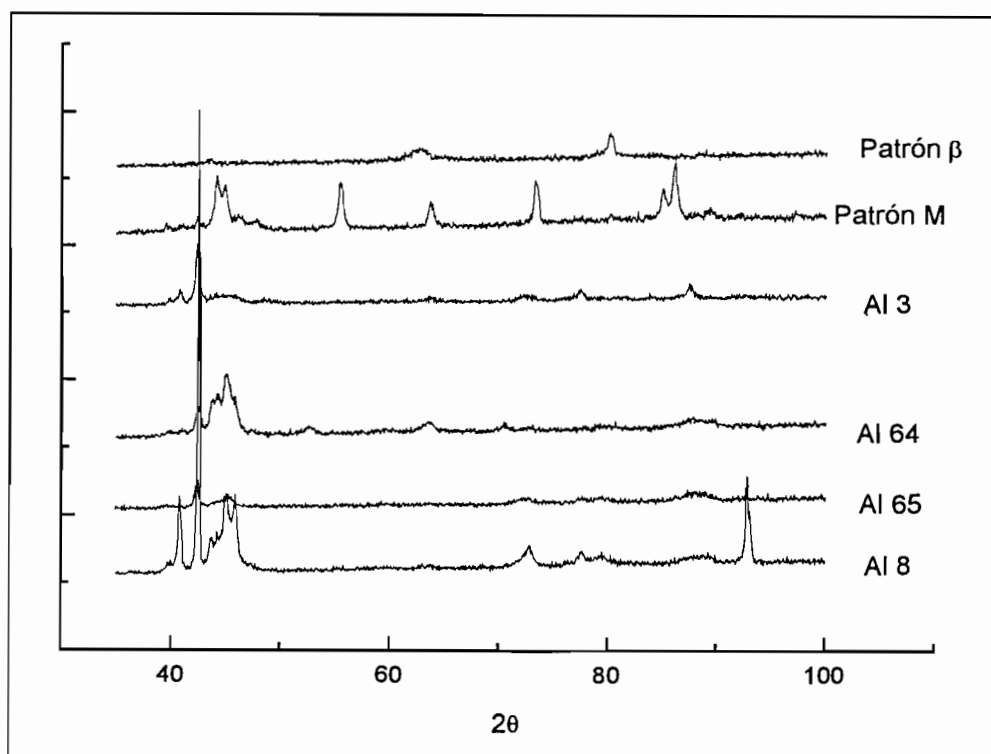


Figura 4.40. Difractogramas para las superficies de las aleaciones en fase β + martensita desgastadas comparadas con el patrón de fase β y de martensita sin desgastar.

El ruido de fondo que se produce y el hecho de que los materiales a analizar estén mayoritariamente compuestos por Cu, que por otro lado es el emisor de radiación utilizado en estos ensayos, hace que estos difractogramas no sean nítidos y que algunos máximos se puedan confundir con el ruido de fondo.

4.3.4 RESISTENCIA AL DESGASTE EN FUNCIÓN DEL TAMAÑO DE GRANO.

En la Tabla 4.21 se presentan los resultados obtenidos para el estudio de la evolución de la resistencia al desgaste con el tamaño de grano. Se observa como estos resultados de pérdida de peso, no siguen una relación con el tamaño de grano, por lo que se concluye que el tamaño de grano, no es un factor que afecta a la resistencia al desgaste de estas aleaciones, o si más no, su efecto queda enmascarado por otros efectos como son los asociados con las propiedades de memoria de forma..

Tabla 4.21. Pérdida de peso en función del tamaño de grano para las aleaciones 14, 21 y 4.

Aleación 14		Aleación 21		Aleación 4	
Perímetro (μm)	Pérdida de peso (mg)	Perímetro (μm)	Pérdida de peso (mg)	Perímetro (μm)	Pérdida de peso (mg)
1450	20.474	920	16.589	594	21.849
2760	20.634	2087	16.945	984	22.134
3580	21.019	3170	16.707	1674	21.963
3972	20.784	3970	16.682	1804	22.032

4.3.5 METALOGRAFÍA DE LAS SUPERFICIES DE DESGASTE.

Para la realización de este estudio metalográfico se han preparado dos tipos de muestras a partir del pin: muestras a partir de un corte transversal, en las cuales se observa la superficie de desgaste, y muestras a partir de un corte longitudinal en las que además de observar la deformación superficial, se observa la evolución de la transformación en el interior del pin.

A continuación, se muestran una serie de micrografías representativas del amplio estudio metalográfico de las superficies de desgaste. Es importante reseñar que en este estudio metalográfico cuando el corte de la muestra ha sido transversal, se ha observado que todas las superficies de desgaste presentan una microestructura martensítica independientemente de la fase del material. Para las muestras en fase martensita la diferencia existente con las anteriores básicamente recae en el espesor de las placas que para las aleaciones en fase martensita son mayores.

Para las muestras que han sido cortadas longitudinalmente se aprecian diferencias significativas en función de la fase presente, ya que para las aleaciones en fase martensita se observa la reorientación de placas de martensita hacia una dirección preferente con un espesor elevado, mientras que para la fase β , se observa la aparición de placas de martensita inducidas por tensión finas, lo cual demuestra que el mecanismo de deformación y absorción de energía que tiene lugar en estos materiales es dependiente de la microestructura. Para la fase $\beta +$ martensita se observa también reorientación de placas de martensita.

La microfotografía que se presenta en las Figura 4.41 muestra la morfología general que presentan las superficies de desgaste para la fase $\beta +$ martensita. Se observan las diferentes orientaciones de las placas de martensita inducida por tensión.

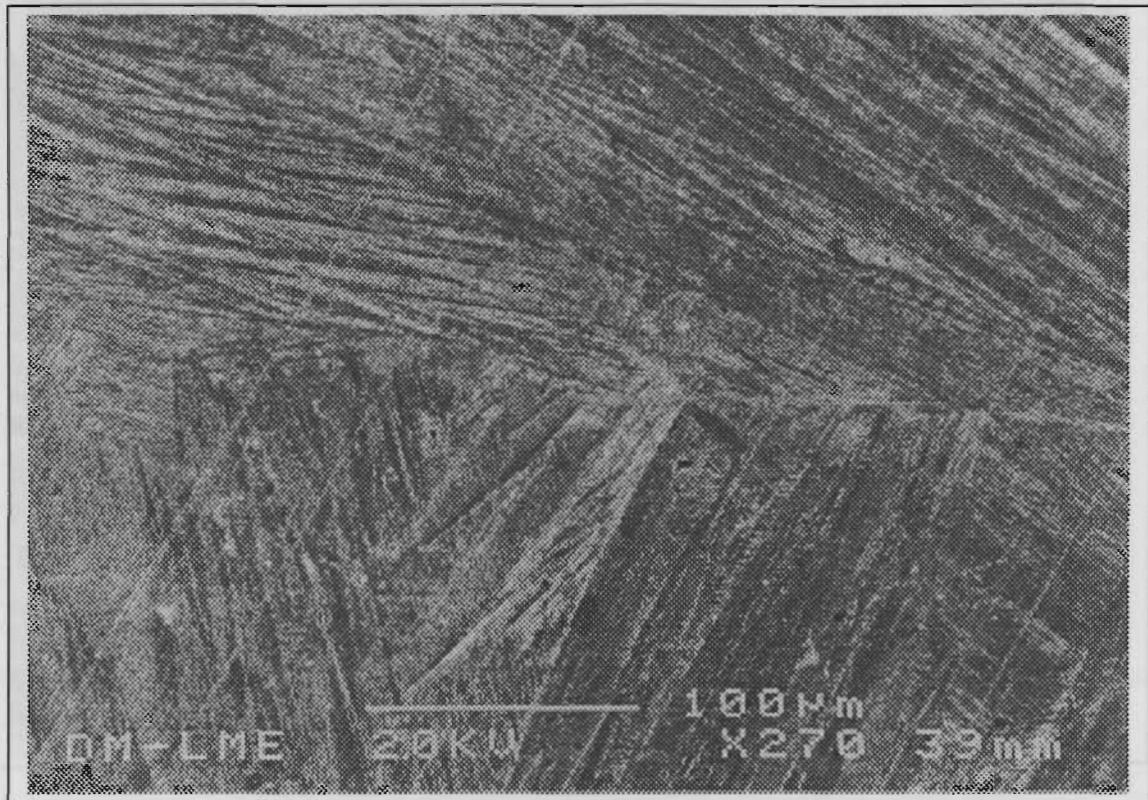


Figura 4.41. Superficie de desgaste correspondiente a la aleación 8 con fase β + martensita obtenida por corte transversal.

En esta micrografía, se aprecia como toda la superficie de desgaste es completamente martensítica. Se observan diferentes orientaciones de las placas de martensita. Algunas placas de martensita, tienen un grosor aproximado de unos 15 μm .

Las microfotografías presentadas en las Figura 4.42 y 4.43 corresponden a la aleación 61 y 21 respectivamente en fase β . En ambas se aprecia un punto triple en el que se observan diferentes orientaciones de placas de martensita. Otro aspecto a tener en cuenta es que el espesor de estas placas es menor que el que se aprecia en la Figura 4.41 correspondiente a la fase β + martensita. Este hecho podría ser debido a la coalescencia de placas que se produce para las fases β + martensita y martensita, lo cual hace que el espesor de estas aumente.

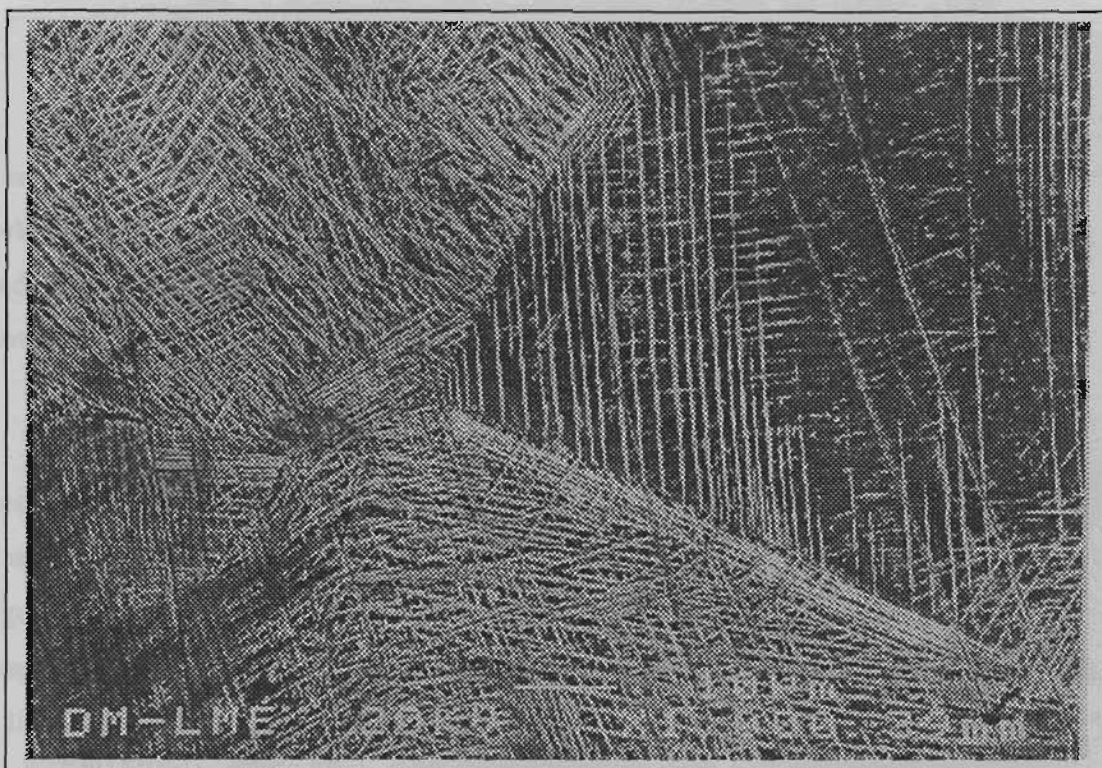


Figura 4.42. Superficie de desgaste correspondiente a la aleación 61 con fase β obtenida por corte transversal.



Figura 4.43. Superficie de desgaste correspondiente a la aleación 21 con fase β obtenida por corte transversal.

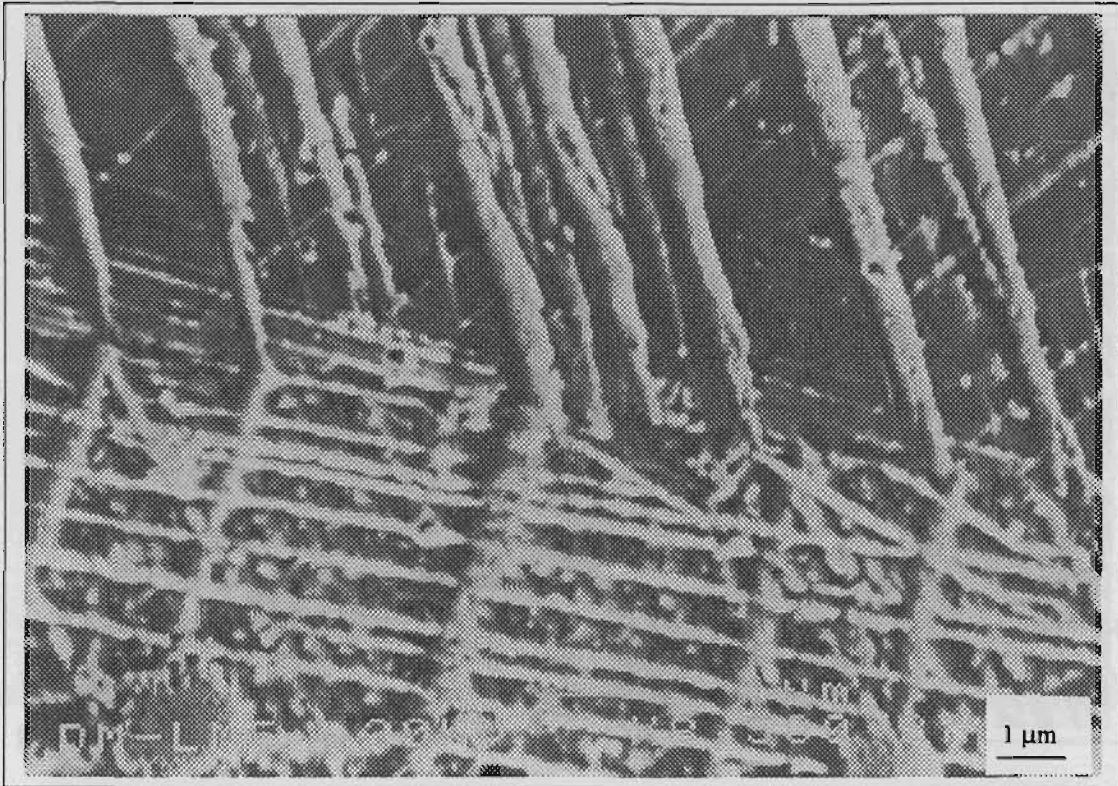


Figura 4.44. Detalle del límite de grano de micrografía 4.42 correspondiente a la aleación 61 con fase β obtenida por corte transversal.

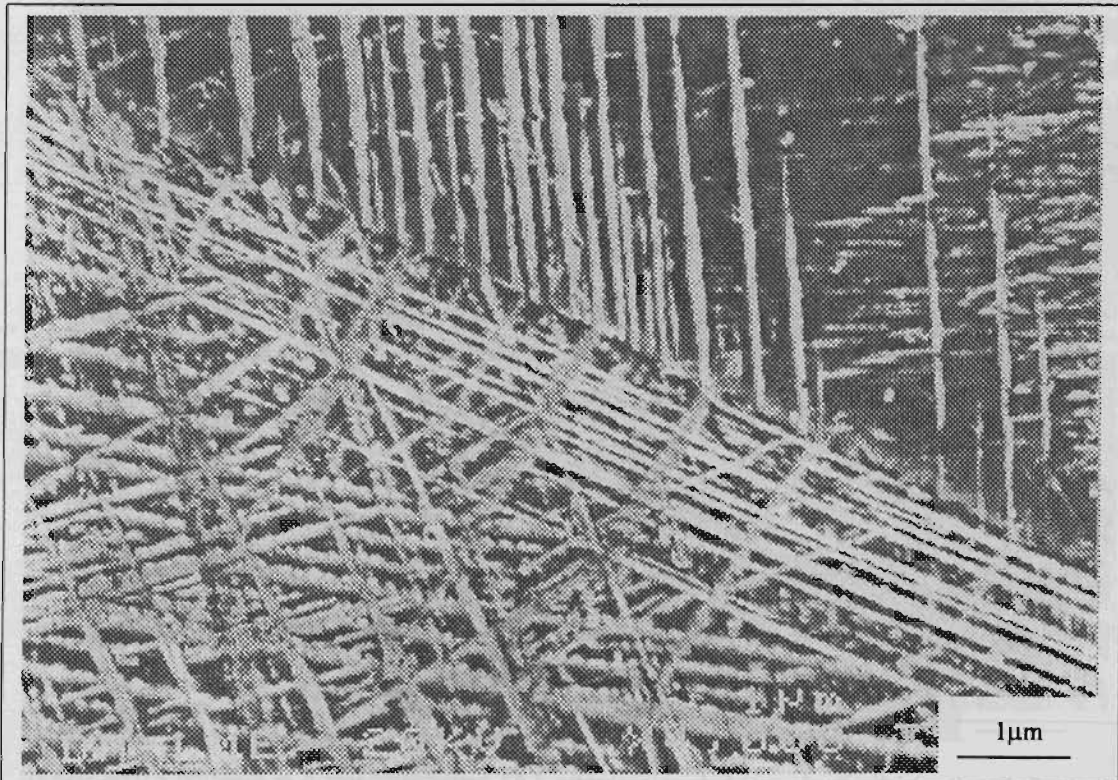


Figura 4.45. Detalle del límite de grano de micrografía 4.42 correspondiente a la aleación 61 con fase β obtenida por corte transversal.

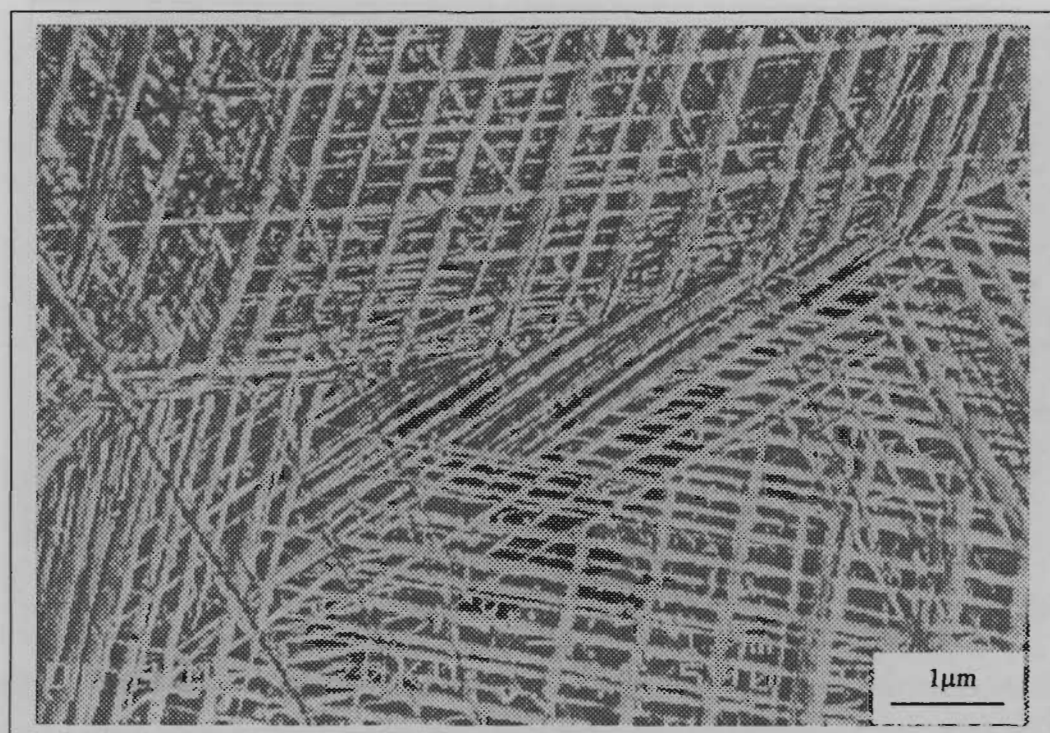


Figura 4.46. Detalle del límite de grano de micrografía 4.42 correspondiente a la aleación 61 con fase β obtenida por corte transversal.

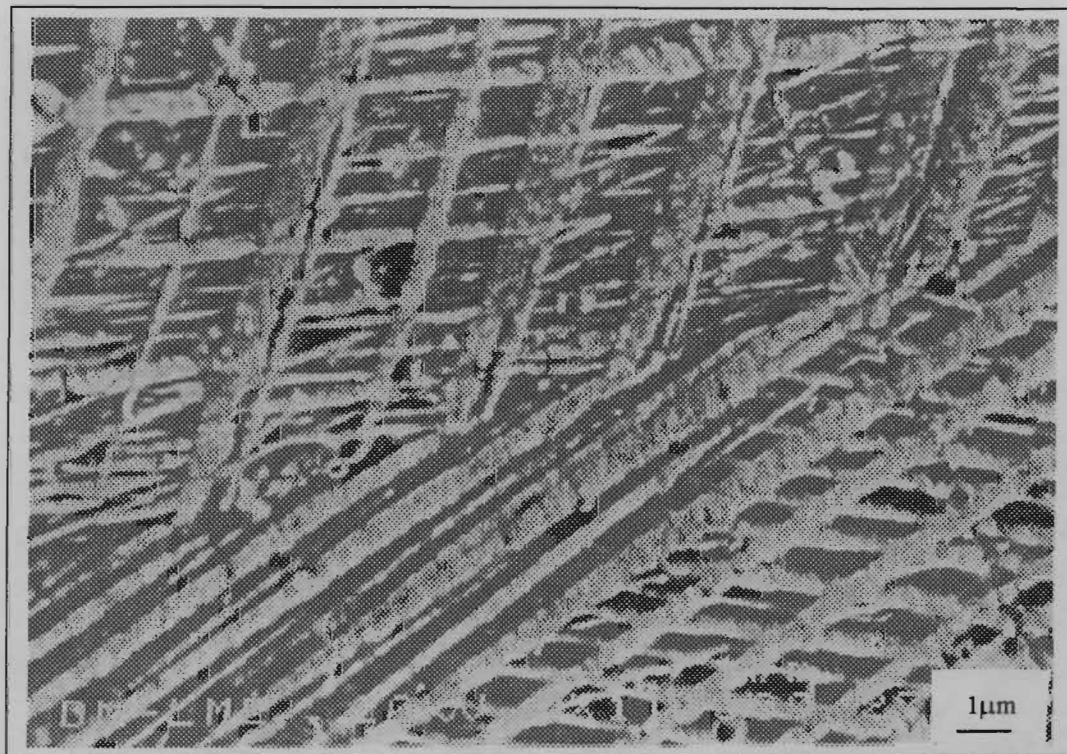


Figura 4.47. Detalle del límite de grano de micrografía 4.42 correspondiente a la aleación 61 con fase β obtenida por corte transversal.

Las Figuras 4.44-4.47 muestran detalles del límite de grano de la micrografía 4.42. En esta figura, se aprecia claramente las diferentes orientaciones que presentan las placas de martensita. También se observa el entramado de placas de martensita y como algunas placas atraviesan el límite de grano a la vez que cambian de orientación al pasar a otro grano.

Como ya se ha comentado se observa una diferencia significativa en la morfología de las placas de martensita, en función de la fase presente, siendo para la fase β , unas placas de martensita mucho más finas que para la fase $\beta +$ martensita.

Para las aleaciones en fase martensítica, estudiadas con corte longitudinal, se observa que el efecto que tiene lugar durante el proceso de desgaste es el de una reorientación y crecimiento de las placas de martensita cercanas a la superficie como puede observarse en la micrografía que se muestra en la Figura 4.48.

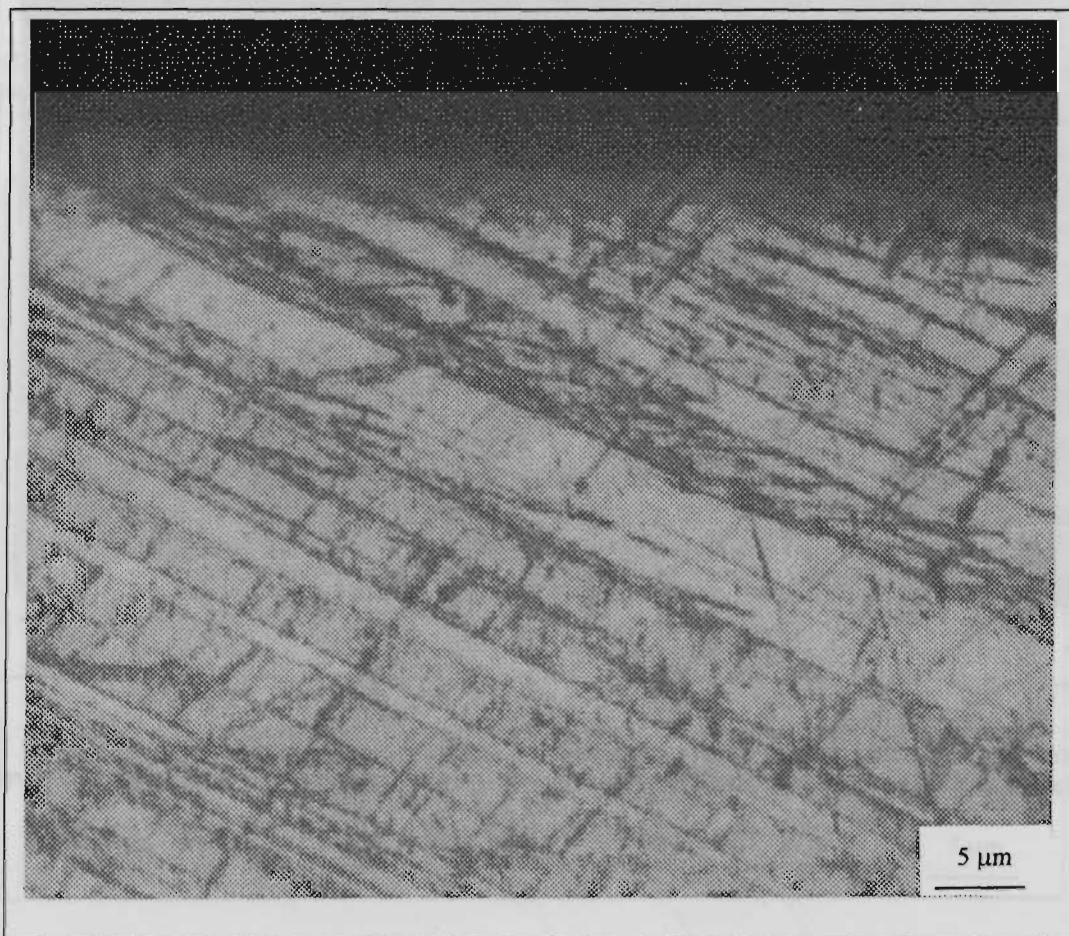


Figura 4.48. Corte longitudinal en el que se observa la reorientación de placas de martensita en la superficie de desgaste.

En las micrografías que se muestran a continuación se puede ver la diferencia existente entre la morfología de las placas del interior del pin y la morfología de las placas de martensita de la superficie de desgaste. La Figura 4.49 es un detalle general de la zona cercana a la superficie de desgaste del pin en la cual se puede intuir esta diferencia de morfología entre las placas que limitan con la superficie y las placas del interior. La Figura 4.50 muestra un detalle del interior de la Figura 4.49 en la cual se puede ver como las placas de martensita no están orientadas hacia una misma dirección como es el caso de las micrografías que se presentan en la Figura 4.51 que al igual que la 4.48 es un detalle de la zona cercana a la superficie. Este hecho sería debido a que los efectos que causa en desgaste en la microestructura del pin son efectos que disminuyen según nos vamos alejando de la superficie de desgaste.

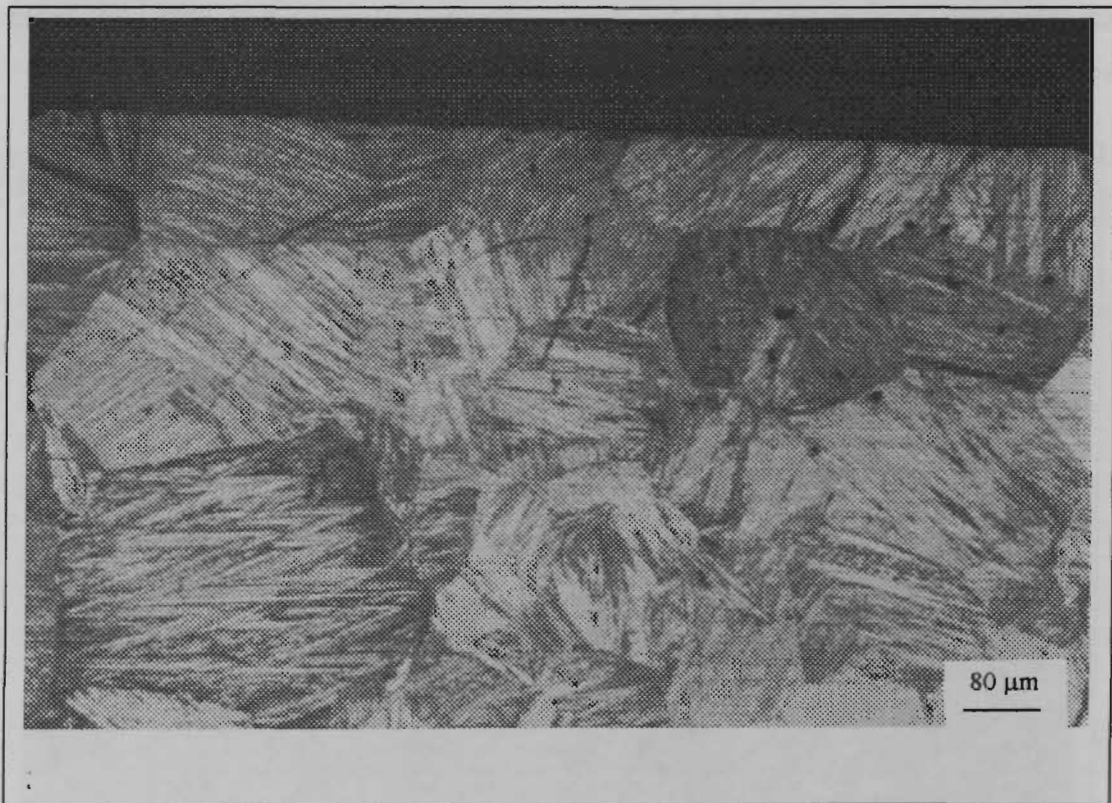
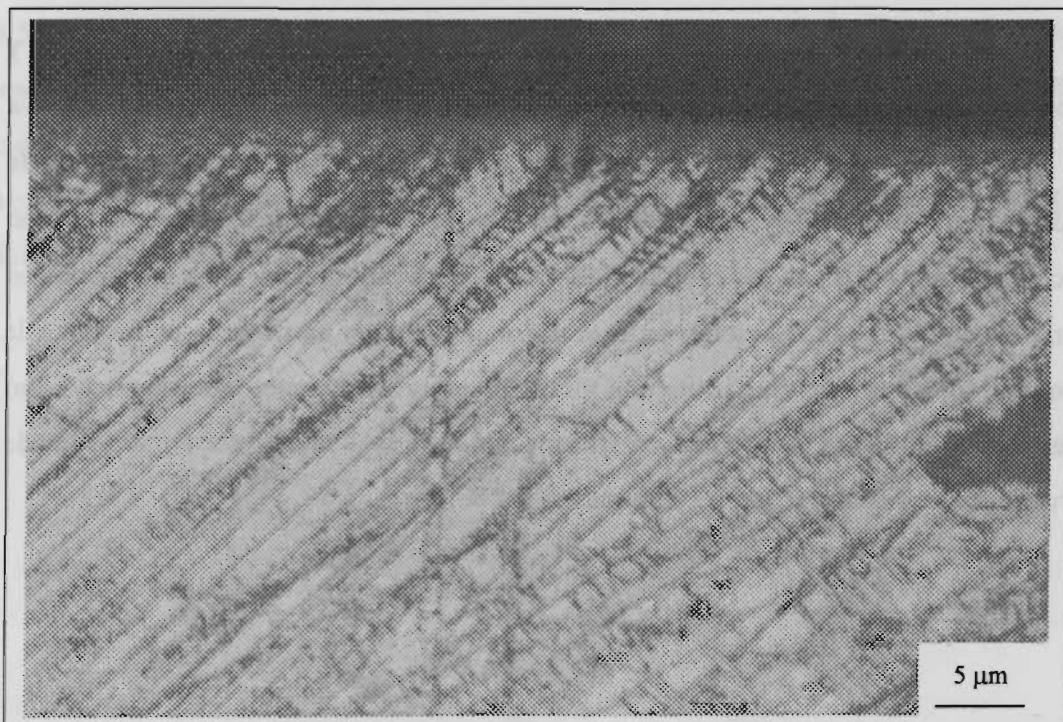


Figura. 4.49. Microestructura del corte longitudinal del pin desgastado en la cual se puede apreciar la morfología de las placas de martensita cercanas a la superficie y de las placas de martensita más interiores



Figura. 4.50. Detalle de la Figura anterior en la que se observa la morfología de las placas de martensita interiores a la superficie sin ninguna orientación preferencial.



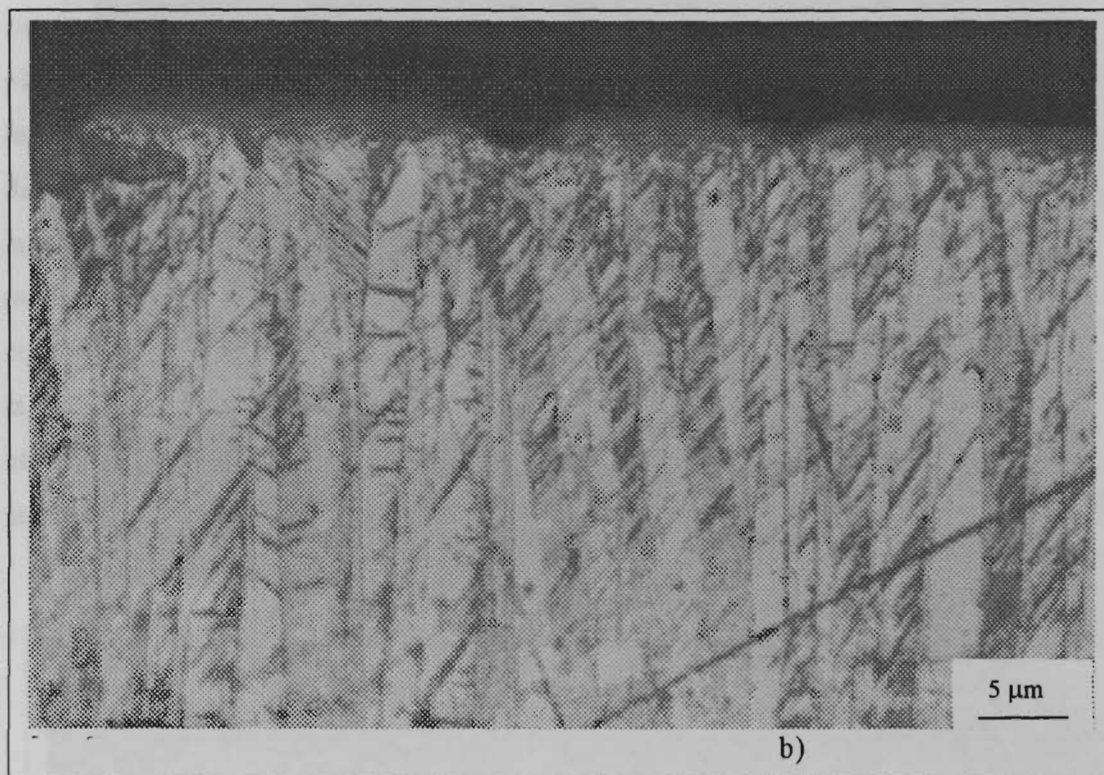


Figura. 4.51 a y b : Detalle de la Figura 4.49 en la que se observa la morfología de las placas de martensita que contactan con la superficie de desgaste. Se observa una clara orientación preferencial que varía según el grano en el que nos centramos.

En relación con el comportamiento de las aleaciones en fase β + martensita y fase β , en las figuras que se muestran a continuación de corte longitudinal se observa como se produce la inducción de martensita en el interior del pin en las aleaciones de fase β (Figura 4.52-4.57), y como de diferente es la morfología de estas placas con respecto a las mostradas en las figuras 4.48 y 4.51 correspondientes a las aleaciones en fase martensita. Para las aleaciones en fase β + martensita, la morfología es similar a la que se produce en la fase martensita con placas grandes aunque con una orientación no tan perfecta como la que se produce en las aleaciones de fase martensita como se puede observar para la aleación 65 en las Figuras 4.58-4.60.

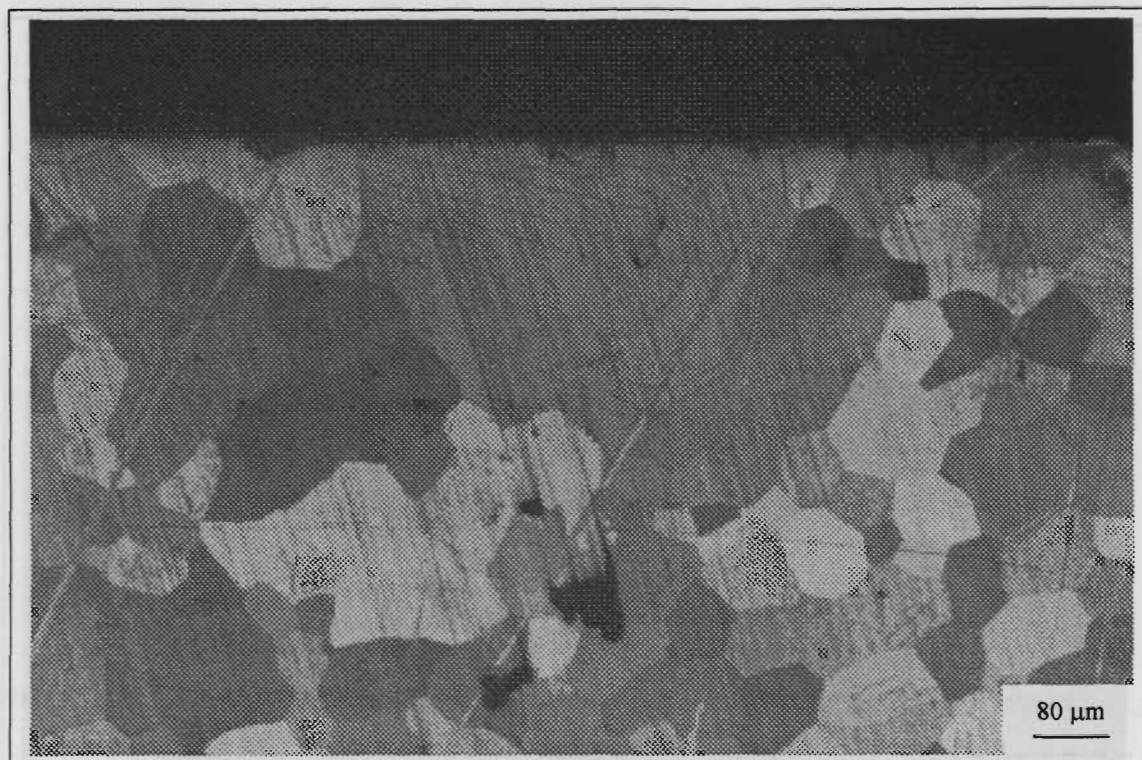


Figura. 4.52. Microestructura del corte longitudinal del pin desgastado en la cual se puede apreciar la inducción de martensita por efecto de la tensión únicamente en la superficie del pin para la aleación 21.

Las Figuras 4.53-4.57 que se presentan a continuación son detalles de la Figura 4.52. En estas, se muestran detalles de los granos cercanos a la superficie de desgaste en los que se produce la martensita inducida por tensión. Se aprecia que la martensita inducida por tensión dentro de un mismo grano, presenta diferentes orientaciones. Este hecho podría ser debido al complejo campo de tensiones que se crean en la superficie del pin en el proceso de desgaste.

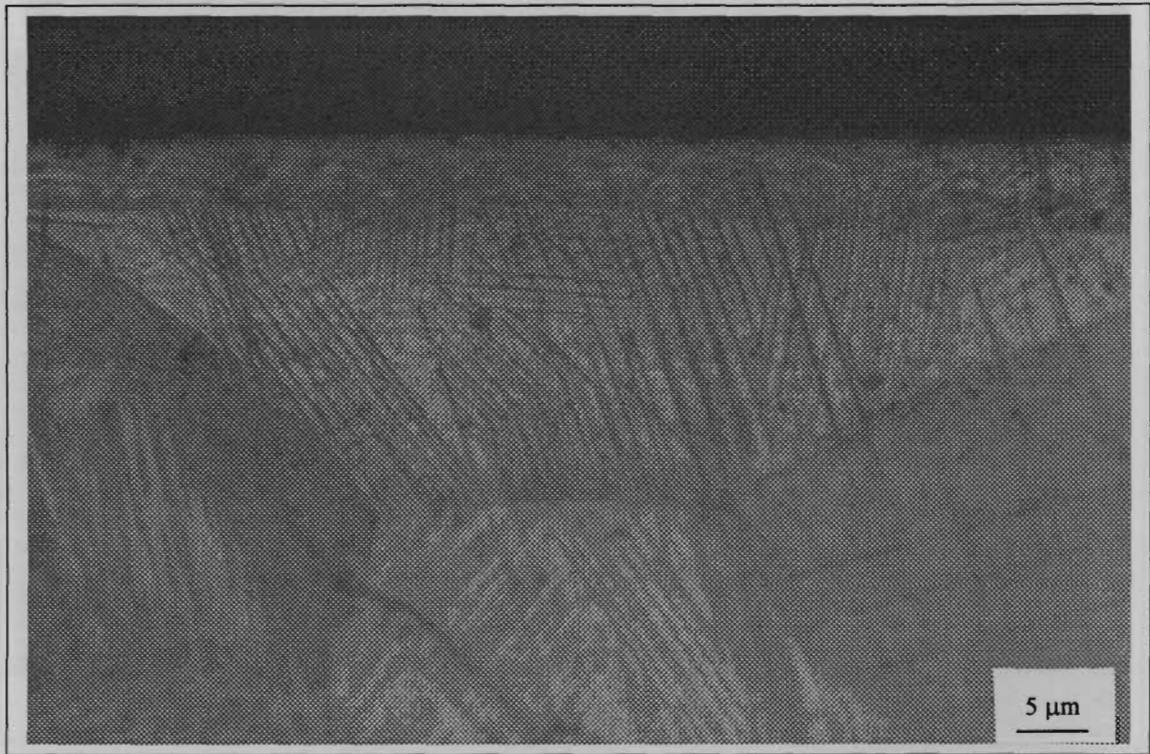


Figura. 4.53 : Detalle de la Figura 4.52 en la que se observa la morfología de las placas de martensita inducida por tensión que contactan con la superficie de desgaste.

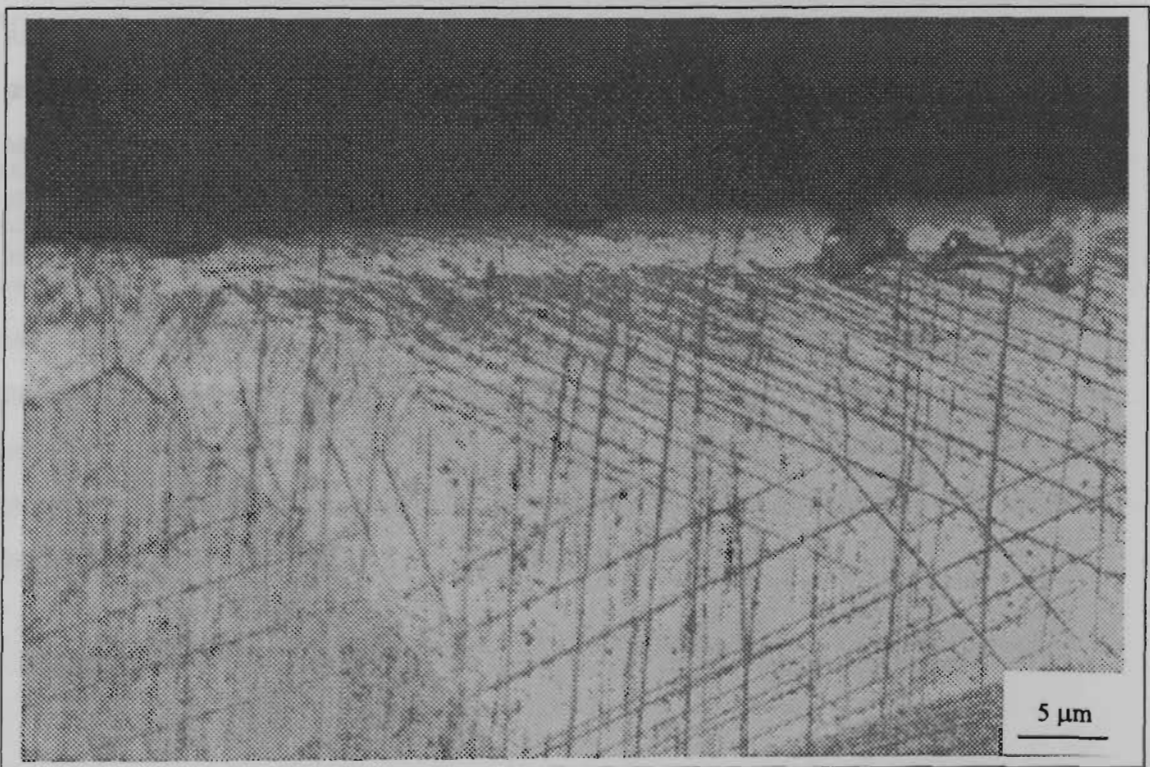


Figura. 4.54. Detalle de la Figura 4.52 en la que se observa la morfología de las placas de martensita inducida por tensión que contactan con la superficie de desgaste.

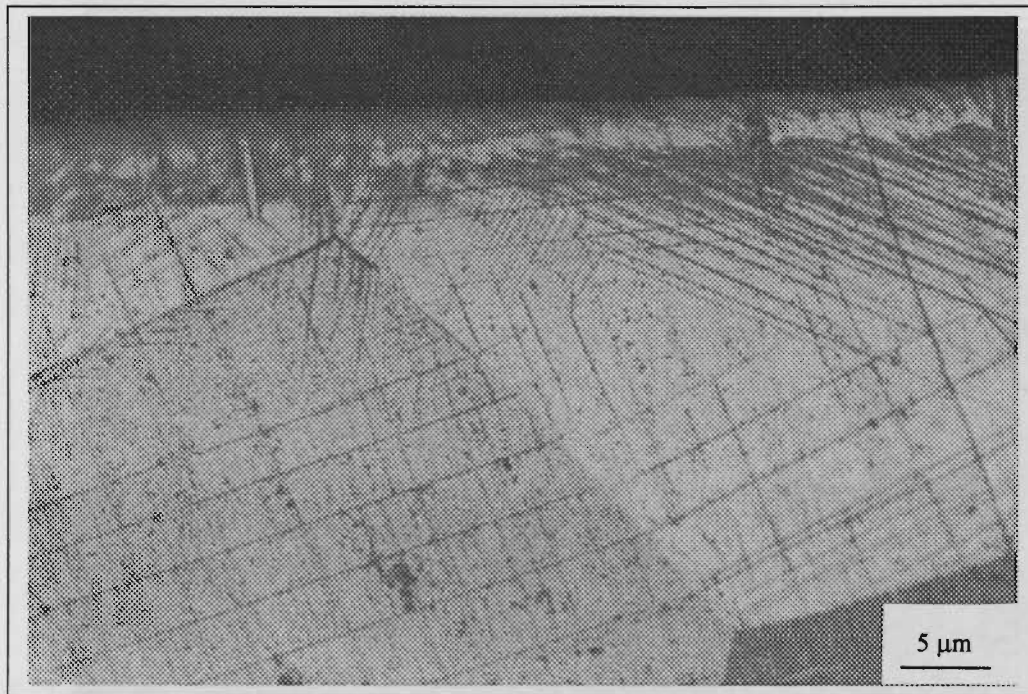


Figura. 4.55 : Detalle de la Figura 4.52 en la que se observa la morfología de las placas de martensita inducida por tensión que contactan con la superficie de desgaste. Se observa también como algunas placas de martensita atraviesan los límites de grano.

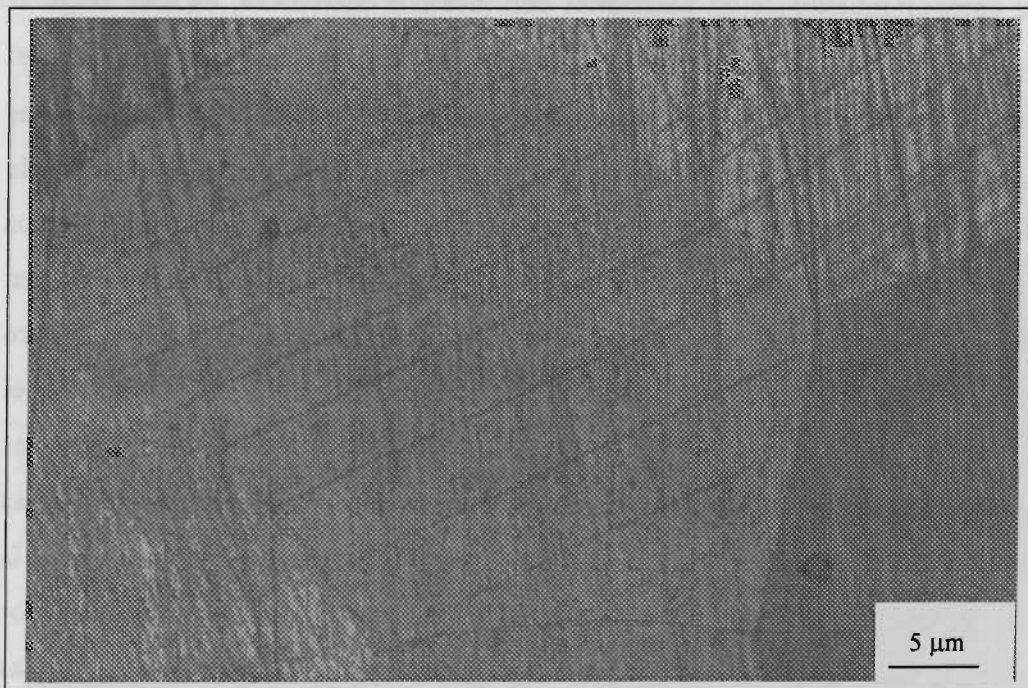


Figura. 4.56. Detalle de la Figura 4.52 en la que se observa como determinadas placas de martensita atraviesan el límite de grano.

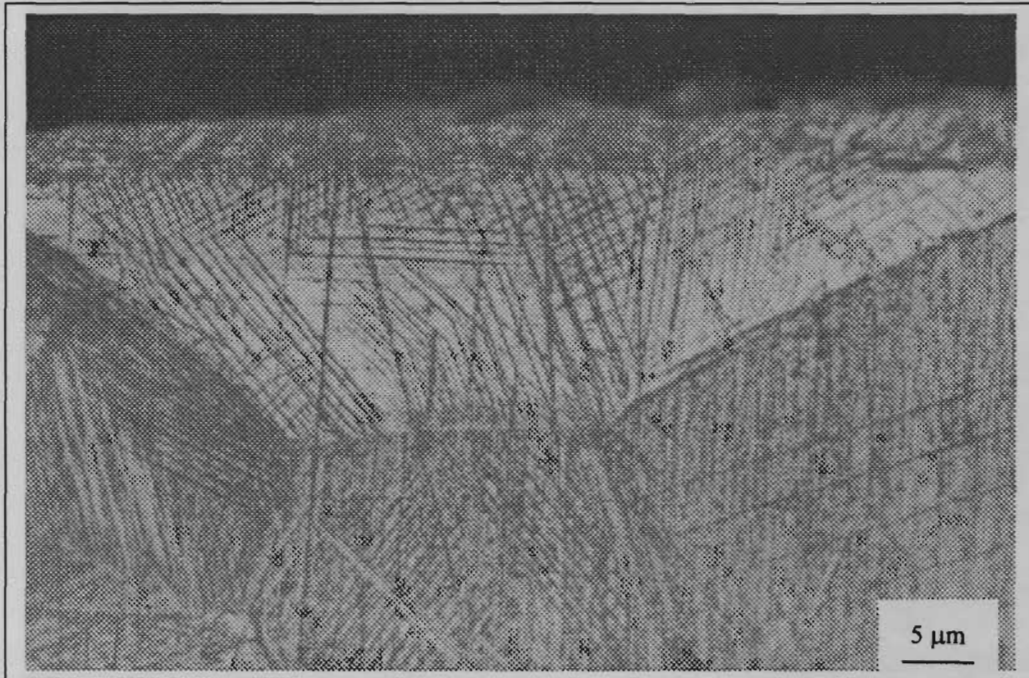


Figura 4.57. Detalle de la Figura 4.52 en la que se observa la morfología de las placas de martensita inducida por tensión que contactan con la superficie de desgaste.

El comportamiento de las aleaciones con fase β + martensita, es más irregular como puede observarse en la Figura 4.21. Este hecho también queda reflejado en el aspecto microestructural. Para la aleación 8 en fase β + martensita se presentan las Figuras 4.58 y 4.59 en las que se observa que el comportamiento microestructural de esta aleación es similar al que presenta la fase martensítica. Como aspectos diferenciales, se observa que el grosor de las placas es menor que el que se produce en la fase martensítica y que además la orientación de estas no es tan perfecta. Por otro lado, para la aleación 65, se muestra la Figura 4.60 en la que se observa que el comportamiento de esta aleación se asemeja más al comportamiento que presentan las aleaciones en fase β . Un aspecto diferencial que se observa es la orientación de las placas de martensita que en este caso es más clara. Este hecho sería debido a que la martensita ya existente condiciona la aparición de la nueva martensita inducida por tensión, siendo más fácil la transformación, y dejando que la coalescencia de placas permita la observación de esta orientación. En la fase β , no se observa coalescencia de placas de martensita.

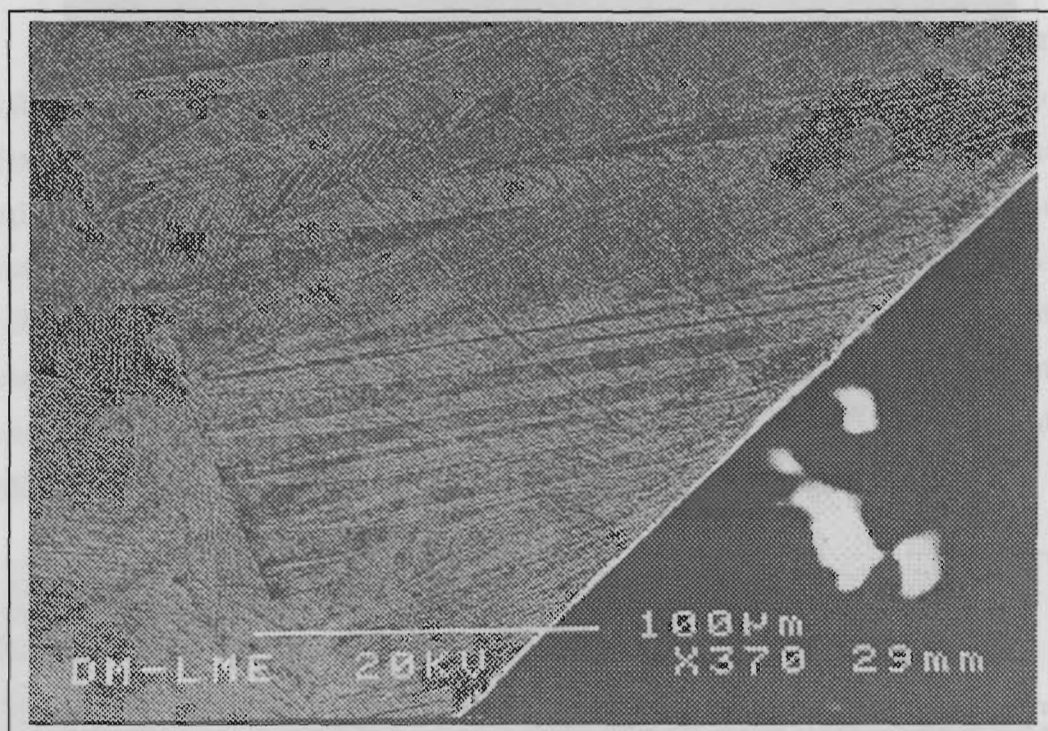


Figura. 4.58. Morfología de las placas de martensita que contactan con la superficie de desgaste para la aleación 8 en fase β + martensita. Se observa una cierta orientación de las placas.

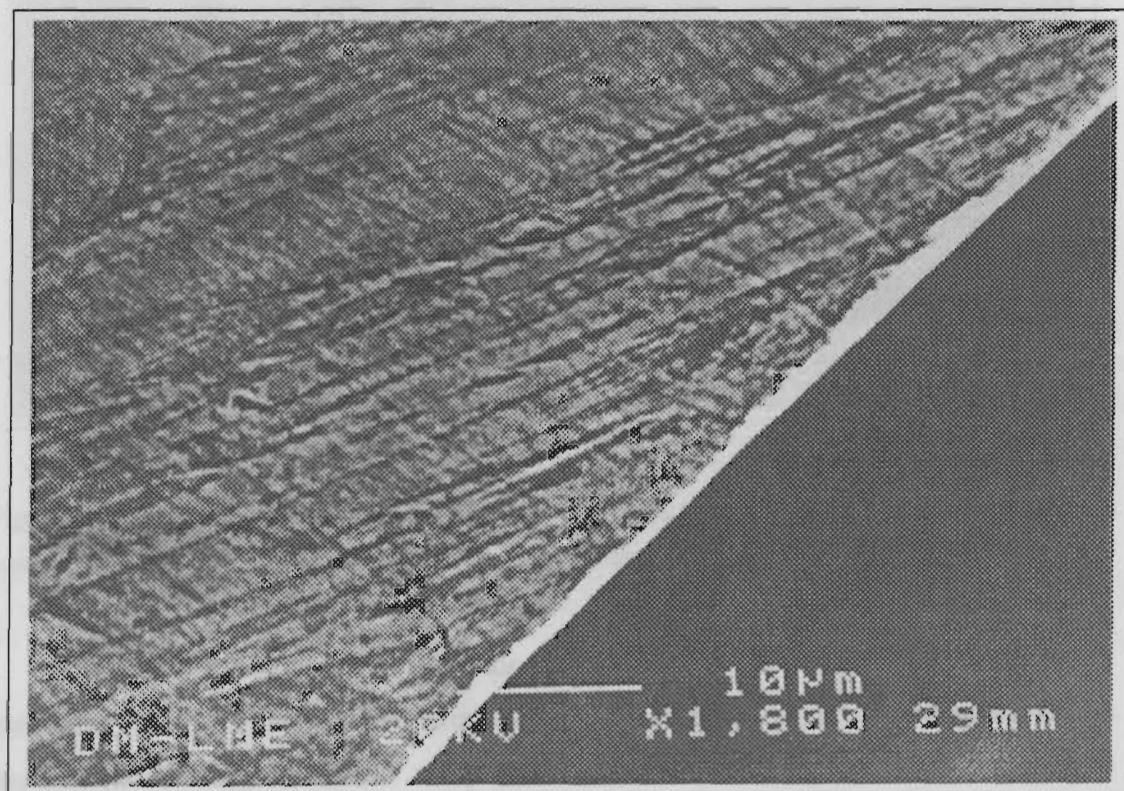


Figura. 4.593 : Detalle de la Figura 4.58 que muestra la morfología de las placas de martensita. Se observa una cierta orientación de las placas.

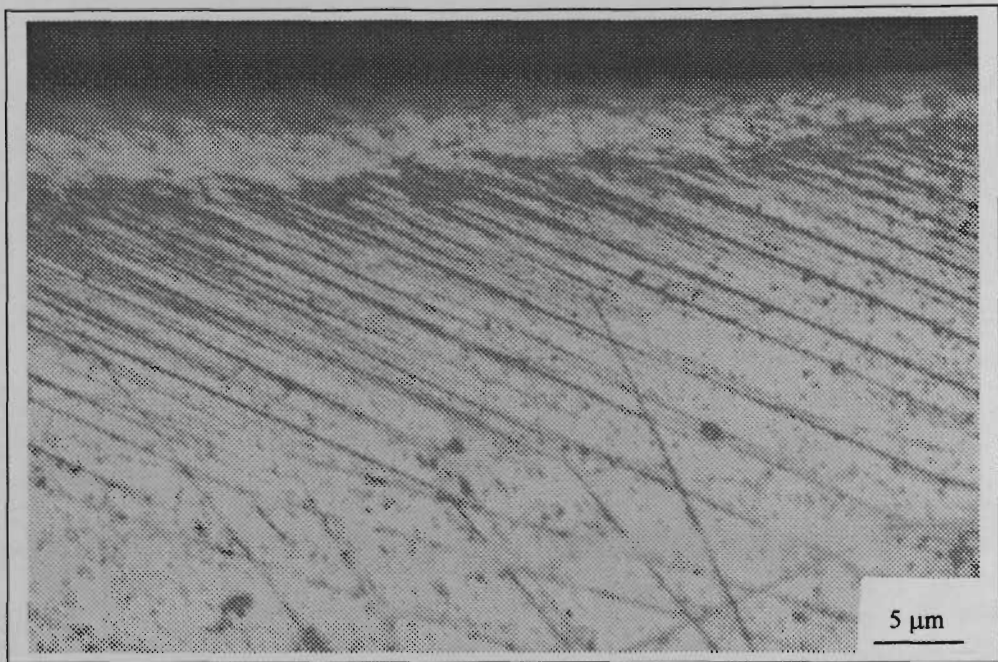


Figura. 4.60 : Detalle de la superficie de desgaste para la aleación 65 (corte longitudinal) que muestra la morfología de las placas de martensita que contactan con la superficie de desgaste para la aleación 8 en fase β + martensita. Se observa una cierta orientación de las placas.

4.3.5.1 Mecanismos de desgaste



Existen diferentes mecanismos de desgaste. Estos mecanismos de desgaste generalmente se han definido alrededor de conceptos como fractura dúctil, deformación plástica, fatiga y fracturas cohesivas y adhesivas, ya que de alguna manera estos mecanismos de desgaste pueden considerarse como mecanismos de fractura superficial que ocurren cerca de la superficie o en la misma superficie. Lo que sucede es que los mecanismos de desgaste están condicionados por el hecho de que en el proceso de desgaste normalmente están involucrados más de un cuerpo, lo cual hace que aumente la complejidad de dichos mecanismos. Es por este motivo que a veces es difícil tratar de identificar un solo mecanismo de desgaste en un determinado proceso.

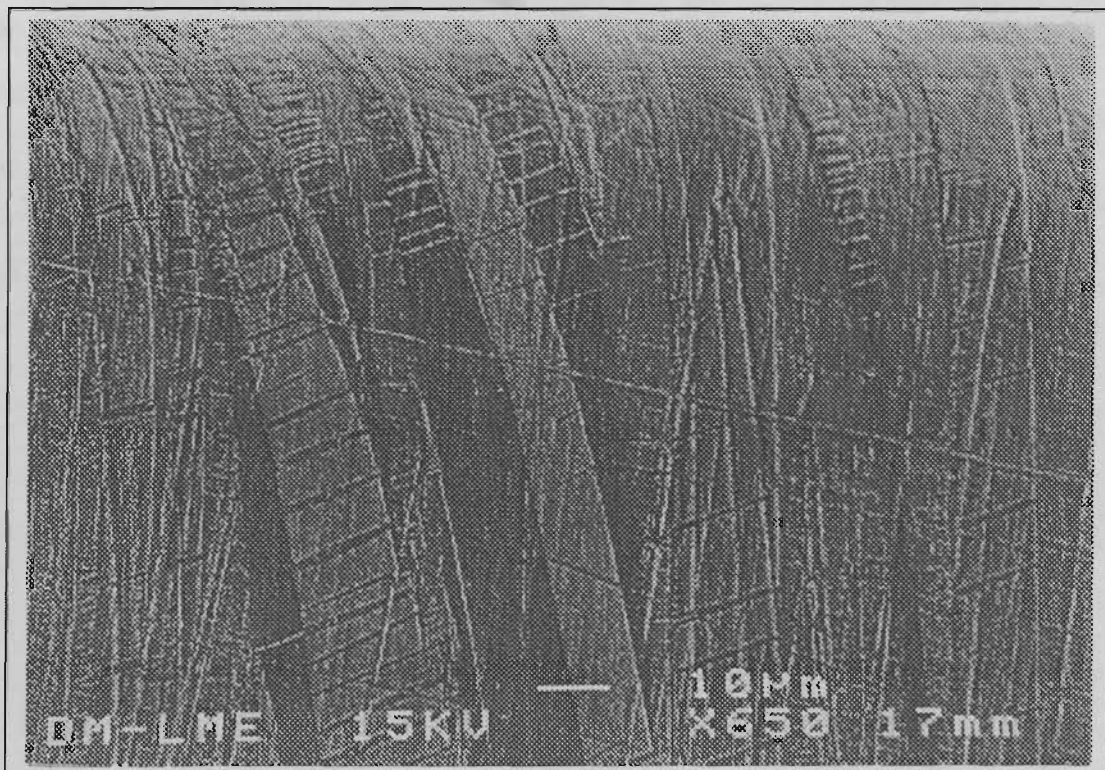


Figura 4.61. Deformación plástica en las superficies de desgaste para la aleación 4 en fase martensita sometida a una carga de 20N y una velocidad de deslizamiento de 0.2m/s.

En este trabajo, se ha realizado un estudio de las superficies de desgaste obtenidas. No se han encontrado microestructuralmente diferencias significativas en las superficies de desgaste desde un punto de vista macroscópico en las diferentes aleaciones en función de la microestructura que presentan. Se observa la existencia de

diferentes tipos de mecanismos de desgaste, además de un efecto claro de la temperatura en el proceso de desgaste para todas las aleaciones estudiadas. Una considerable deformación plástica que aumenta al aumentar la presión queda reflejada en todas las superficies estando todos los mecanismos existentes de desgaste, dominados por la deformación plástica como se observa en la Figuras 4.61-4.62. En estas figuras se aprecia como las placas de martensita cercanas a la superficie de desgaste están deformadas en la dirección del deslizamiento. Además se denota que esta deformación está acomodada mediante el mecanismo de maclado.

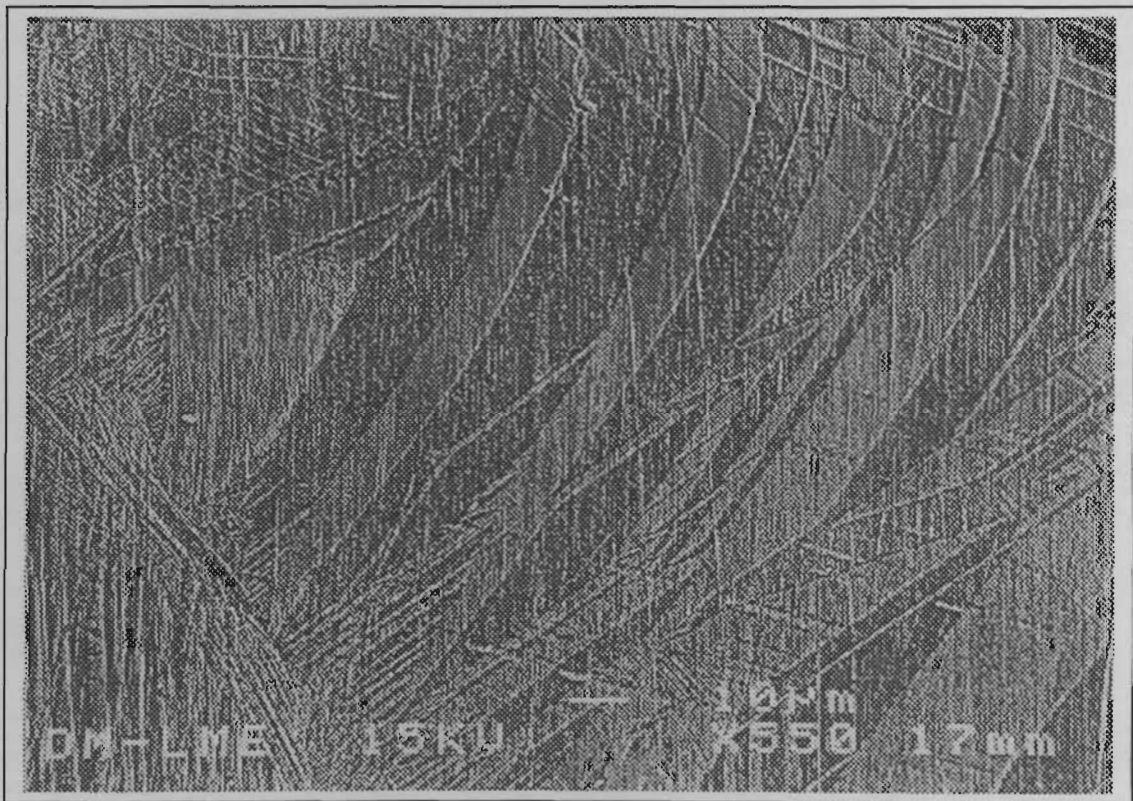


Figura 4.62. Deformación plástica en las superficies de desgaste para la aleación 24 en fase martensita sometida a una carga de 20N y a una velocidad de deslizamiento de 0.2m/s.

Este efecto de deformación plástica, también se observa en la zona exterior del pin. En este punto, se produce un abombamiento de la superficie como se observa en la Figura 4.63.

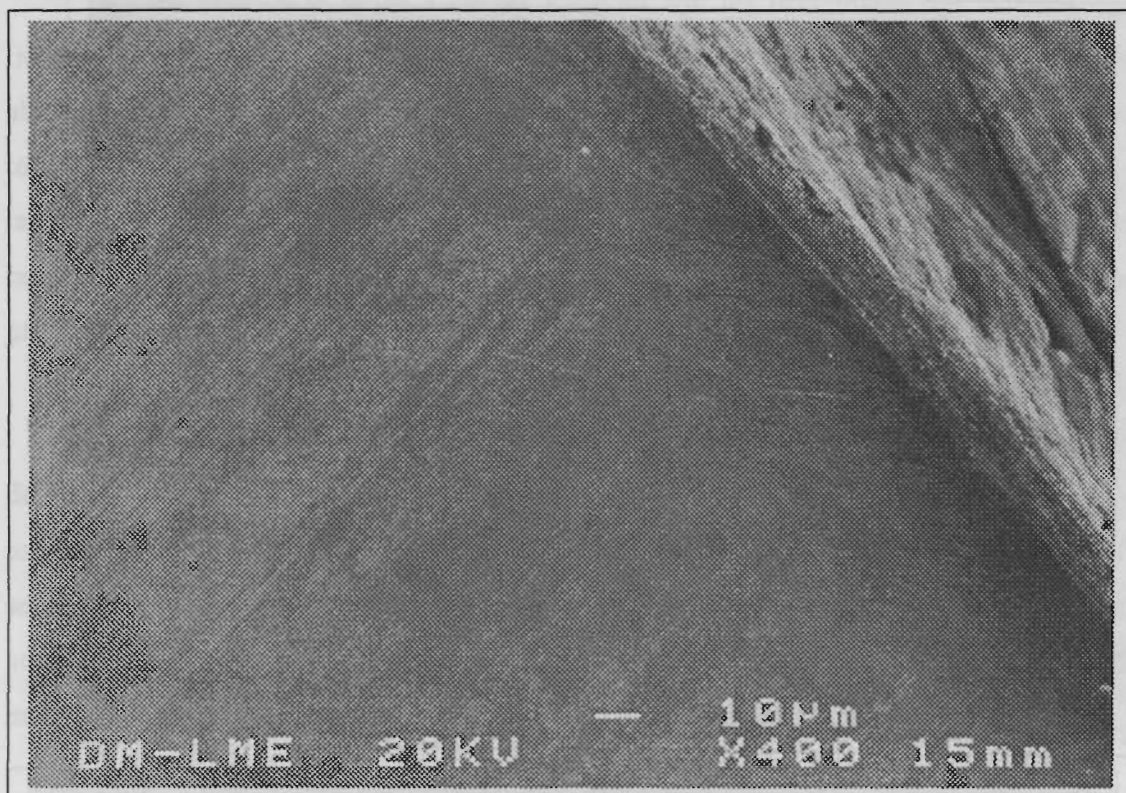


Figura 4.63. Deformación plástica en la zona exterior de la superficie de desgaste para la aleación 21 sometida a una carga de 10N y una velocidad de deslizamiento de 0.2m/s

Las Figuras 4.64 y 4.65 muestran la fractura de un grano de la superficie del pin. En este punto se ha producido una fractura intercrystalina, y un grano de la muestra se ha desprendido. En la Figura 4.65, se muestra en detalle esta fractura intercrystalina. Se puede observar como las placas de martensita inducidas por tensión han quedado reflejadas en el límite de grano. La deformación plástica que ha sufrido el material en este punto también queda reflejada por la deformación que se observa en las placas de martensita que se revelan en el límite de grano.

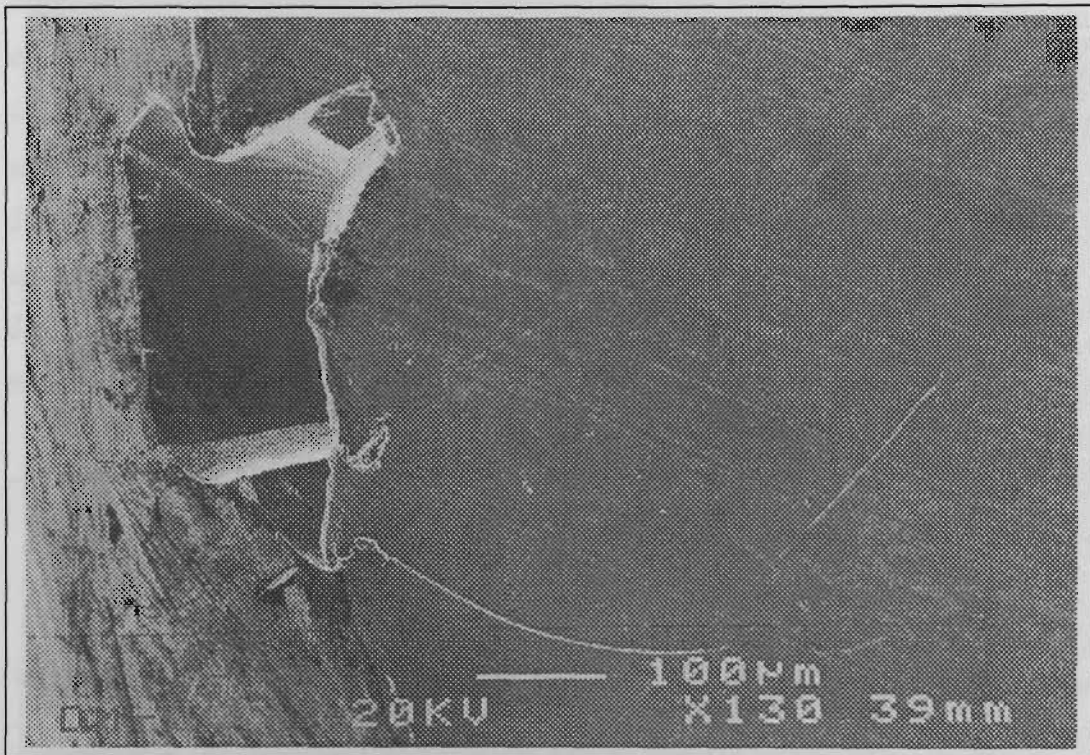


Figura 4.64. Superficie de desgaste correspondiente a la aleación 21 con una carga aplicada de 15N y una velocidad de deslizamiento de 0.2m/s. Se aprecia la fractura intercrystalina de un grano de la muestra.

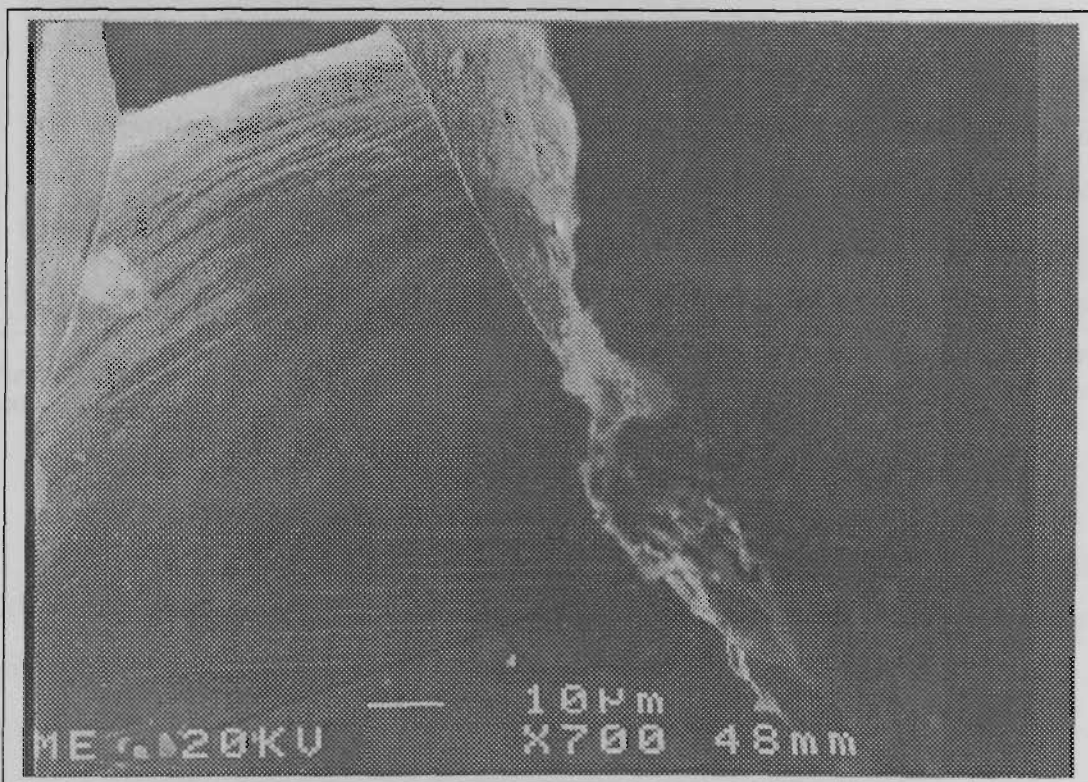


Figura 4.65. Detalle de la Figura 4.53 en la que se observa como las placas de martensita inducida por tensión se revelan en el límite de grano.

La adhesión y la fatiga a cargas elevadas son los principales mecanismos que tienen lugar en este tipo de materiales, existiendo también muestras de desgaste por abrasión y microcortes que tienen lugar en los extremos de la superficie y que como todos los otros mecanismos, se ven claramente afectados por la temperatura que alcanza la superficie, debida a la fricción. En las Figuras 4.66-4.84 que se muestran a continuación se hace un repaso de los diferentes tipos de mecanismos de desgaste que se producen en este tipo de material.

-Mecanismo de desgaste adhesivo: se muestra muy claramente en todo el rango de cargas y velocidades utilizadas independientemente de la microestructura que presente el material, siendo uno de los mecanismos más importantes. Este mecanismo se observa también en la superficie de los discos. El camino por el cual desliza el pin adquiere una tonalidad rojiza, debida a la adhesión de material. Las figuras 4.66-4.72 muestran ejemplos de este tipo de mecanismo.

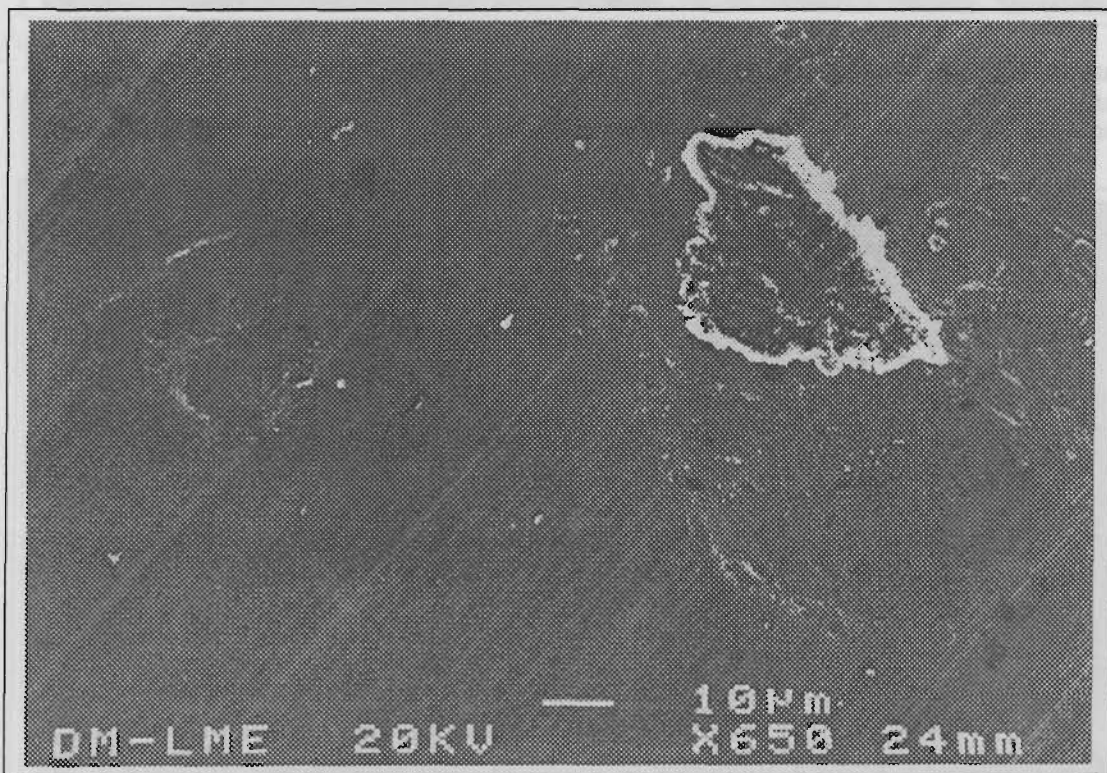


Figura 4.66. Partículas de adhesión de material en la superficie del pin para la aleación 4 sometida a una carga de 6 N y una velocidad de deslizamiento de 0.05m/s. Este material adherido es material proveniente del pin.



Figura 4.67. Detalle de la Figura 4.55 en la que además de observar las partículas adheridas en la superficie del pin se observa también deformación plástica alrededor de esta partícula. Es esta deformación una causa del mecanismo de desgaste-fatiga.

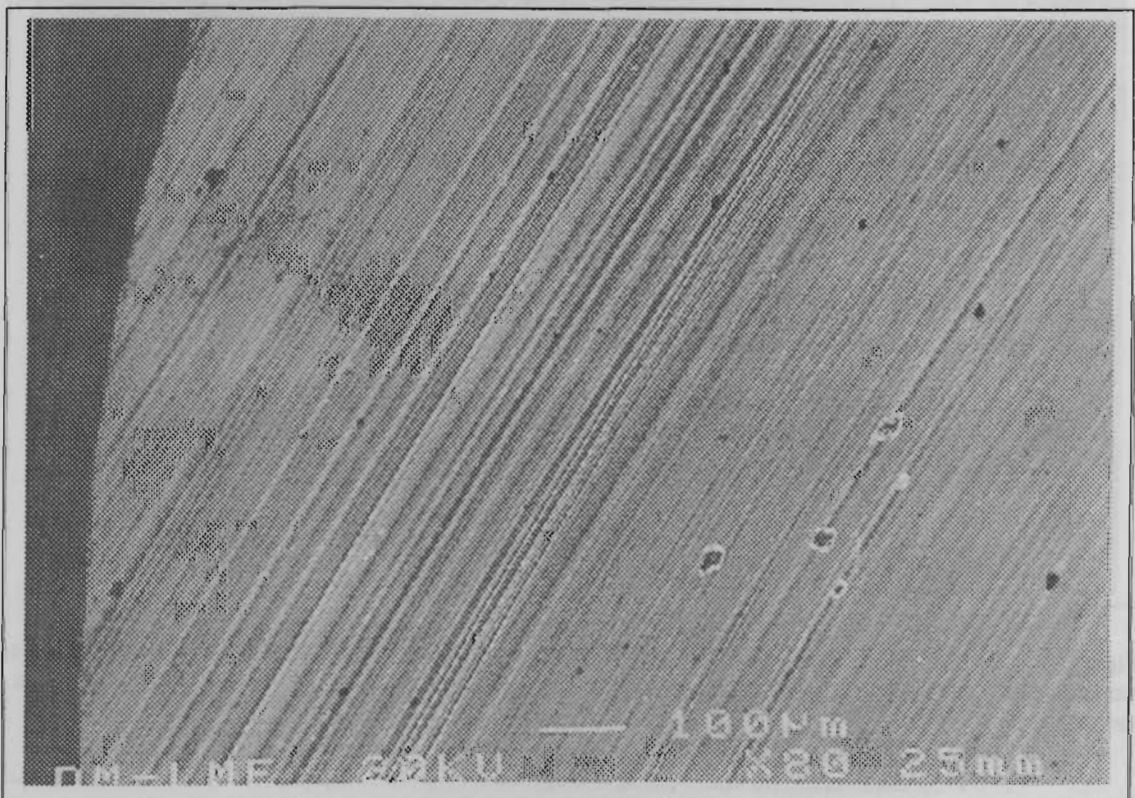


Figura 4.68. Superficie de desgaste para la aleación 61 sometida a una carga de 10N y una velocidad de deslizamiento de 0.2m/s. Se observan las partículas de adhesión.

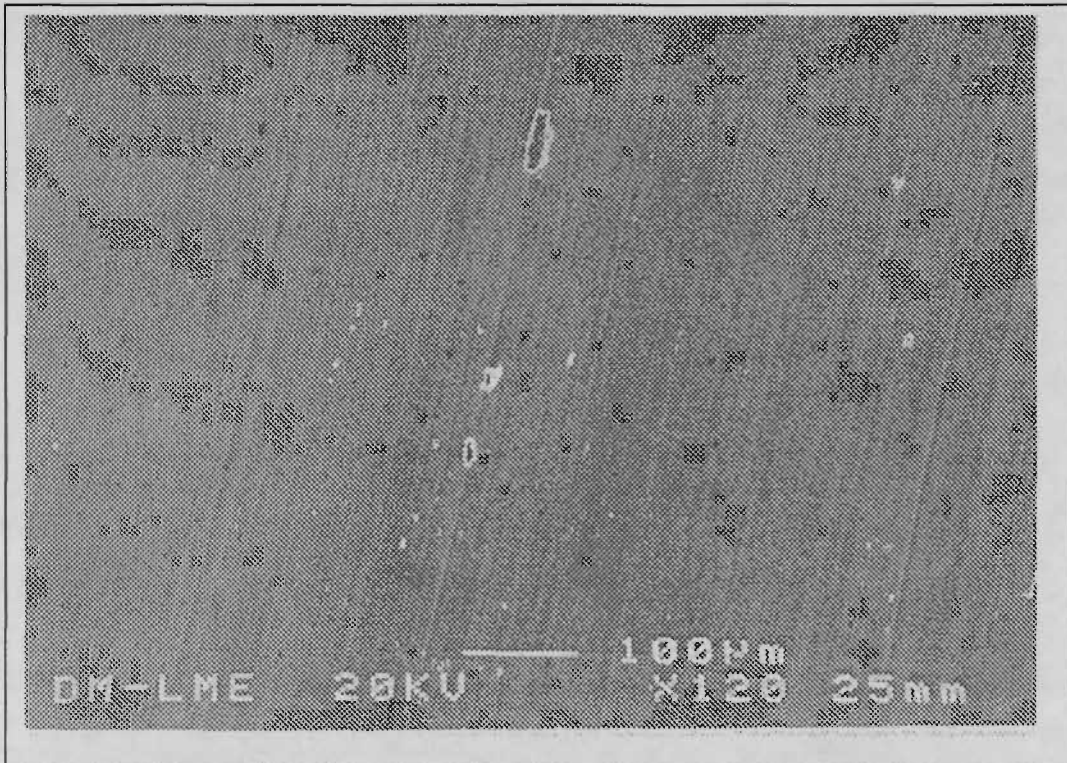


Figura 4.69. Detalle de la Figura 4.68 en la que se observan las partículas de adhesión.

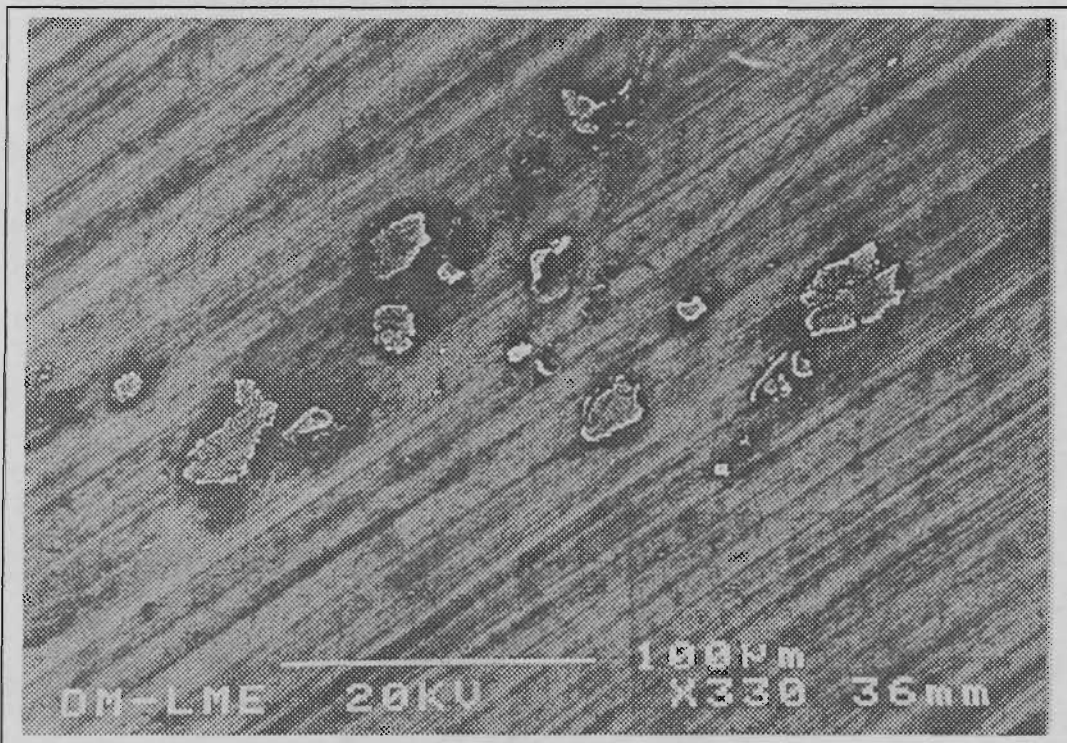


Figura 4.70. Partículas de adhesión para la aleación 8 sometida a una carga de 6N y una velocidad de deslizamiento de 0.2m/s.



Figura 4.71. Detalle de la Figura 4.70 en la que se observa una partícula adherida a la superficie.

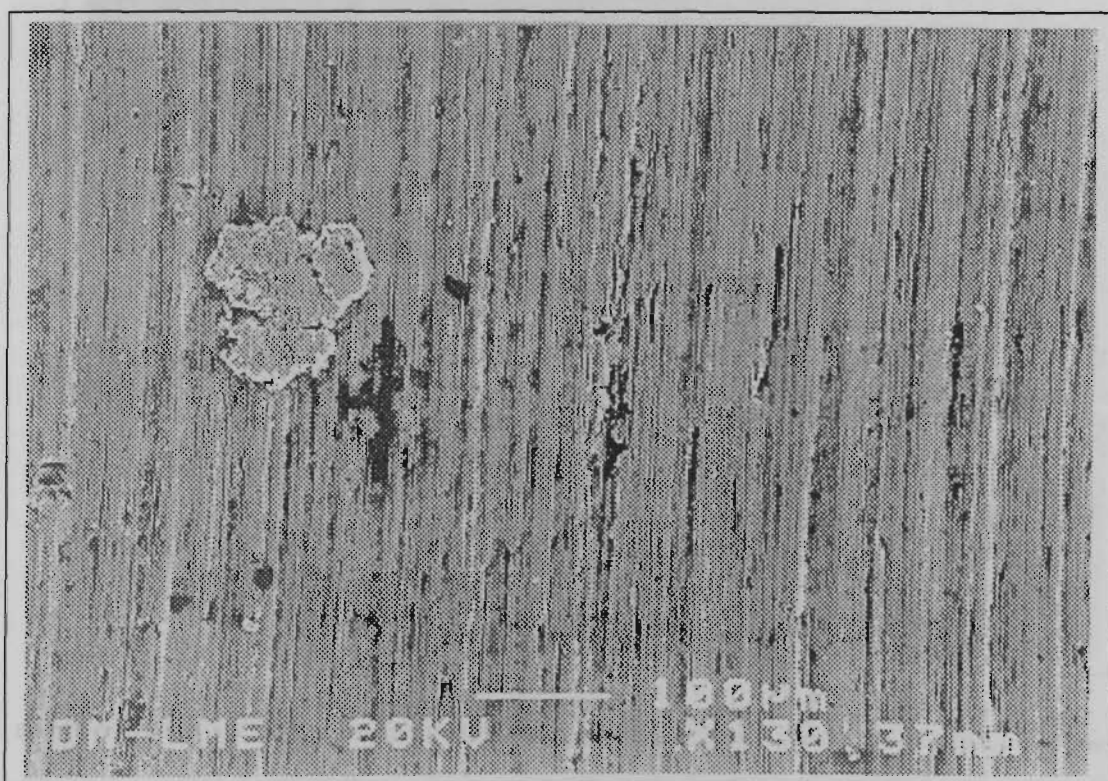


Figura 4.72. Superficie de desgaste correspondiente a la aleación CuZn utilizada como patrón y sometida a una carga de 6N y a una velocidad de deslizamiento de 0.2m/s.

Comparando las Figuras 4.68-4.72 se observan las diferencias existentes entre las aleaciones CuZnAl con memoria de forma estudiadas y la aleación CuZn que no presenta efectos de memoria de forma. En ambas aleaciones tienen lugar el mecanismo de desgaste adhesivo. Sin embargo en la aleación CuZn se observa que las ralladuras producidas por el desgaste no son tan limpias como en el caso de las aleaciones con memoria de forma. Se aprecia la existencia de microfisuras que en las mismas condiciones de ensayo, no se observan para ninguna de las aleaciones estudiadas. Este hecho evidencia la importancia que tienen en el desgaste el proceso de acomodación de las superficies en contacto. Este proceso de acomodación se ve influenciado por la transformación martensítica inducida por tensión y por la reorientación y coalescencia de placas.

-Mecanismo de desgaste por fatiga. Este es otro de los mecanismos importantes que tienen lugar en el desgaste estudiado. La repetición de cíclica del proceso de contacto con la superficie del disco de acero causa la fatiga del material como se verá reflejado en las Figuras 4.73-4.80.

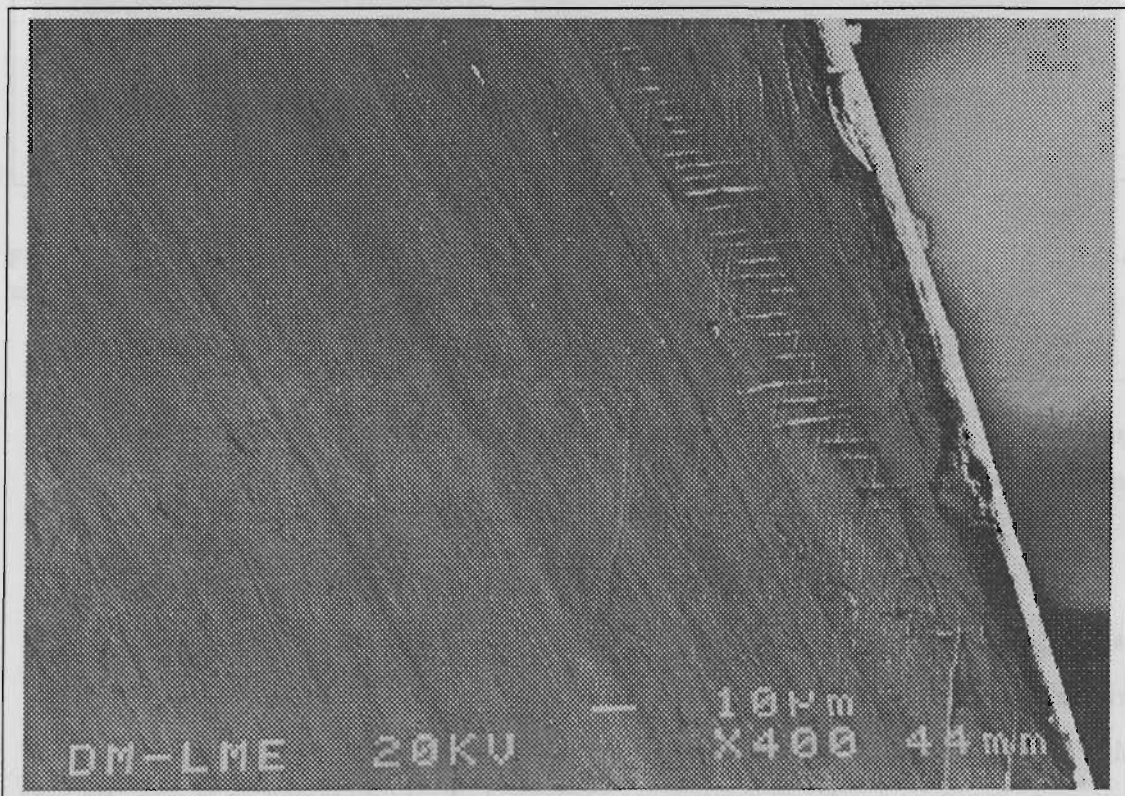


Figura 4.73. Superficie de desgaste para la aleación 21 sometida a una carga de 20N y a una velocidad de deslizamiento de 0.2m/s. Se aprecia la existencia de microfisuras que llegan a la superficie. Estas microfisuras se sitúan en la zona exterior del pin en la cual la deformación plástica es más importante.

En la Figura 4.74 se presenta un detalle de la Figura 4.73. Es esta figura se pueden apreciar con más detalle las microfisuras que se crean en el material. Estas microfisuras aparecen perpendiculares a la dirección de deslizamiento. Aparte de estas fisuras causadas por la fatiga que se produce en el material, se observa que a 45° aproximadamente respecto a la dirección de deslizamiento, y cruzando estas fisuras se comienzan a definir las placas de martensita inducida por tensión. Estas placas de martensita son las que dificultan el avance de estas fisuras. Este hecho plantea otro aspecto importante que tienen lugar en las aleaciones con memoria de forma.

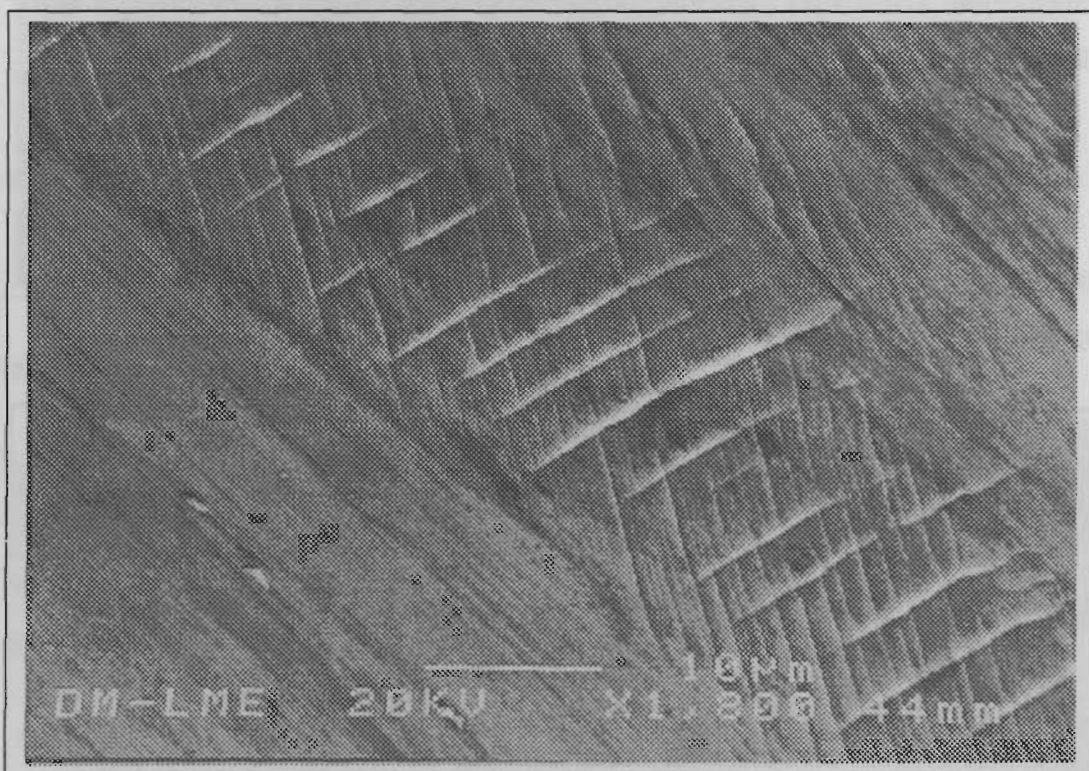


Figura 4.74. Detalle de la Figura 4.73, en la cual quedan definidas la microfisuras y las placas de martensita inducida por tensión.

La Figura 4.75 que se presenta a continuación corresponde al mismo pin para el cual se han presentado las Figuras 4.73 y 4.74. Esta Figura representa el lateral del pin cercano a las microfisuras observadas. Se aprecia la aparición de placas de martensita inducida por tensión y orientadas a 45° aproximadamente respecto a la dirección de deslizamiento. Como se ha comentado en el Capítulo I esta dirección es la que está más favorecida respecto a la dirección de la tensión aplicada.

También se presenta en las Figuras 4.75-4.77 el comportamiento que se ha observado para la aleación 14 (M_s baja). A partir de la comparación de las Figuras 4.73-4.75 correspondientes a la aleación 21 (M_s cercana a la temperatura ambiente) se podrá apreciar el efecto de la transformación martensítica en el proceso de formación de microfisuras.

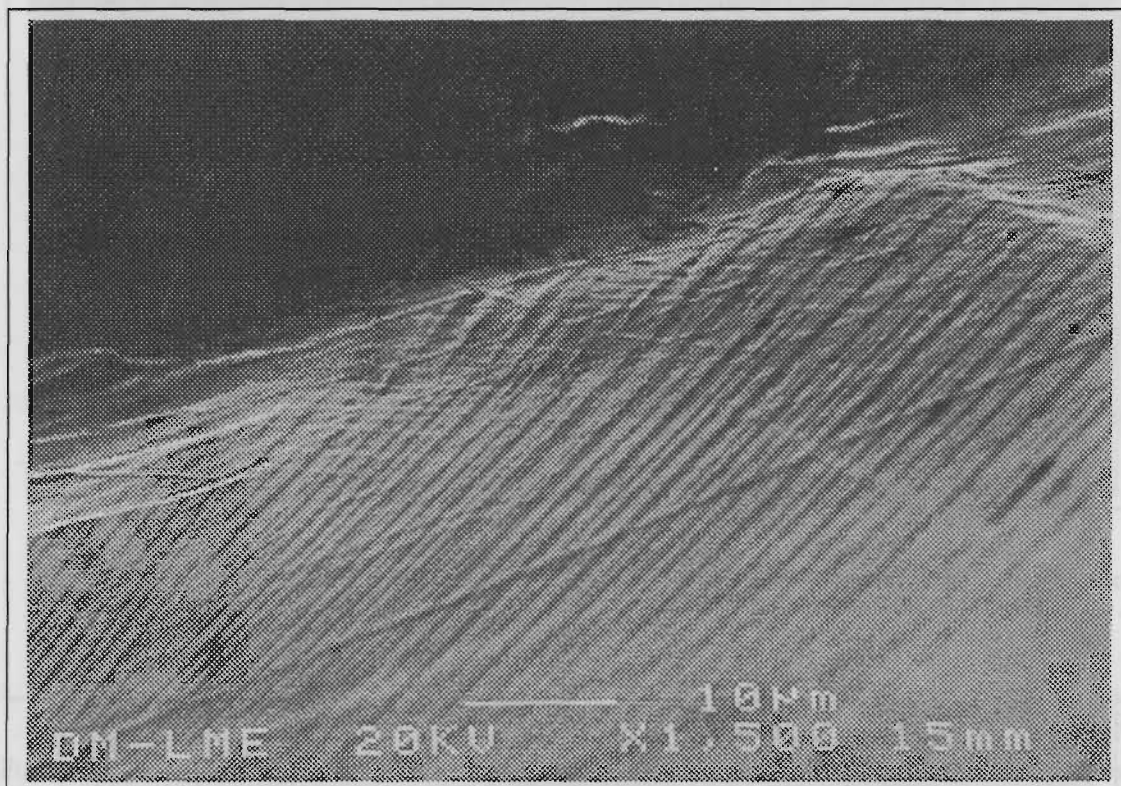


Figura 4.75. Detalle del lateral del pin correspondiente a la aleación 21 sometido a una carga de 20N y a una velocidad de deslizamiento de 0.2m/s.

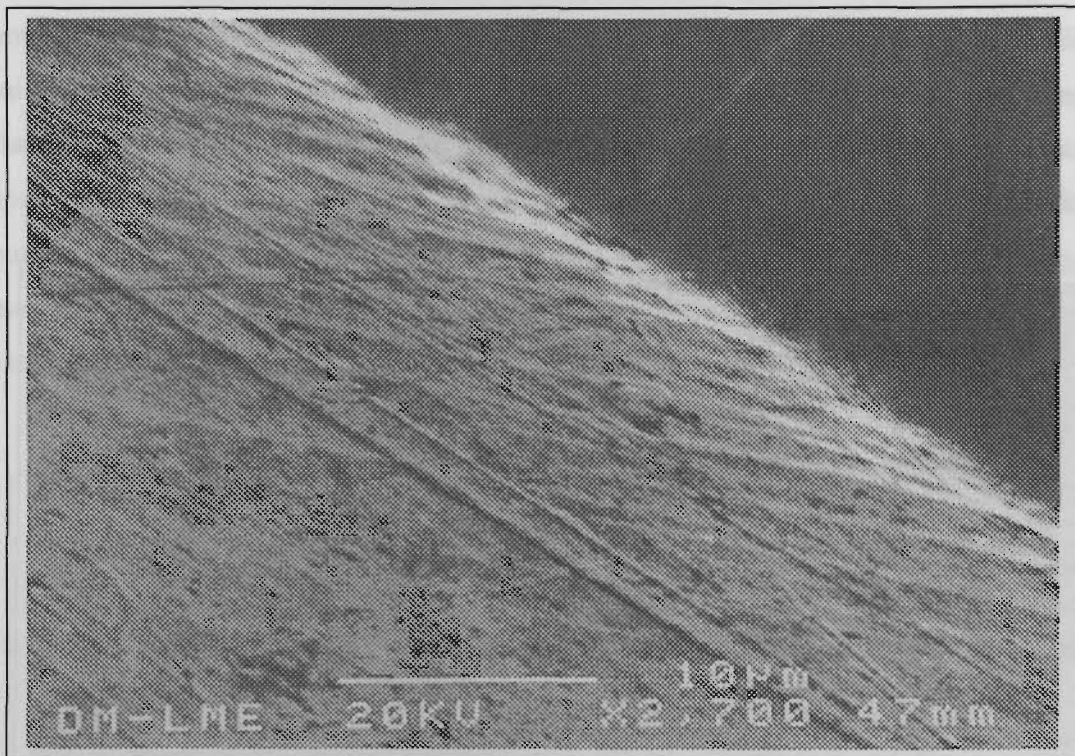


Figura 4.76. Detalle del lateral del pin correspondiente a la aleación 21 sometido a una carga de 6N y a una velocidad de deslizamiento de 0.05m/s.

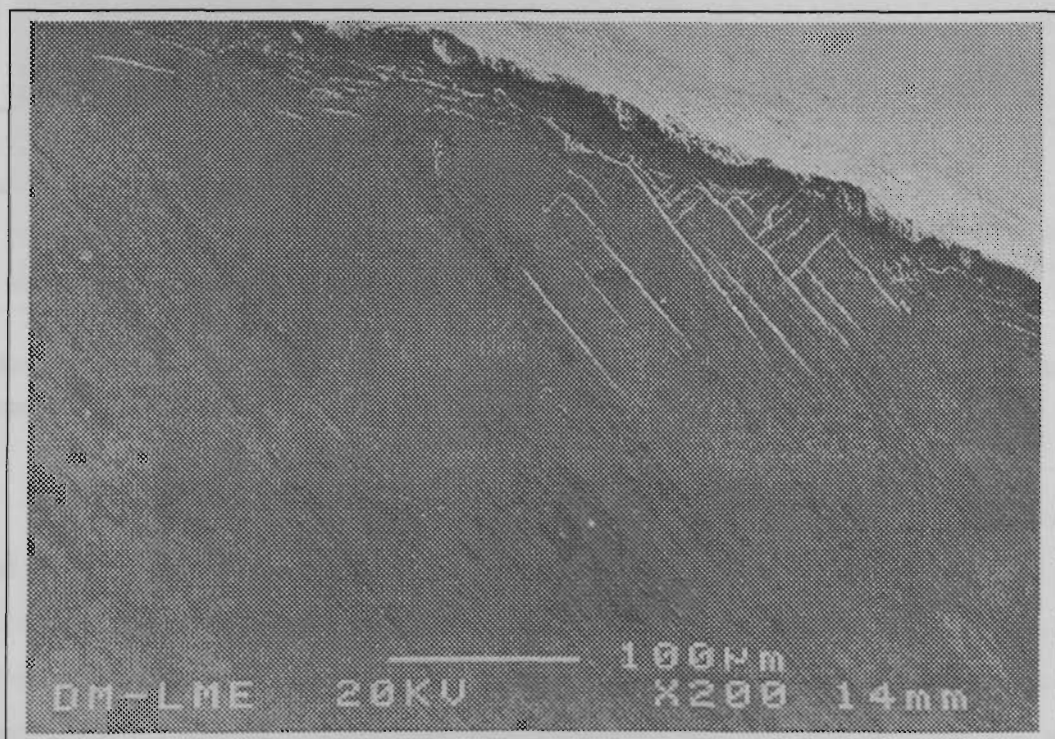


Figura 4.77. Superficie de desgaste para la aleación 14 sometida a una carga de 20N y a una velocidad de deslizamiento de 0.2m/s. Se aprecia la existencia de fisuras que llegan a la superficie. Estas microfisuras se sitúan en la zona exterior del pin en la cual la deformación plástica es más importante

Comparando las Figuras 4.64-4.65 se observa la diferente proporción de transformación martensítica inducida por tensión y posteriormente estabilizada, que tienen lugar en el material en función de la carga aplicada.

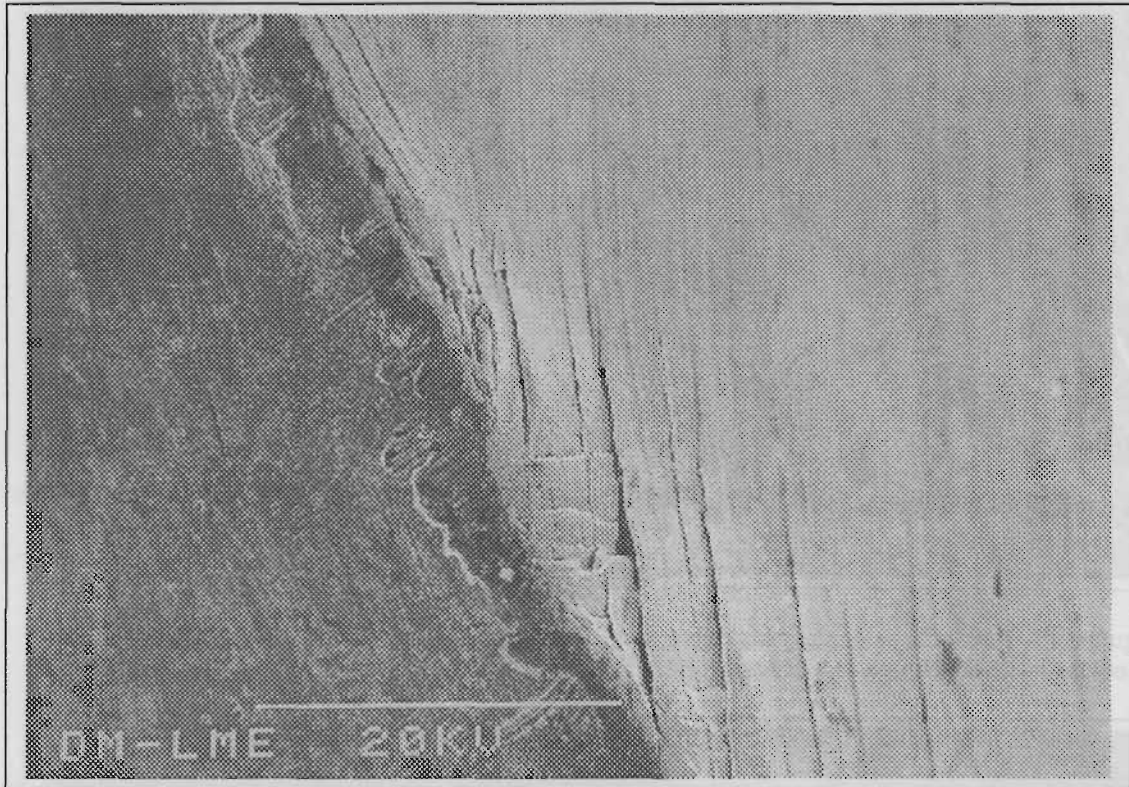


Figura 4.78. Detalle de la Figura 4.77, en la cual quedan definidas la fisuras que se producen en esta superficie.

Se aprecia para la aleación 14 como las fisuras que se forman son más grandes y más profundas que las que se observan para la aleación 21 en las mismas condiciones de ensayo. Además la disposición de estas fisuras en su mayoría sigue la dirección de deslizamiento, por lo que se puede plantear que en este caso la transformación martensítica no tienen un marcado efecto en el retraso de la aparición de las fisuras por efecto de la fatiga.

Otros ejemplos de este mecanismo de desgaste-fatiga, se presentan en las Figuras 4.79-4.80 para la aleación 4 en fase martensítica. Se observan microfisuras en la superficie.

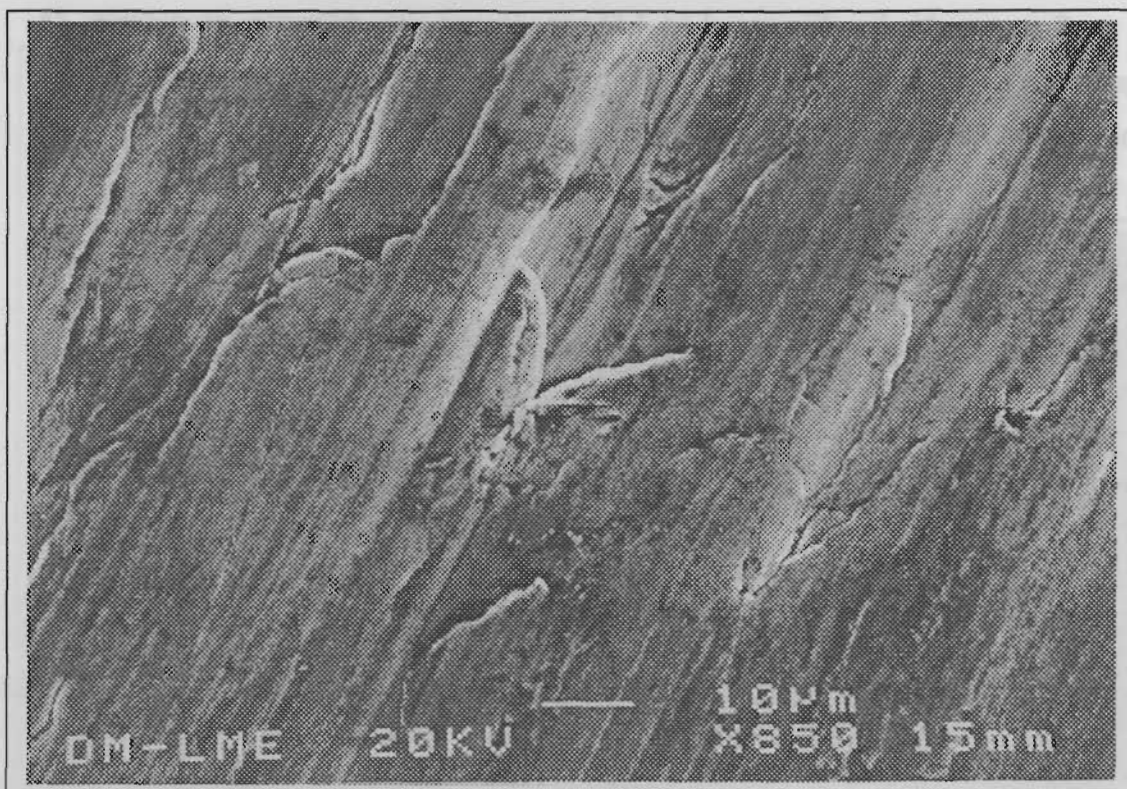


Figura 4.79. Superficie de desgaste correspondiente a la aleación 4 sometida a una carga de 6N y a una velocidad de deslizamiento de 0.05m/s

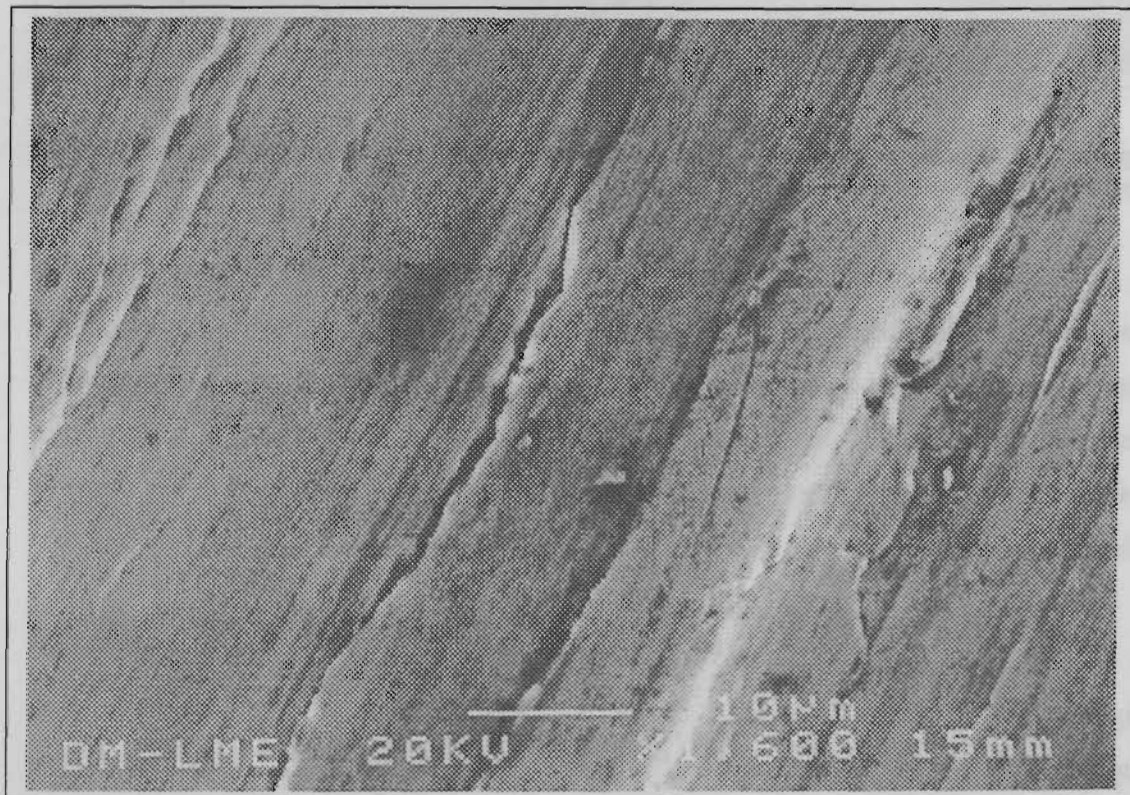


Figura 4.80. Superficie de desgaste correspondiente a la aleación 4 sometida a una carga de 15N y a una velocidad de deslizamiento de 0.2m/s

- Mecanismo de desgaste abrasivo: no es el mecanismo de desgaste más importante, pero no por ello se ha de dejar de tener en cuenta. Un ejemplo drástico de este tipo de mecanismo se observa en la Figura 4.81.

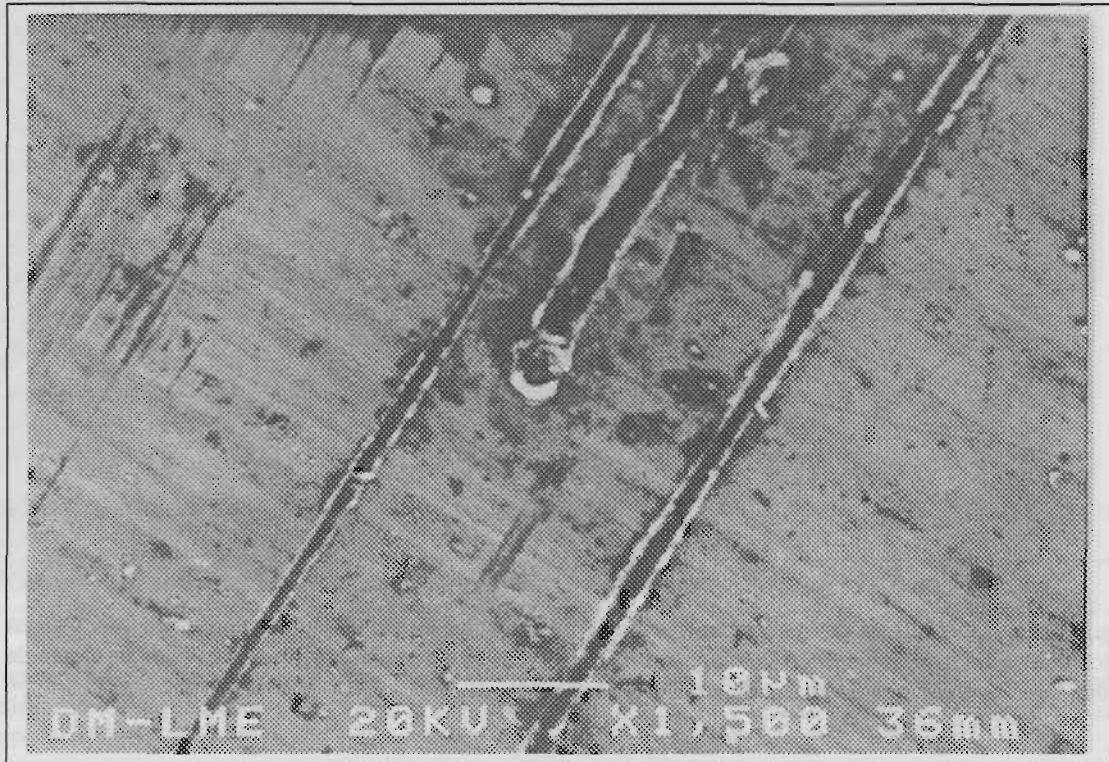


Figura 4.81. Superficie de desgaste para la aleación 52 sometida a una carga de 6N y una velocidad de 0.2m/s. Se observa la existencia de una partícula dura que produce rayaduras y por lo tanto desgaste abrasivo.

-Efecto de la temperatura en el desgaste. El efecto de la temperatura en el desgaste se observa en las superficies de desgaste, en los que se produce una acumulación de material (Figura 4.82-4.84), por efecto de la temperatura. Además también, se observa para cargas elevadas un abombamiento del material, producido por una gran deformación plástica, siguiendo la dirección de deslizamiento y favorecida por la temperatura que adquiere la superficie. Otro efecto también relacionado con la temperatura es la producción de microcortes como los que se observan en la Figura 4.84.

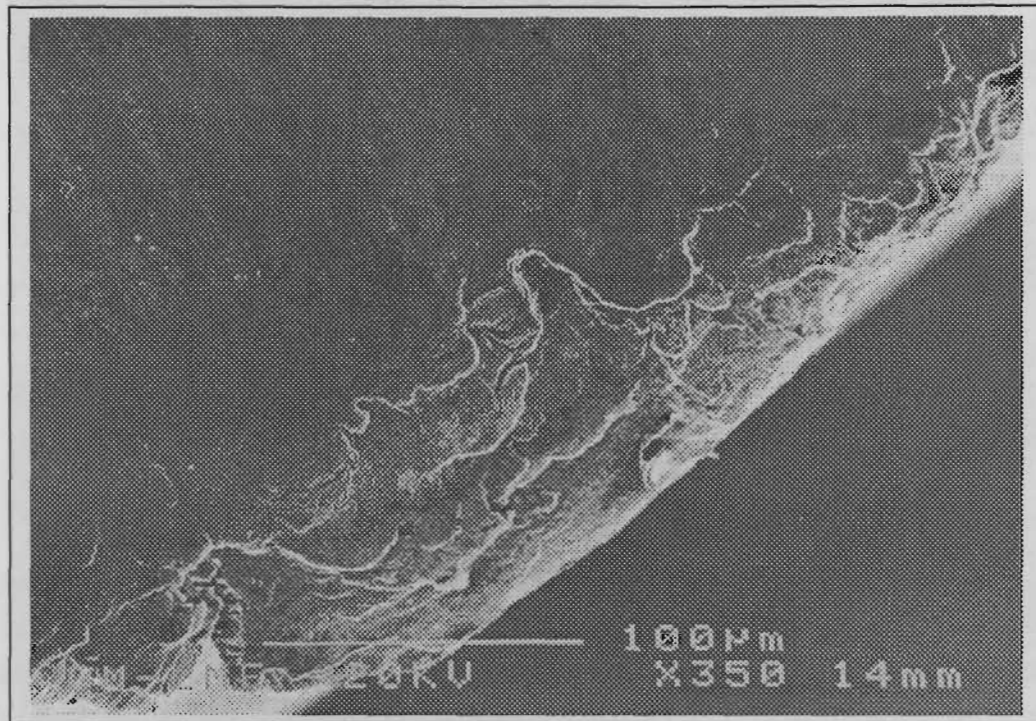


Figura 4.82. Superficie de desgaste correspondiente a la aleación 14 sometida a una carga de 20N y a una velocidad de 0.2m/s. Se observa la acumulación de material en la zona exterior del pin que por efecto de la temperatura adquiere las características formas redondeadas.

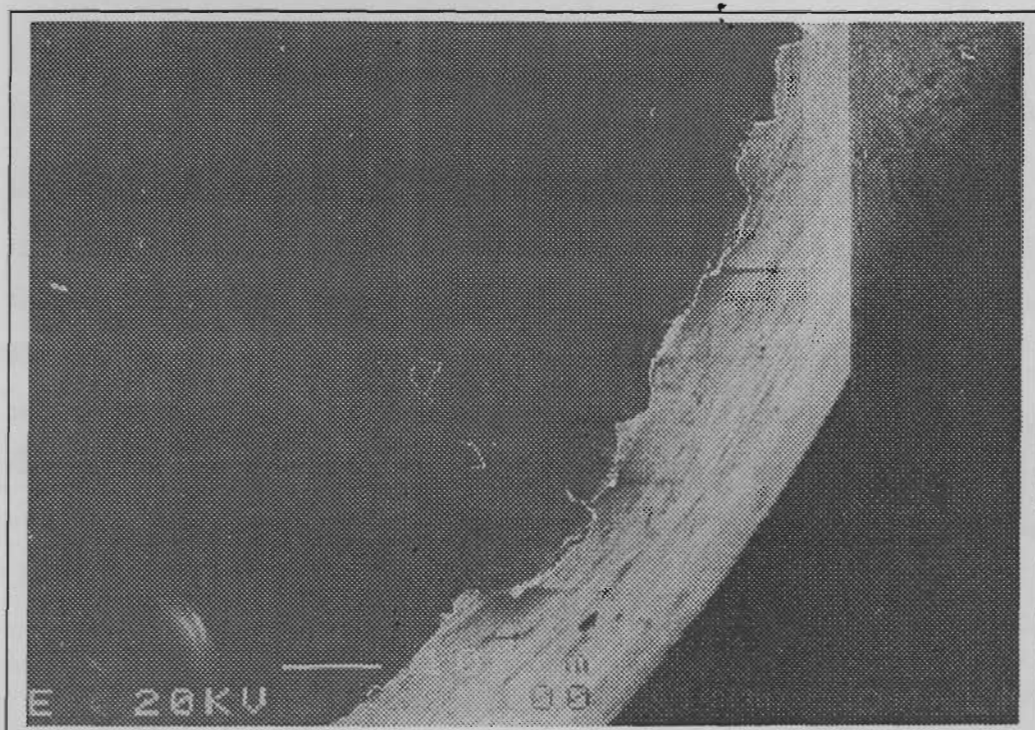


Figura 4.83. Superficie de desgaste de la aleación 52 sometida a una carga de 20N y a una velocidad de deslizamiento de 0.2m/s

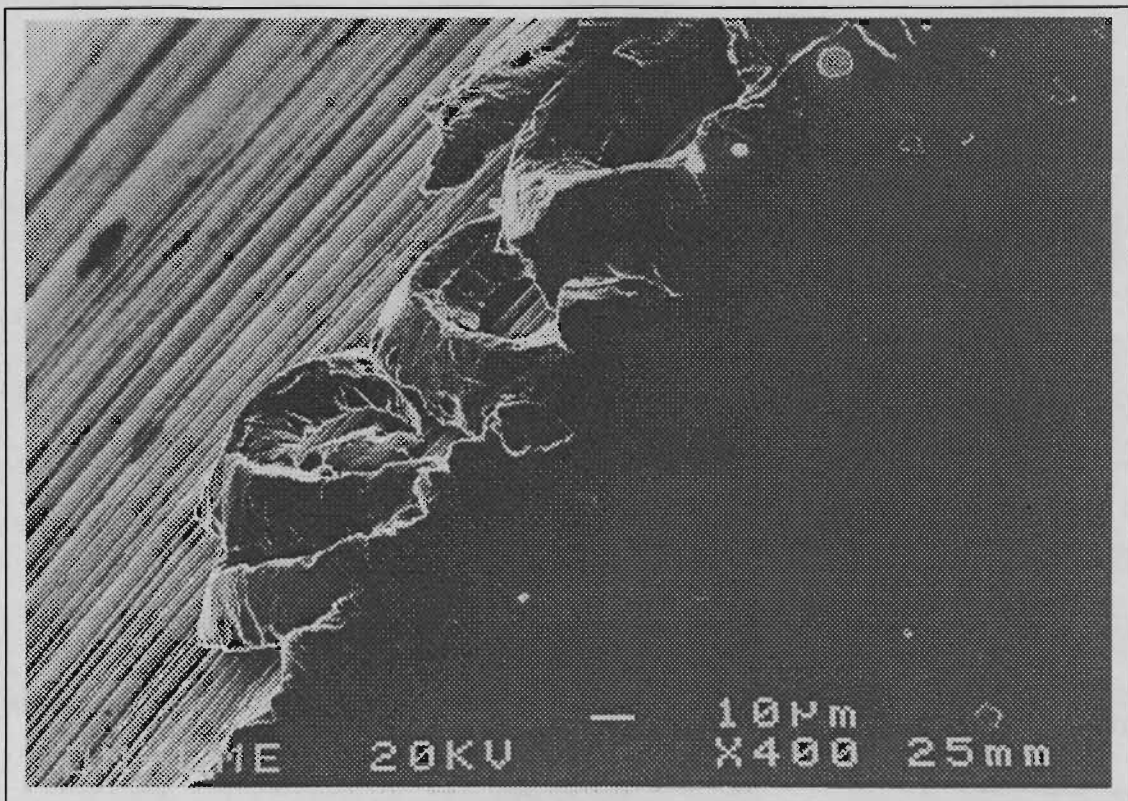


Figura 4.84. Superficie de desgaste correspondiente a la aleación 14 sometida a una carga de 6N y a una velocidad de deslizamiento de 0.05m/s. Se observa la existencia de microcortes en el lateral de la superficie de desgaste los cuales estarían favorecidos por efecto de la temperatura.

4.4 DISCUSIÓN DE LOS RESULTADOS

4.4.1 DUREZAS

En el caso de los aceros, aquellos que presentan microestructura martensítica son duros y mecánicamente resistentes, pero también frágiles y menos dúctiles. La dureza de estos aceros depende del contenido en carbono, aumentando la dureza cuanto mayor es el contenido en carbono. Esto se debe a la poca efectividad de los átomos de carbono intersticial para trabar las dislocaciones como efecto de una disolución sólida, y los relativamente pocos sistemas de deslizamiento de la estructura BCT. En el caso de las aleaciones con memoria de forma la fase martensítica, es más blanda que la fase austenítica al contrario de lo que sucede en el caso de los aceros. Esto es debido a las especiales características microestructurales que presentan las aleaciones con memoria de forma, como es la elevada movilidad de los límites de maclas en la fase martensítica, lo cual hace que la dureza en esta fase sea pequeña. La transformación martensítica disminuye la simetría de un cristal, sin involucrar en el proceso difusión. Como resultado de este proceso de disminución de la simetría, un monocristal de la fase β es dividido en diferentes dominios martensíticos (maclados). Si esta martensita es deformada inmediatamente después de ser transformada a partir de la fase β , la deformación puede ser acomodada mediante un proceso de reorientación y coalescencia de placas de martensita o lo que es lo mismo, mediante el paso de unos dominios de martensita a otros dominios de martensita, es decir, mediante el maclado de la martensita. Estas especiales características explican que la martensita sea más blanda que la fase β y a la vez, hacen que la dureza observada en estas aleaciones sea dependiente del tipo de indentador y del sistema de indentación.

En este sentido, Liu et al. [99Liu] plantean que el comportamiento pseudoelástico, afecta a la profundidad residual y al tamaño de las indentaciones en la aleación NiTi, lo cual hace que estas indentaciones sean pequeñas y por lo tanto los valores de dureza elevados. De esta manera, plantean que la evaluación de las durezas realizadas por el método de indentación sensible a la profundidad es un método más adecuado que los métodos convencionales. Este método permite obtener una gráfica carga-profundidad para el proceso de carga y de descarga. Para el rango de cargas que utilizan en su estudio, 5mN-1000mN, determinan que la pseudoelasticidad que presenta

este material afecta a los valores medidos de dureza, observándose una gradación con la carga.

Respecto al tipo de indentador utilizado, en función de si este es esférico o piramidal, también se observan resultados diferentes en las medidas de dureza. Teóricamente, existen diferencias entre el peso que tendrá el efecto pseudoelástico en la medición de las durezas si el tipo de indentación es Brinell (indentador esférico), o si es Vickers (indentador piramidal). Esto es debido a que el indentador esférico causa una proporción mayor de deformación elástica que el indentador piramidal, el cual, si fuese infinitamente agudo causaría únicamente deformación plástica. En la Figura 4.85 se plantean esquemáticamente para una indentación tipo Brinell, los tipos de deformación que tienen lugar cuando se produce la indentación, y en la Figura 4.86 el aspecto que muestran las indentaciones tanto Brinell como Vickers a diferentes temperaturas.

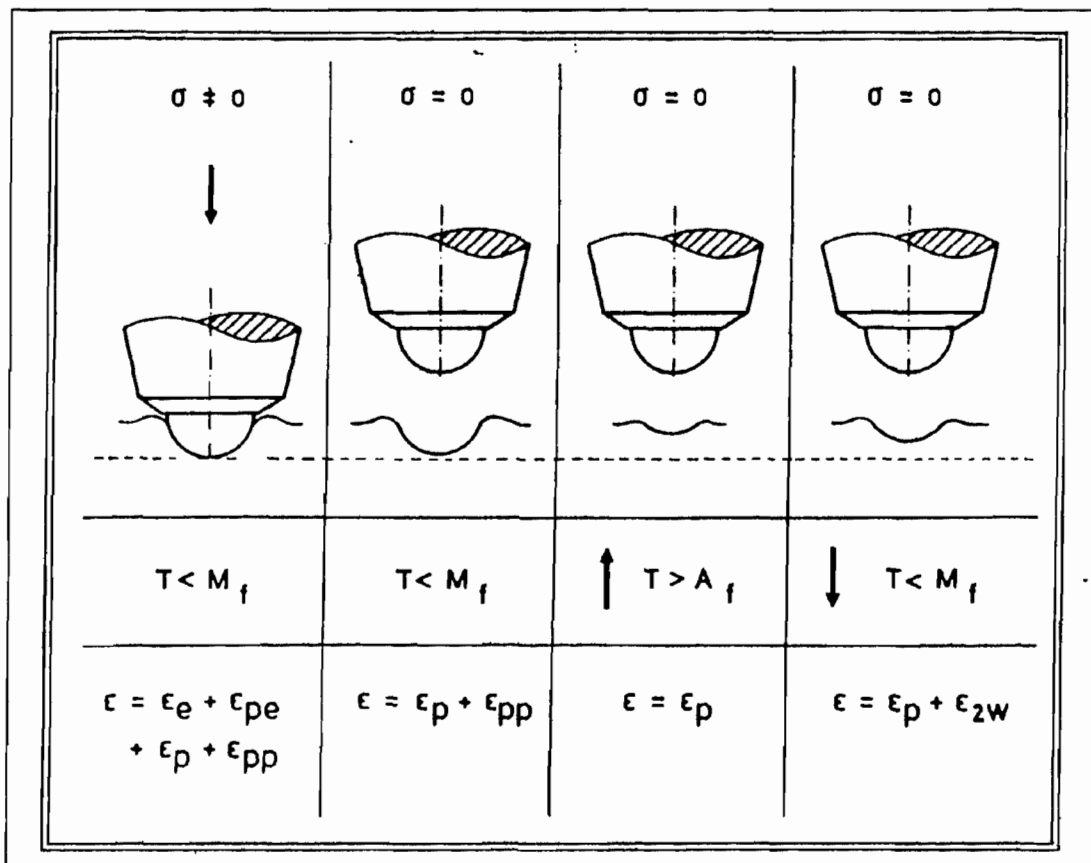


Figura 4.85. Representación esquemática de los tipos de deformación que tienen lugar como resultado de una medida de dureza tipo Brinell en función de la temperatura, donde ϵ es la deformación total, ϵ_e es la deformación elástica, ϵ_{pe} es la deformación pseudoelástica, ϵ_p es la deformación plástica, y ϵ_{pp} es la deformación pseudoplástica

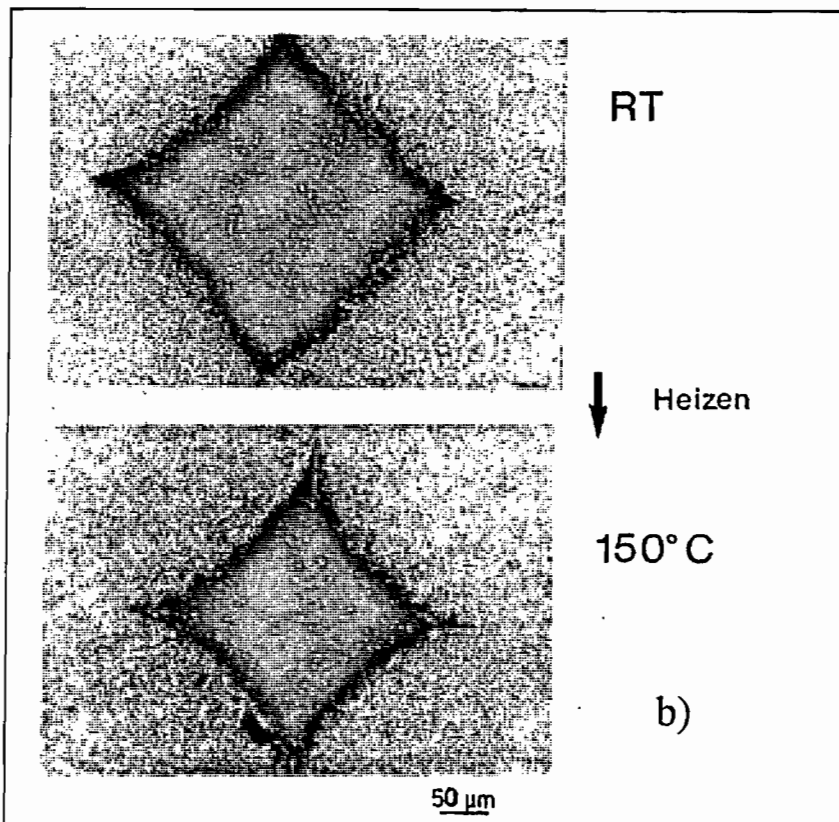
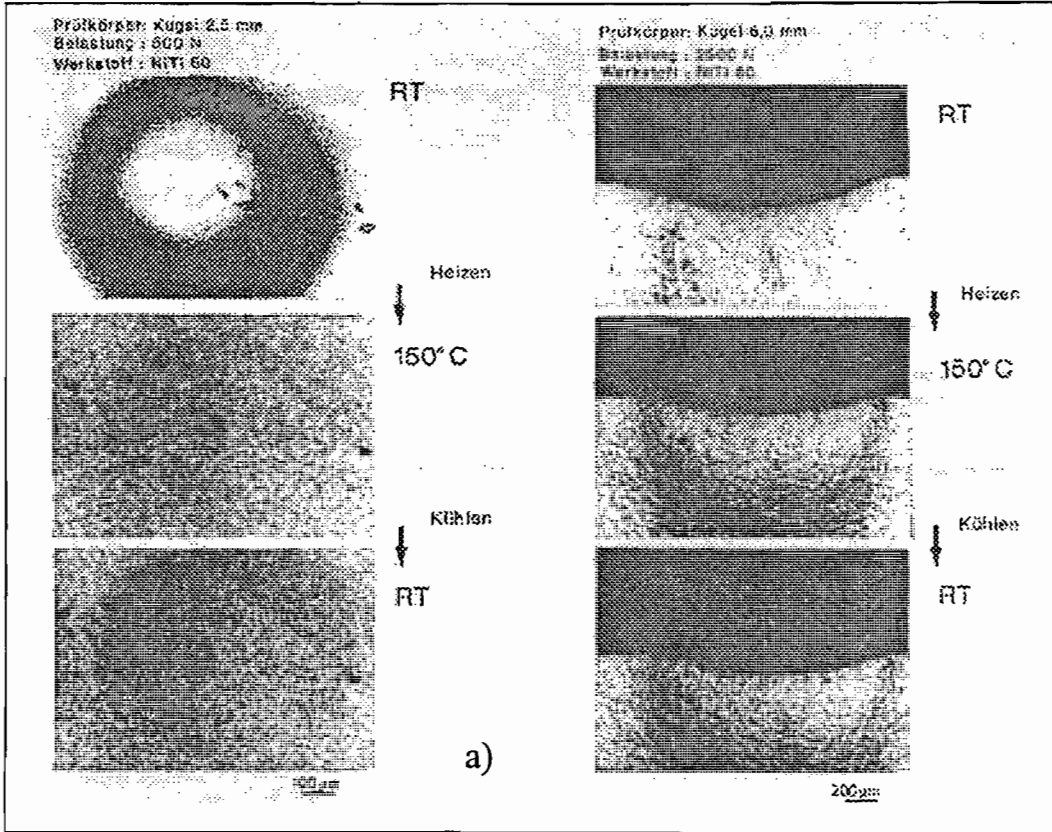


Figura 4.86. Indentaciones tipo Vickers (a) e indentaciones Brinell (b) realizadas a temperatura ambiente, por debajo de la M_f y después de calentar por encima de la temperatura A_f .

El indentador Vickers, puesto que en la realidad no es infinitamente agudo, también causará una determinada deformación elástica cuando produce la indentación. Este efecto puede hacer que la dureza sea dependiente de la carga aplicada, de forma, que en general la dureza a cargas pequeñas será mayor que la dureza a cargas elevadas, puesto que el material se verá afectado por el efecto elástico o pseudoelástico en diferente proporción. Se ha demostrado en este trabajo que para este tipo de indentador en el rango de cargas utilizado, las medidas de dureza no se ven afectadas por las propiedades de memoria de forma del material.

El estudio previo planteado para determinar si el efecto pseudoelástico que presentan estas aleaciones condiciona los valores de dureza medidos en función de la carga que se aplique, han demostrado que para las aleaciones estudiadas, todo el rango de cargas utilizado en el cálculo de las durezas (10g-1000g) causa una deformación plástica localizada, constante, de modo que se concluye que el parámetro de carga (1000g) utilizado para el posterior estudio de las durezas es perfectamente válido para proporcionar valores de dureza reproducibles, y por lo tanto estacionarios.

En este estudio también se ha constatado, de la misma manera, que parámetros como son la orientación y el tamaño de grano no afectan a las medidas de dureza como queda constatado en el apartado 4.3.1. En este sentido, la evolución de las durezas con el tamaño de grano para la aleación CuZnAl ha sido estudiada por Gil et al. [92Gil] utilizando un indentador tipo Brinell. Estos autores observan que la dureza sigue una relación tipo Hall-Pech con el tamaño de grano. Este hecho constata la diferencia existente entre los diferentes tipos de indentador utilizados.

Estos resultados han dado pie a plantear con elevada fiabilidad el cálculo de las durezas que presentan todas las aleaciones utilizadas con la finalidad de poder relacionar estos valores de dureza con el comportamiento a desgaste de estas aleaciones. Como resultado de este estudio, en la Figura 4.6, se muestra que las aleaciones en fase β siguen una relación lineal que ajusta a la ecuación 4.1 ($R = 0.9774$)

$$HV_1 = 203.26 - 0.40 M_s \quad (4.1)$$

cuando se relaciona el valor de dureza HV_1 con la temperatura de transformación M_s . En esta representación, se muestra que cuanto más estable sea la fase β , mayor será la dureza, de manera que las aleaciones con temperaturas de transformación M_s cercanas a la temperatura ambiente son las más blandas.

La transformación martensítica en las aleaciones con memoria de forma, tiene lugar de una manera gradual, de manera que existe un rango de temperaturas, tanto entre M_s y M_f como entre A_s y A_f en los cuales coexisten la fase β y la fase martensita. A partir del hecho de que la dureza que presenta la fase martensita en estas aleaciones es menor que la de la fase austenita, se plantea la existencia de una gradación de los valores de dureza de la fase β , en el sentido de una disminución según la aleación se va acercando al estado martensítico, más blando. Si se plantea la temperatura de transformación M_s como una medida de la estabilidad de la fase austenita o martensita de la aleación, las aleaciones que presenten M_s pequeñas, estabilizan la fase β , y las que presentan M_s elevadas estabilizan la fase martensítica. De esta manera, la relación existente entre la dureza de la fase β y la temperatura de transformación M_s , muestra que la estabilidad de la fase austenita endurece la aleación.

E. Hornbogen et al. [93Hor], plantean el estudio de la evaluación de las durezas de diferentes aleaciones con memoria de forma con la temperatura. Observan que al aumentar la temperatura, a la vez que el material se va estabilizando en la fase β , la dureza también aumenta. De la misma manera, al enfriar la aleación, a la vez que la fase martensita se va estabilizando, la dureza también disminuye. De esta manera, se plantea en el presente trabajo, la existencia de una equivalencia teórica, en el comportamiento de la aleación referido al cálculo de la dureza, entre el efecto que ejerce la temperatura estabilizando o desestabilizando la fase β , y el efecto que mediante diseño composicional ejerce la temperatura de transformación M_s característica de la aleación. Los resultados obtenidos para las aleaciones en fase β +martensita y martensita, no muestran la misma tendencia mostrada para la fase β . Se observa que a partir de que en la aleación coexiste y existe la fase martensita, la dureza disminuye de una manera más marcada, llegando posteriormente a una determinada estabilización en el rango de temperaturas M_s estudiado. Este efecto también queda reflejado en el trabajo de E. Hornbogen et al. [93Hor] para la aleación base cobre con memoria de forma

CuNiAlMnTi, la cual a temperaturas por debajo de M_s muestran valores de dureza estables.

A partir de estos resultados, se concluye en primer lugar, que los valores de dureza para estas aleaciones tienen una dependencia con la temperatura de transformación, siendo la fase β la más dura y la $\beta +$ martensita la más blanda. Dentro de la fase β se observa una clara gradación del valor de dureza con la temperatura de transformación M_s . Para las aleaciones en fase $\beta +$ martensita y martensita esta gradación no es evidente, observándose una cierta tendencia a la estabilización para el rango de temperaturas estudiado. El hecho de que la dureza para las aleaciones en fase $\beta +$ martensita sea la más pequeña podría ser debido, a que es en estas aleaciones en las que la martensita inducida por tensión aparece con más facilidad al aplicar una carga. Además, coexisten en estas aleaciones la aparición de martensita inducida por tensión y la reorientación y coalescencia de placas, lo cual hace que la dureza sea menor. Para las aleaciones en fase martensita la dureza se estabiliza ya que únicamente se produce en ellas el mecanismo de maclado reorientación y coalescencia de placas de martensita.

A partir de los resultados de desgaste, se puede apreciar que cuando la carga aplicada es baja (1N), los efectos que se producen en el material asociados con la memoria de forma, son muy pequeños, pasando a un primer plano, los efectos que produce la dureza del material en el desgaste. Es por esto, que las aleaciones que presentan una resistencia al desgaste menor son las aleaciones que presentan una dureza menor. Este comportamiento cambia cuando la carga aplicada es mayor, momento en el cual la transformación martensítica inducida por tensión y los fenómenos de reorientación y coalescencia de placas martensíticas enmascaran el efecto de la dureza. En este caso en factor dominante en el comportamiento al desgaste será el del mecanismo de deformación asociado a cada microestructura.

4.4.2 COMPORTAMIENTO A DESGASTE

La cuantificación de la resistencia al desgaste que presenta un material, se refiere a la pérdida de peso que sufre el material relativa a la distancia recorrida. Los criterios

seguidos para el estudio de la aleación CuZnAl que presenta memoria de forma, han sido, por un lado evaluar el efecto de la carga y velocidad sobre esta pérdida de peso, y por otro lado relacionar el comportamiento a desgaste de estas aleaciones con la temperatura de transformación M_s que las caracteriza.

En relación al efecto de la carga y velocidad deslizamiento sobre la resistencia al desgaste, se han ajustado dos ecuaciones que relacionan estos dos parámetros a la pérdida de peso del material. En primer lugar, la relación velocidad-pérdida de peso para una carga constante, sigue una ecuación exponencial del tipo:

$$G = A \exp(-v/t_1) \quad (4.3)$$

donde G es la pérdida de peso (en mg) para una determinada velocidad, A_1 es una cte, v es la velocidad (en m/s) y t_1 es el ratio de disminución de la pérdida de peso frente a la velocidad.

El ajuste de los resultados experimentales de pérdida de peso en función de la velocidad según la ecuación (3) expresada de la forma que se indica en la ecuación (4) ha presentado los valores que se muestran en la Tabla 4.22. En los resultados, también se indica el ajuste de la regresión mediante el estadístico χ^2 , que es el sumatorio del cuadrado de las diferencias entre los valores experimentales y los del ajuste calculado.

$$G = G_0 + A_1 \exp[-(v-v_0)/t_1] \quad (4.4)$$

Tabla 4.22. Valores de regresión de la ecuación 4.4. A partir de estos valores se puede determinar la pérdida de peso para una velocidad de terminada para todas las aleaciones.

Aleación	$G_0 \pm \sigma$ (mg)	v_0 (m/s)	$A_1 \pm \sigma$	$t_1 \pm \sigma$	$\chi^2 \pm \sigma$
Al 14	18.96±1.82	0.05	20.37±2.98	0.05±0.02	6.28
Al 21	13.82±0.44	0.05	12.23±0.50	0.11±0.01	0.18
Al 8	12.84±0.76	0.05	20.09±1.09	0.04±0.01	1.14
Al 13	14.97±0.76	0.05	22.04±1.19	0.06±0.01	1.02
Al 4	17.91±0.94	0.05	14.33±1.54	0.049±0.01	1.66

Este modelo es una estimación que ajusta bien a los resultados experimentales. No se puede olvidar el efecto de la temperatura que está implícito en el término de velocidad de deslizamiento en la resistencia al desgaste. Al aumentar la velocidad de deslizamiento, se aumenta la temperatura en la superficie del disco y del pin provocando un comportamiento del material más dúctil que a temperaturas más bajas. Este efecto plastificante de la temperatura provocará una disminución de la pérdida de peso del material. Asimismo, debe considerarse, la mayor adaptación de ambas superficies y un mecanismo propio de este tipo de aleaciones que es la transformación martensítica inducida por tensión y la reorientación y coalescencia de las placas, así como la transformación de la martensita a la fase β por efecto de la temperatura. Estos hechos hacen que el material mejore el comportamiento a desgaste. Analizando estos datos juntamente con los valores del coeficiente de fricción en función de la velocidad (Figuras 4.11 y Tabla 4.14) se observa que no existe una relación entre el valor del coeficiente de fricción y la pérdida de peso en función de la velocidad.

Un análisis paralelo de la relación existente entre la carga y la pérdida de peso, muestra la existencia de una relación lineal del tipo mostrado en la ecuación 4.5.

$$G = A + BN \quad (4.5)$$

donde G es el valor de pérdida de peso (en mg) a una carga determinada, N es el valor de la carga aplicada (en N), A es el valor extrapolado de pérdida de peso a carga cero, y B es la pendiente de la recta. El ajuste de los resultados según la ecuación 4.5 se muestra en la Tabla 4.23 .

Tabla 4.23. Regresión de los datos de pérdida de peso frente a la carga según la ecuación 4.5.

Aleación	A (mg)	B (mg/m)	R ²	SD
Al 14	-2.82	0.46	0.9836	1.58
Al 21	-1.95	0.56	0.9879	1.36
Al 8	-4.22	0.74	0.9919	1.12
Al 13	-3.14	0.60	0.9889	1.30
Al 4	-3.04	0.52	0.9662	2.26

*SD. Desviación Standard

*R² Coeficiente de regresión

Se observa en este caso, una relación de tipo exponencial entre el coeficiente de fricción y la carga aplicada, similar a la que se ha observado entre velocidad de deslizamiento y pérdida de peso. El ajuste de los resultados que obedece la ecuación 4.3 expresada de la forma que se indica en la ecuación 4.4 ha proporcionado los valores indicados en la Tabla 4.24.

Tabla 4.24. Regresión de los datos del coeficiente de fricción frente a la carga según la ecuación 4.4.

Aleación	$G_0 \pm \sigma$ (mg)	N_0 (N)	$A_1 \pm \sigma$	$t_1 \pm \sigma$	$\chi^2 \pm \sigma$
Al 14	0.34±0.03	1	0.22±0.04	3.15±1.81	0
Al 21	0.29±0.34	1	0.29±0.32	10.10±26.38	0.014
Al 8	0.32±0.01	1	0.23±0.02	2.43±0.59	0
Al 13	-0.09±3.23	1	0.65±3.16	27.37±189.48	0.03
Al 4	0.34±0.01	1	0.22±0.01	3.88±0.37	0

Para la carga de 1N se obtienen el mayor coeficiente de fricción, pero también la menor pérdida de peso. Este hecho puede ser debido a dos cosas: por un lado a que para esta carga la dureza del material afecta de manera principal sobre el desgaste, y por otro lado a que la pequeña carga que se está aplicando, no evacua fácilmente las partículas de desgaste que se producen hacia el exterior de la muestra, obteniendo de esta manera una cierta oscilación de la fuerza normal que se está aplicando en el proceso de desgaste.

Una justificación teórica de este efecto se obtiene a partir de la teoría de la adhesión. Si nos referimos a la teoría de la adhesión [98Zam], el área efectiva de contacto elástico A_r es proporcional a la fuerza normal $F_N^{2/3}$.

De esta manera:

$$A_r \propto F_N^{2/3} = P_0^{2/3} / A^{2/3} \quad (4.6)$$

donde P_0 es la presión de transición plástica del material en contacto, y A el área de contacto aparente.

A partir de aquí se obtiene que $A_r \propto P_0^{2/3}$ y el coeficiente de fricción queda como:

$$\mu = F_T / F_N = \tau (A_r) / P_0 (A) \quad (4.7)$$

donde F_T es la fuerza de fricción y τ es la tensión de cizalladura.

Basándonos en este hecho, se concluye que el caso del contacto elástico se define una disminución del coeficiente de fricción en función de la carga aplicada, tal y como se observa en las Figuras 4.11.

Como norma general, se asume que el área de contacto real en el proceso de desgaste, consiste en un gran número de microasperezas, o microprotuberancias en contacto más o menos uniforme dentro del área nominal de contacto. Este hecho, no siempre es cierto, especialmente cuando la velocidad de deslizamiento es elevada (debido al proceso de acomodación de las superficies). A pesar de esto, lo que si se puede afirmar es que sea cual sea la geometría del área real de contacto, la disipación de energía durante la fricción y el origen de la fuerza de fricción tienen lugar en este área real.

La premisa fundamental en la cual se sustenta la tribología, es en la existencia de una diferencia de velocidad entre los elementos que están en un movimiento relativo el uno del otro. Berthrer et al. [88Ber], [92Ber] presentan un modelo en el cual se acomoda esta diferencia de velocidad entre los cuerpos en movimiento relativo.

Este modelo que se representa en la Figura 4.87, distingue 5 lugares de acomodación de deformación o disipación de energía posibles: dos internos S_1 y S_5 (uno para cada material), dos intermedios S_2 y S_4 (uno para cada material) y uno central S_3 en el cual entran en juego los terceros cuerpos. Los cuerpos S_1 y S_5 pueden almacenar en sus volúmenes pequeñas deformaciones elásticas y mayores deformaciones plásticas. Es por esto, que estos primeros cuerpos, pueden jugar un papel determinante en las uniones “quasi estáticas”, mientras que los cuerpos S_2 y S_4 y el cuerpo S_3 son los que acomodan esencialmente las diferentes velocidades entre los cuerpos en movimiento relativo. Cada cuerpo puede participar en la acomodación de esta deformación, de cuatro maneras diferentes llamadas modos de acomodación. Estos modos son:

- deformación elástica

- ruptura
- cizalla irreversible
- formación de rodillos

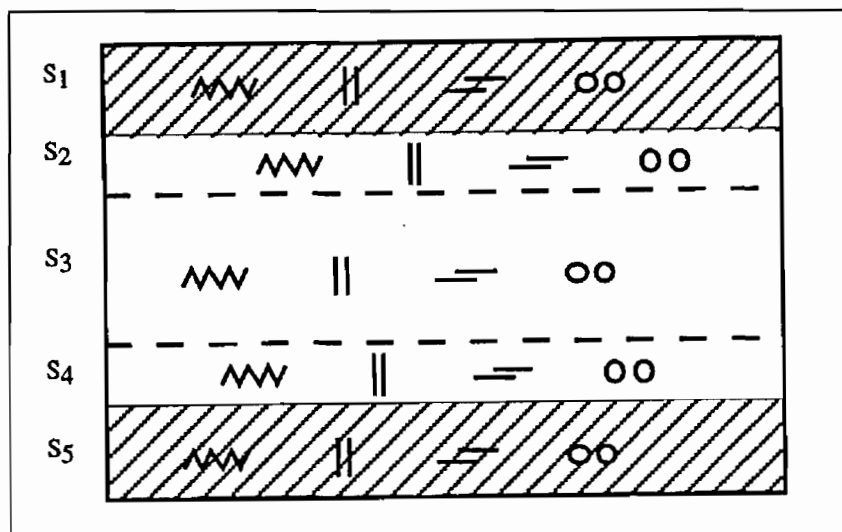


Figura 4.87. Modelo de acomodación de la velocidad de un cuerpo relativa a la otra. S₁ sería la zona interior del Pin más cercana a la superficie. S₂ sería la zona superficial del pin. S₃ sería la zona de contacto entre Pin y disco en la cual entran el juego las terceras partículas. S₄ sería la zona superficial del disco, y S₅ sería la zona interior del disco más cercana a la superficie.

La combinación de los cinco cuerpos y de los cuatro modos de deformación, definen 20 mecanismos de acomodación posibles en un contacto. El predominio de uno u otro va en función de las condiciones del ensayo.

Se puede plantear de esta manera, y de una manera generalista, que la fricción que se crea cuando se produce deslizamiento entre dos cuerpos, tiene dos contribuciones básicas: a) los enlaces interfaciales en la intercara de contacto y b) la deformación del material en/y alrededor de las regiones de contacto. La primera de las contribuciones tiene una fuerte influencia en la fuerza de fricción. Esta influencia depende de la limpieza de la superficie y de la compatibilidad de los materiales que deslizan. Es un efecto superficial. También contribuye directamente a la energía friccional a través de las irreversibilidades asociadas con la rotura y formación de enlaces adhesivos en el área de contacto real. Esta contribución de la deformación es un efecto volumétrico, e incluye dos tipos de deformación plástica:

- 1.- Aquella que es debida a las ralladuras o surcos que provoca la superficie más dura en la superficie blanda.

2.- Aquella que es debida a la deformación plástica cercana a la superficie, que se produce debido a la tracción de las zonas en que se produce adhesión.

Ambas contribuciones afectan a la energía friccional a través del trabajo hecho en la deformación plástica de los dos materiales que deslizan. (En todos los sistemas en que se produce deslizamiento en seco existen contribuciones a la energía de fricción de tipo superficial y de tipo volumétrico.)

En base a estas premisas, se puede realizar una estimación relativa de la importancia de ambos efectos. Protasov et al. [82Pro] realizan una estimación de ambos efectos y concluyen que la cantidad de energía disipada en las capas cercanas a la superficie puede exceder de una manera significativa a la energía disipada en la superficie de contacto. Esto es particularmente válido para metales con elevada conductividad térmica. Estiman que para el cobre deslizando sobre acero, más de un 85% de la energía friccional es disipada por un proceso volumétrico consistente en la deformación plástica. Anterior a esto, Rigney et al. [79Rig], [81Hei], desarrollan un modelo para la fricción basado en la energía, en el cual, asumen que la energía friccional se consume a través de la deformación plástica en las capas cercanas a la superficie y desprecian la contribución directa del proceso de adhesión, lo cual en diversos sistemas es erróneo, ya que la contribución del proceso de adhesión a la energía de fricción es elevada.

De esta manera, si es cierto que gran cantidad de la energía friccional es disipada a través de la deformación plástica de las capas cercanas a la superficie de los dos cuerpos en contacto y hasta de un tercer cuerpo, entonces esta energía quedará reflejada en la distribución de la deformación plástica. Esta deformación, será indicativa de una manera cualitativa, del proceso de absorción de energía que tienen lugar en el material.

En el presente trabajo las Figuras 4.61, 4.62, 4.65 muestran de una manera clara como se produce este fenómeno volumétrico de deformación en la dirección de deslizamiento, por lo que los resultados obtenidos estarían en concordancia con los planteados por Protasov et al. [82Pro], considerando de esta manera que para las aleaciones base cobre con memoria de forma utilizadas en este estudio una elevada cantidad de energía friccional es disipada por un proceso volumétrico consistente en una

deformación plástica. Ahora bien, en el caso de las aleaciones con memoria de forma el proceso de deformación plástica que se produce en ellas es diferente al proceso que tienen lugar en los materiales convencionales, lo cual hará que para llegar a un mismo estado de deformación plástica la cantidad de energía absorbida sea mucho mayor en este tipo de aleaciones que en los materiales convencionales.

Hay que destacar que en función de la fase presente en el material el proceso de deformación será diferente. Así las aleaciones en fase β se deformarán según un comportamiento superelástico, mientras que la fase martensita, se deformará mediante una reorientación y coalescencia de placas. El proceso de absorción de energía friccional, será por lo tanto mayor, o más efectivo en las aleaciones en fase β con posibilidades de transformar fácilmente (M_s elevadas) y $\beta +$ martensita, que en la fase martensita. Esto provocará que en función de la velocidad el efecto de la temperatura sea más o menos efectivo en las diferentes aleaciones provocando de esta manera un comportamiento irregular en la representación de los coeficientes de fricción en función de la velocidad.

En base a estos datos y premisas se plantea la ecuación (4.8) que muestra que el trabajo efectivo realizado por la fuerza de fricción al desplazarse una pieza sobre la otra una distancia dx , debe ser igual a la energía de deformación plástica de la subcapa, la cual depende de una manera inversa con el área real de contacto, es decir:

$$F \cdot dx = V \cdot \tau \cdot \gamma / A_r \quad (4.8)$$

donde:

V es el volumen de material afectado por la deformación

τ es la tensión de cizalladura promedio en la subcapa

γ es la deformación promedio en la subcapa

A_r es el área de contacto real.

Trabajo efectivo, se refiere al trabajo que causa fractura en el material, y por tanto pérdida de peso. Este modelo, sería válido únicamente para los ensayos de desgaste continuos y para las condiciones en las cuales el desgaste está dominado por las características de memoria de forma. Este modelo planteado, tiene en cuenta de una

manera sencilla y simplificada tanto los efectos de deformación plástica volumétricos ($V \cdot \tau \cdot \gamma$) como los efectos superficiales del proceso de adhesión (A_r). Cuanto mayor sea el área de contacto real, menor será la presión que soportan las uniones puntuales que se producen en la superficie. Este hecho hará que el proceso de adhesión entendido como unión de los dos metales esté más dificultado. Además, no sólo eso, sino que la proporción de calor que se conduce a través del material será menor cuando la zona de contacto es más pequeña, aunque puntualmente sienta una carga mayor, ya que la proporción de calor disipado al medio será mayor.

En este sentido, este modelo plantearía, de una manera teórica, que son las aleaciones en fase β (M_s elevadas) y $\beta +$ martensita las que debido a su menor deformación plástica, y su mayor acomodación superficial sufrirían un menor desgaste, ya que el trabajo efectivo realizado por la fuerza de fricción sería menor. De esta manera, para los ensayos de desgaste realizados en las aleaciones con memoria de forma a una temperatura determinada, este área de contacto real se puede definir como una función de la temperatura de transformación M_s . Es en esta temperatura M_s donde quedarían incluidos los efectos de la velocidad y la carga referentes a la transformación martensítica, y reorientación y cuyo efecto serían los procesos de acomodación que tienen lugar en la superficie del material.

Así, el área de contacto real que se obtiene según la ecuación 4.9 puede quedar definida según:

$$A_r = n A_i \quad (4.9)$$

donde n es el número de protuberancias o asperezas en las que se produce el contacto puntual y A_i es el área de estas asperezas suponiéndolas todas cilíndricas. El número de uniones puntuales, o simplemente el tamaño de estas uniones, va a estar influenciado por la temperatura de transformación M_s . Así, se puede definir este número de contactos puntuales como:

$$n = n' (M_s - T_i)^2 \quad (4.10)$$

donde n' corresponde al número de microasperezas para el material patrón CuZn, y T_i correspondería a la temperatura de trabajo, a la cual se realizan todos los ensayos. (Se ha utilizado Cu-40Zn por ser este un material que proporciona unos resultados estables y que se utiliza como patrón en diferentes estudios [90Sar]).

4.4.3 MODELOS DE DESGASTE referidos a las propiedades termomecánicas de memoria de forma.

La elevada resistencia al desgaste que presenta la aleación CuZnAl se atribuye a la pseudoelasticidad, que se produce a partir de la transformación martensítica reversible, así como también a partir de la reorientación/reordenación de las variantes de martensita por efecto de la tensión. Este fenómeno nos lleva diferenciar el comportamiento a desgaste de estas aleaciones en función de la fase presente. Los dos tipos de ensayos de desgaste, continuos y discontinuos, sobre las mismas aleaciones han presentado resultados diferentes. Cada tipo de ensayo da información complementaria la una con la otra, por lo que se utilizarán ambos tipos de ensayos de una manera conjunta, para explicar el comportamiento de estas aleaciones. A partir de estos resultados, se plantean de una manera esquemática los factores que condicionan el comportamiento a desgaste de este tipo de aleaciones.

1.- Temperatura de transformación M_s

a) Fase presente

- Martensita inducida por tensión y/o reorientación de las placas de martensita
- Acomodación de la superficie de desgaste. Aumento del área real de contacto
- Retraso en el proceso de nucleación y crecimiento grietas por fatiga.
- Reversibilidad de la transformación por efecto térmico

2.- Efecto de la velocidad

- a) Efecto térmico
- b) Adhesión y fatiga

3.- Efecto de la carga

- a) Efecto térmico
- b) Adhesión y fatiga

Es importante tener en cuenta que los factores planteados no se pueden entender de una manera aislada el uno del otro, sino que deben de entenderse de una manera coordinada, o dicho de otra manera más dinámica, se deben entender de una manera global, ya que todos ellos, aparte de otros, ocurren simultáneamente para todas las aleaciones, en todas las condiciones de ensayo. De esta manera, se ha creído conveniente que la manera menos excluyente, y por lo tanto más generalista es la de estudiar el efecto del desgaste en función de la fase presente en la aleación.

4.4.3.1 Fase β

Se ha observado mediante estudios metalográficos que las superficies de desgaste de las aleaciones en fase β , son prácticamente martensíticas. Por otro lado mediante estudios de difracción de Rayos X, se ha observado que prácticamente todas las superficies de desgaste de las aleaciones en fase β presentan una coexistencia de la fase β y la fase martensita. Son las aleaciones con temperatura de transformación M_s bajas, las que presentan una superficie totalmente martensítica a partir de los resultados de difracción de Rayos X. (Figuras 4.16, 4.25). Esto indica que el comportamiento a desgaste que muestran estas aleaciones está básicamente dominado por la aparición de esta martensita inducida por tensión. El hecho de que la microscopía de las superficies de desgaste muestre una microestructura totalmente martensítica, mientras que la difracción de Rayos X muestra una coexistencia de ambas fases puede ser debido a la elevada energía que lleva asociada la superficie de desgaste.

La tensión requerida para inducir martensita en una aleación con memoria de forma, tiene una relación clara con la temperatura que sigue la ecuación de Claussius Clapeyron como se ha mostrado en el Capítulo I. De la misma manera, la temperatura M_s que presente la aleación, influenciará de una manera clara en la aparición de martensita inducida por tensión en la superficie. De esta manera, los resultados obtenidos (Figuras 4.7, 4.8 y 4.20) vienen a corroborar este hecho: las aleaciones que

presentan una temperatura de transformación M_s cercana a la temperatura ambiente, son las que presentan un mejor comportamiento ante el desgaste, (mostrando todas ellas independientemente de la temperatura de transformación M_s un comportamiento lineal). Si se define la pendiente de la recta obtenida a partir de los ensayos discontinuos como la velocidad de desgaste que muestran estas aleaciones, se observa claramente como son las aleaciones con temperaturas de transformación M_s elevadas las que presentan una menor velocidad de desgaste. El ajuste del comportamiento de las diferentes aleaciones a una línea recta según la ecuación 4.5, queda reflejado en la tabla 4.25 donde el valor de B corresponde a la velocidad de desgaste para cada aleación. Además se observa a partir del estudio de difracción de Rayos X para los ensayos de desgaste discontinuos, que las aleaciones en fase β con temperaturas de transformación M_s elevadas muestran una superficie totalmente martensítica, mientras que las aleaciones con una temperatura de transformación M_s baja presentan coexistencia de las fases β y martensita. Indicando de esta manera que la proporción de la transformación es diferente en función de la temperatura de transformación M_s que presente la aleación, y es este porcentaje de transformación que tiene lugar en el material el que condiciona su comportamiento a desgaste.

Tabla 4.25. Ajuste de los resultados de pérdida de peso para las aleaciones en fase β según la ecuación 4.5.

Aleación	A (mg)	B (mg/m)	SD	R ²
Al 61	3.47	1.38	4.44	0.928
Al 21	0.001	2.1E-7	6.29	0.924
Al 56	0.001	1.42	5.20	0.910
Al 52	9.61	3.05	5.25	0.978
Al 76	1.52E-4	6.22	3.03	0.998
Al 54	-1.48	6.74	5.54	0.996
Al 14	-4.04	8.99	4.14	0.998

*SD. Desviación Stándard

*R² Coeficiente de regresión

A partir de estos resultados, se pueden remarcar dos aspectos importantes: en primer lugar que son las aleaciones con temperaturas de transformación bajas las que

presentan un mejor ajuste a una línea recta, mostrando un comportamiento a desgaste homogéneo en todos los tramos de 250m estudiados. Este comportamiento homogéneo, se pierde en las aleaciones con temperaturas de transformación elevadas. Esto puede ser debido al efecto de la superficie en los posteriores ciclos de desgaste, es decir, el estado de la superficie antes de comenzar los siguientes 250m afectará de una manera más significativa a las aleaciones en las que el proceso de inducción de la martensita es más fácil y ha tenido lugar en un porcentaje mayor. De esta manera en función del proceso anterior, o simplemente del hecho de que la colocación del pin varíe un poco respecto a la colocación anterior, la proporción de estabilización de martensita, o simplemente de inducción de martensita será diferente en los diferentes 250m, lo cual hace del proceso, un proceso menos homogéneo.

Los resultados que se obtienen en el estudio del efecto de la carga y velocidad en el comportamiento a desgaste de estas aleaciones siguen la misma tendencia, aunque debido a que el proceso de desgaste es continuo durante los 2250m el desgaste producido para una misma aleación es mayor. Las aleaciones con temperaturas de transformación elevadas, antes de que se produzca la deformación plástica del material y la posterior fractura que causará la pérdida de peso, son capaces de absorber mayor cantidad de energía, dificultar la aparición y crecimiento de grietas y por lo tanto retardar la pérdida de peso de una manera más efectiva que las aleaciones que presenten temperaturas de transformación pequeñas.

Cuanto menor es la temperatura de transformación M_s que presenta la aleación, mayor es la tensión que se requiere para producir martensita inducida por tensión a partir de la fase β . Esto implica que si instantáneamente, la tensión que se produce en el contacto entre los dos metales, no produce martensita inducida por tensión, toda la energía producida por la fuerza de fricción y no disipada en el medio, será empleada en deformar plásticamente el material, y debido al proceso de fatiga que se produce, en nuclear grietas, que después crecerán y causarán la fractura y consiguiente pérdida de peso. Puede suceder que en estas aleaciones, puntualmente se supere la temperatura M_d a partir de la cual, no se produce martensita inducida por tensión, de manera que el modo de deformación, será similar al que tienen lugar en los materiales convencionales.

Lo que sucede, es que la facilidad de producción de martensita inducida por tensión, es también un parámetro que indica la facilidad que tienen las superficies de

desgaste a adaptarse a la otra superficie del disco en contacto. Esto lleva consigo un aumento del área real de contacto, y por lo tanto, una disminución de la presión que se ejerce en la superficie del material por unidad de área. En base a este planteamiento, las aleaciones con temperaturas de transformación M_s elevadas, sentirán una presión menor sobre la superficie, y por lo tanto, la probabilidad de que se produzcan microfisuras en lugares puntuales, será menor que en las aleaciones en que la temperatura de transformación es pequeña, y la acomodación de la superficie no tiene lugar de una manera tan efectiva.

Además de este fenómeno de acomodación, y en relación al hecho observado por Wang et al.[89Wan] mediante microscopía electrónica de transmisión por el cual se observa que la martensita inducida por tensión, se induce de manera preferencial cerca de las grietas que causarán la fractura, se plantea, que cuanto mayor sea la facilidad de producir martensita inducida por tensión, mayor será el efecto que esta, tendrá en impedir que esta grieta crezca hasta causar la fractura. De esta manera, las aleaciones con temperaturas de transformación M_s elevadas presentaran un menor desgaste, tal y como muestran los resultados obtenidos. La energía que el material requiere para nuclear la grieta y para que esta crezca, es, en este tipo de aleaciones, utilizada para producir la transformación martensítica termoelástica, evitando, o si más no retardando la posible fractura del material.

Otro efecto muy importante que se produce durante el proceso de desgaste, es el efecto térmico ya comentado. La transformación martensítica, es un proceso asociado con la absorción y liberación de calor. Durante el proceso de desgaste, la fase β transforma a martensita, liberando calor al medio. Esta transformación, es una transformación inducida por tensión, que se producirá en un determinado lugar del área de contacto real, posiblemente porque alguna irregularidad habrá hecho que la tensión en este determinado punto sea elevada. Una vez esta irregularidad deja de contactar con este punto, la martensita revierte a la fase β , por el efecto superelástico, pero también ayudada por la absorción del calor de fricción que efectúa la martensita para transformar a la fase β . Esto convierte a este proceso, en un proceso “retroalimentado”, ya que esta nueva fase β , puede otra vez producir martensita inducida por tensión. Este ciclo provocará la aparición de dislocaciones y bandas de deslizamiento siendo por tanto, un

proceso de fatiga termomecánica, en el que ya se ha demostrado en el Capítulo I que la facilidad de producir martensita inducida por tensión aumenta la vida a fatiga.

Como consecuencia de esta fatiga termomecánica, se produce una muy fuerte estabilización de la martensita en la superficie de desgaste, ya que las placas de martensita quedan ancladas en los defectos. Este hecho se constata mediante los estudios de calorimetría diferencial de barrido (DSC). Como se muestra en la figura 4.52c la estabilización de esta martensita superficial supera los 300°C. En el registro del DSC se observan dos transformaciones, una debida a la proporción de material en el que no ha habido transformación martensítica producida por el desgaste, y la otra debida a la martensita inducida por tensión superficial. Es esta martensita la responsable del comportamiento último de desgaste de estas aleaciones. Así se observa en la Figura 4.20 y 4.24 que el comportamiento a desgaste de las aleaciones en fase β , difiere en función de si la temperatura de transformación M_s es baja o es elevada. Cuando la pérdida de peso se controla cada 250m para una misma aleación, la superficie de desgaste juega un papel importantísimo, ya que después de cada 250m, la fricción cesa, y mucha de la martensita formada revierte a la fase β . Así, cuando el proceso de desgaste continúe, la superficie que contactará con el disco no será totalmente β , sino que en función de la M_s que presente la aleación, la proporción de β será mayor o menor, así como la fatiga termomecánica que haya sufrido la superficie, también será diferente para cada aleación. En este sentido, las aleaciones con temperatura de transformación M_s elevadas, sentirán de una manera más efectiva el calor de fricción producido, produciéndose en términos microscópicos una mayor cantidad de ciclos de fatiga termomecánica favoreciendo de esta manera la estabilización de la martensita, y por lo tanto no favoreciendo la deformación plástica que causará el desgaste. Para las aleaciones con temperaturas de transformación M_s bajas se observa en los registros de DSC que la proporción de martensita estabilizada en la superficie es muy pequeña no llegándose a observar para algunas aleaciones. Este hecho se ve corroborado por las micrografías que se observan de las superficies de desgaste después de realizar los DSC. En estas micrografías se observa como para las aleaciones con temperaturas de transformación bajas la proporción de martensita estabilizada es menor observándose de manera preferencial esta estabilización en los límites de grano.

4.4.3.2 Fase martensita

Al igual que las propiedades termomecánicas que presentan las aleaciones con memoria de forma en fase martensítica son diferentes que las que presentan las aleaciones con memoria de forma en fase β , también los mecanismos de desgaste que en ellas tienen lugar referidos a estas propiedades de memoria de forma, son diferentes. El estudio metalográfico de las superficies de desgaste de las aleaciones en fase martensita muestra un mecanismo en el que el maclado, la reorientación y la coalescencia de las placas de martensita juega un papel primordial.

Cuanto mayor es la temperatura de transformación para la fase martensítica, menor es la resistencia al desgaste, para el rango de cargas utilizado y para velocidades de deslizamiento elevadas, equiparándose esta resistencia al desgaste con la que se produce para aleaciones en fase β con temperaturas de transformación M_s bajas. De la misma manera que en el caso de las aleaciones en fase β , la facilidad o dificultad de producir este maclado, reorientación y coalescencia de las placas de martensita jugará un papel decisivo en la resistencia al desgaste, siendo las aleaciones en fase martensita con temperaturas de transformación M_s bajas, las que tendrán una mayor facilidad de producir o activar los anteriores procesos de deformación en la martensita, y por lo tanto las que presentarán una mayor resistencia al desgaste. Como se observa en los registros de DSC, la martensita también se estabiliza en la superficie de desgaste, siendo esta estabilización diferente que la producida en el caso de las aleaciones en fase β . En las aleaciones en fase martensítica, no se observan dos tipos de transformaciones diferentes, sino que se observa únicamente una transformación desplazada con una estabilización de unos 50°C. En este caso cuando se realiza el segundo ciclo térmico de la aleación, se observa que la transformación prácticamente recupera su estado original, lo cual indica que esta martensita estabilizada o anclada desaparece.

Las aleaciones de fase martensita, muestran todos los estudios que son más resistentes a la fatiga que la aleación en fase β (apartado 1.7), lo que sucede, es que el proceso de deformación que en estas tiene lugar respecto al desgaste, no es tan efectivo como lo es el proceso de deformación de las aleaciones en fase β como ya se ha comentado el apartado 4.3.9. La superficie, microscópicamente hablando, en primer

lugar no es capaz de adaptarse de una manera tan buena como la superficie de la fase β , ya que las dimensiones de las placas de martensita ya existentes no permiten tanta y tan buena movilidad como la que poseen las placas de martensita inducida por tensión que son pequeñas y se adaptan de una manera más efectiva a las irregularidades de la superficie de contacto. Esto hace que la presión que sienta el área real de contacto sea mayor para una misma carga aplicada. Además, la posibilidad de adaptar perfectamente la superficie tanto a las irregularidades de la otra superficie en contacto, como la posibilidad de adaptarse a los sucesos microestructurales que tienen lugar en el material, hace que la resistencia al desgaste no sea tan efectiva como la que presenta la fase β con temperaturas de transformación elevadas.

Por otro lado, si observamos las velocidades de desgaste que se obtienen para las aleaciones en fase martensita (obtenidas a partir de los ensayos de desgaste discontinuos), podemos decir que el comportamiento de estas aleaciones no tiene una relación directa con la temperatura de transformación M_s , presentando todas ellas un comportamiento muy similar, y muy homogéneo. También se observa, un comportamiento mejor que el comportamiento que presentan las aleaciones en fase β con temperaturas de transformación M_s bajas. En la Tabla 4.26 se presentan los parámetros de ajuste de los resultados obtenidos para estas aleaciones siguiendo la ecuación 4.5.

Tabla 4.26. Ajuste de los resultados de pérdida de peso para las aleaciones en fase martensítica según la ecuación 4.5.

Aleación	A (mg)	B (mg/m)	SD	R ²
Al 23	-8.77	6.94	3.93	0.997
Al 4	-7.92	6.06	0.001	0.976
Al 24	-8.31	6.31	5.86	0.993

*SD. Desviación Standard

*R² Coeficiente de regresión

Si ahora nos referimos a los resultados obtenidos en el estudio en el que se plantean los efectos de la carga y la velocidad, se observa que para las dos aleaciones en fase martensita estudiadas, es la que presenta una temperatura de transformación más elevada la que presenta una menor resistencia al desgaste para los diferentes parámetros

de carga y para los parámetros de velocidad (elevados) de 0.3 y 0.5m/s, justificando de esta manera el efecto que la temperatura de transformación M_s tiene en el comportamiento a desgaste de estas aleaciones. Para velocidades bajas el comportamiento a desgaste de la aleación 4 mejora. La justificación de estos resultados que se obtienen a velocidades más pequeñas, debe ir acompañada de un estudio del perfil de temperaturas que adquiere la superficie de contacto, así como el interior del material durante el ensayo de desgaste. Estos datos también ayudarían a la comprensión de los demás resultados.

Los resultados que se muestran para el proceso de desgaste discontinuo siempre es necesario analizarlos con mucha precaución, ya que son muchos los factores que cuando el desgaste cesa afectan y dejan de afectar a la superficie, al contrario de lo que sucede cuando el proceso de desgaste es continuo. El factor más importante es la temperatura, claro está, además de la carga y la velocidad.

4.4.3.3 Fase β + martensita

Los mecanismos de desgaste que tienen lugar cuando la aleación presenta fase β + martensita están influenciados tanto por la pseudoelasticidad como por el crecimiento y reorientación de las placas de martensita. Las placas de martensita existentes en la aleación van a condicionar la aparición de nuevas placas de martensita inducida por tensión, por lo cual la proporción de fases existentes en la aleación va a ser un factor determinante de la resistencia a desgaste que presente este tipo de aleaciones. Es por esto que se ha observado que este tipo de aleaciones es el que presenta una dispersión mayor de resultados, lo cual implica que sería necesario un análisis cuantitativo de las fases presentes anterior a la evaluación del desgaste. Sin embargo esta cuantificación presenta múltiples problemas experimentales. Como en los casos anteriores, en la tabla 4.27 se presentan los parámetros de ajuste de los resultados obtenidos (desgaste discontinuo) para las aleaciones en fase β + martensita siguiendo la ecuación 4.5.

Tabla 4.27. Ajuste de los resultados de pérdida de peso para las aleaciones en fase β + martensítica según la ecuación 4.5.

Aleación	A (mg)	B (mg/m)	SD	R ²
Al 64	-3.47	8.91	3.31	0.999
Al 65	1.05	1.61	3.03	0.974
Al 3	7.90	7.05	3.81	0.998
Al 8	-5.83	6.12	7.19	0.989

*SD. Desviación Standard

*R² Coeficiente de regresión

Respecto al estudio del efecto de los parámetros carga y velocidad, se observa, que a velocidades pequeñas, es la aleación β + martensita, la que presenta un mejor comportamiento a desgaste, y a cargas elevadas en comparación con las muestras de fase β y fase martensita. Para velocidades pequeñas y cargas pequeñas es la aleación 21 en fase β la que presenta un mejor comportamiento. Este hecho puede ser debido al efecto térmico que crean los diferentes parámetros de carga y de velocidad y que se acabará de detallar en función de lo posible en el apartado que sigue a continuación.

4.4.4 MECANISMOS DE DESGASTE referidos al estudio de la superficie de desgaste.

En todas las aleaciones y condiciones estudiadas, se observa una considerable deformación plástica. El grado de daño, aumenta al aumentar la presión, como se muestra en las Figuras 4.89-4.90.

Para este estudio, además de las micrografías correspondientes totalmente a la superficie de desgaste, y que ya se han presentado en el apartado de resultados, se han realizado fotografías del borde anterior y del borde posterior de la superficie de desgaste. El efecto térmico se observa preferencialmente en el borde posterior, pues es donde se produce una mayor acumulación de material. En la parte anterior del pin, se observa de una manera clara el efecto de la deformación plástica, pues es la zona del pin de vanguardia en el proceso de desgaste. En la figura 4.88 se detalla las diferentes zonas de observación de la superficie del pin.

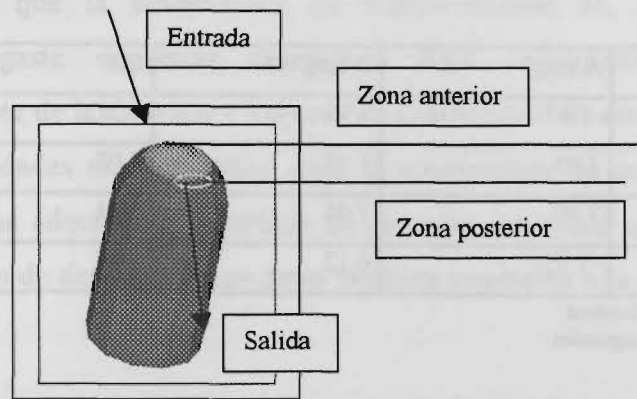


Figura 4.88. Geometría de los pines utilizados en la que se observan las diferentes zonas de desgaste de la superficie.

En la zona posterior se aprecian acumulaciones de material (rebabas) provocadas por el arrastre y deformación de la superficie al ser desgastada. Se puede apreciar que estos cúmulos de material aumentan de tamaño al aumentar la velocidad de deslizamiento del pin (Figuras 4.91-4.96) Este aumento de velocidad, al mantener la carga constante, se traduce en aumentos de temperatura local, lo que favorece la ductilidad del material. Por lo tanto, esta acumulación se debe a lo que podríamos denominar efecto térmico del desgaste.

En la zona anterior, se aprecian zonas de elevada deformación plástica, como se puede apreciar en la Figura 4.90 pero no presenta acumulaciones de material ya que esta zona es la de vanguardia en el avance del desgaste. Es por esto que el material no se acumula, sino que se arrastra y se fractura.

El efecto de deformación plástica que se produce en la zona anterior de la superficie de desgaste queda reflejado en las Figuras 4.73-4.78 en las que se plantea para la misma aleación una variación de la carga aplicada. Se observa, cómo a mayor carga aplicada mayor será esta deformación plástica que se produce en el pin.

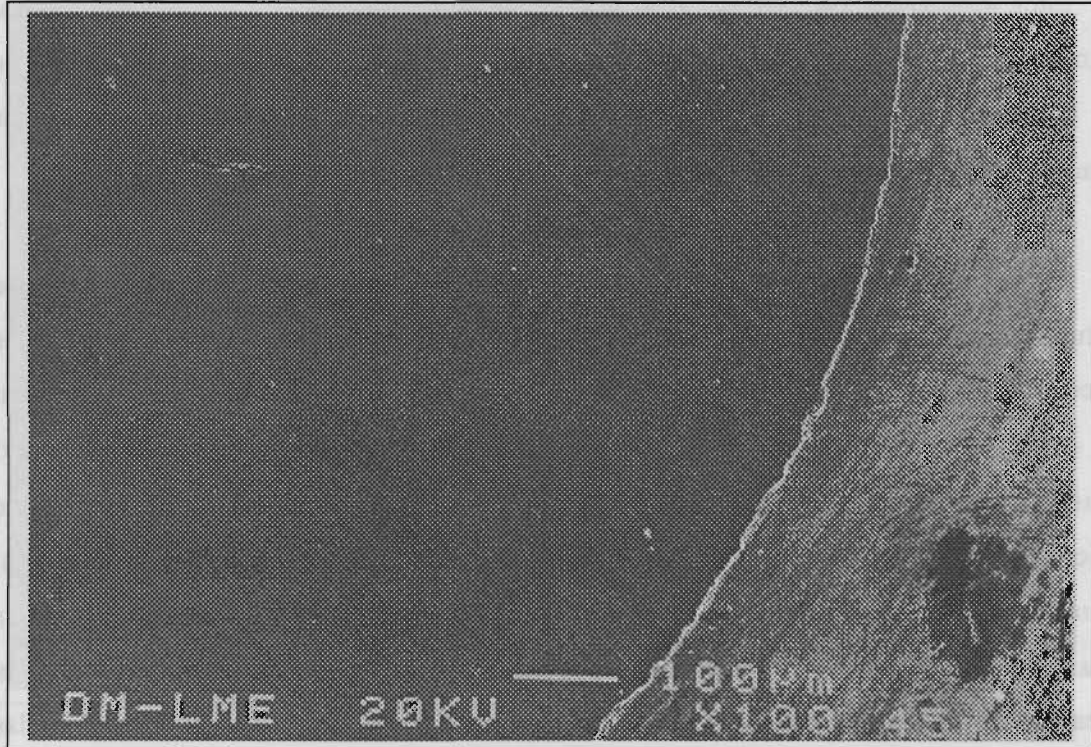


Figura 4.89. Superficie de desgaste para la aleación 21 sometida a cargas de 1N. Se observa el daño por deformación plástica en el borde de la superficie.

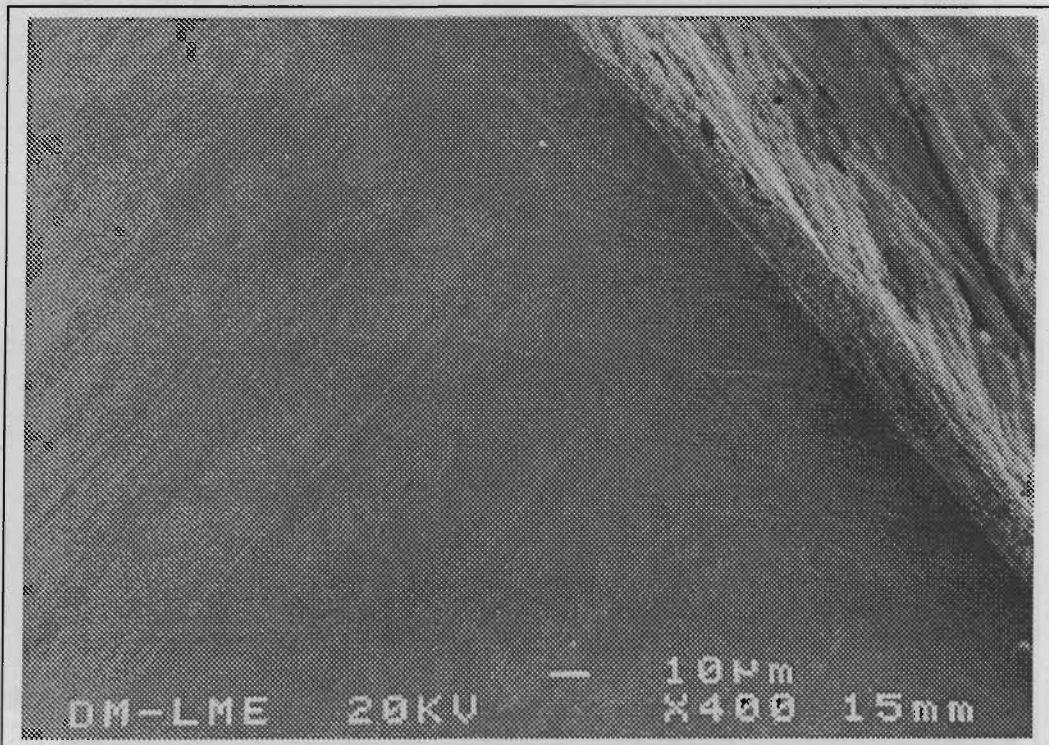


Figura 4.90. Superficie de desgaste para la aleación 21 sometida a cargas de 20N. Se observa el daño por deformación plástica en el borde de la superficie es mucho mayor que el presentado en la figura anterior.

Uno de los mecanismos que está involucrado en el comportamiento a desgaste de estos materiales es el desgaste-fatiga. Este tipo de desgaste es más intenso al aumentar la carga, observándose la existencia de grietas en las zonas próximas al borde de la superficie. Las grietas son más intensas y con mayor longitud para las aleaciones con M_s bajas que para las aleaciones con M_s elevadas dentro de la fase β .

Ya se ha comentado que el otro mecanismo de desgaste importante en este estudio es el mecanismo de desgaste adhesivo, el cual se observa en todas las aleaciones y condiciones, no observando diferencias significativas ni entre condiciones de ensayo ni entre microestructuras de la aleación. Además de estos mecanismos, es necesario tener en cuenta siempre el efecto térmico, que como se muestra en las series de micrografías que se exponen en las Figura 4.91-4.96, aumenta al aumentar la carga y al aumentar la velocidad. Es a valores de cargas elevadas y de velocidades elevadas cuando se produce un mayor calentamiento superficial. Además, se observa que para la aleación 14 el efecto térmico es mayor que para la aleación 21 como se observa en las Figura 4.82-4.84. En relación a este hecho también se observa que el daño que se produce en la aleación 21 por fatiga es menor que para la aleación 14. Se observa como las grietas que aparecen en la aleación 14 son mucho más profundas que las que aparecen en la aleación 21 en las mismas condiciones de trabajo.

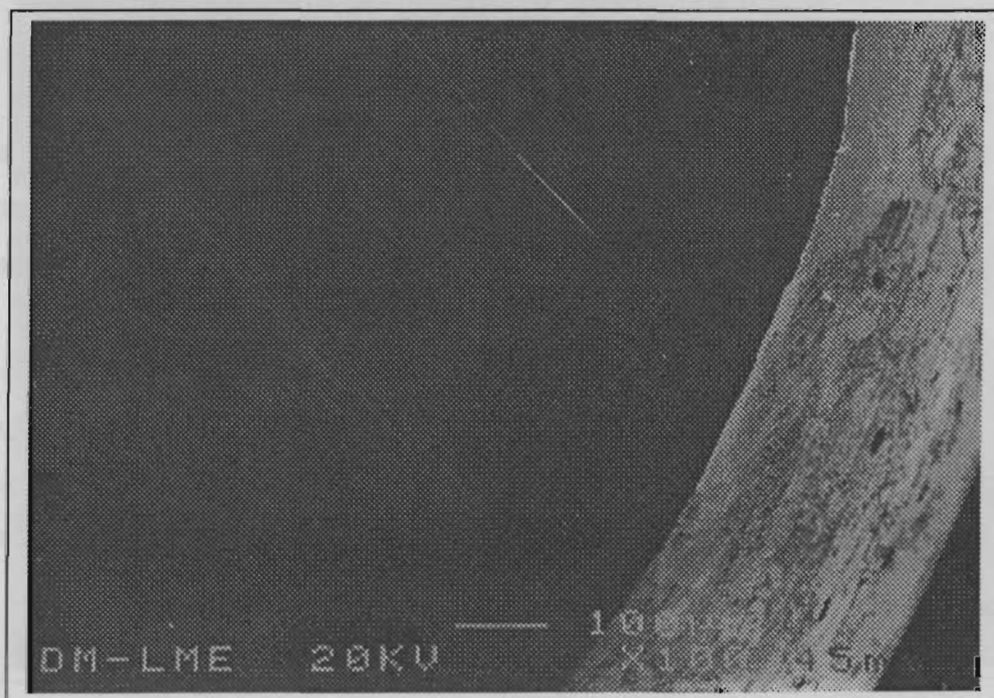


Figura 4.91. Efecto térmico en función de la velocidad para la aleación 21 sometida a una velocidad de deslizamiento de 0.05m/s y a una carga de 6N.

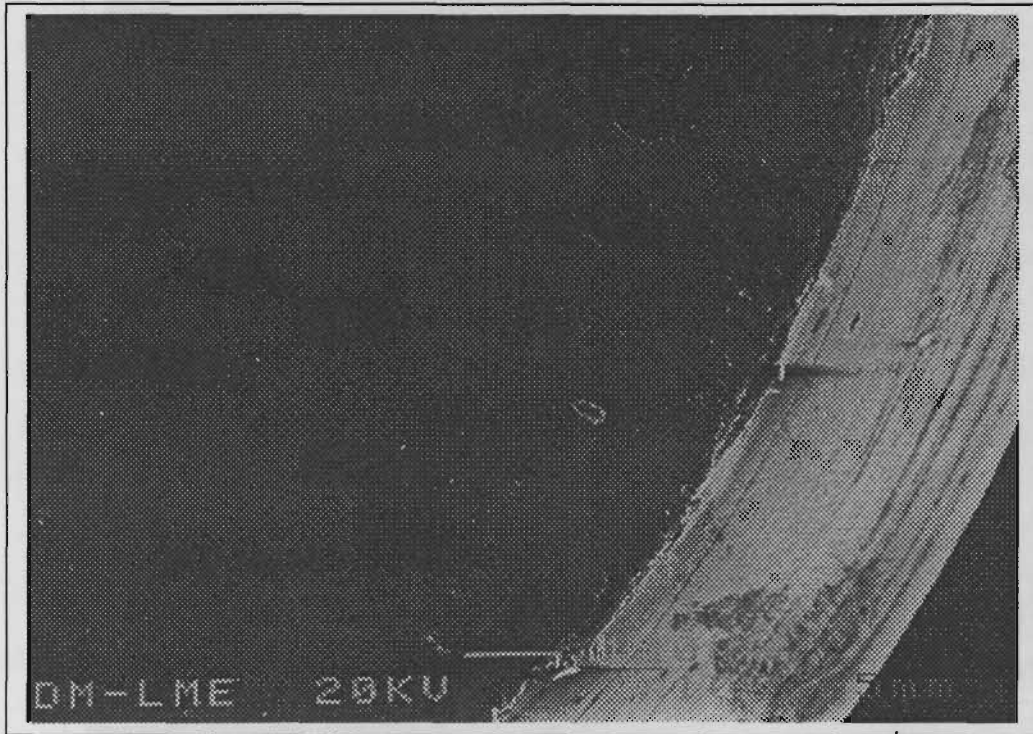


Figura 4.92. Efecto térmico en función de la velocidad para la aleación 21 sometida a una velocidad de deslizamiento de 0.1m/s y a una carga de 6N.

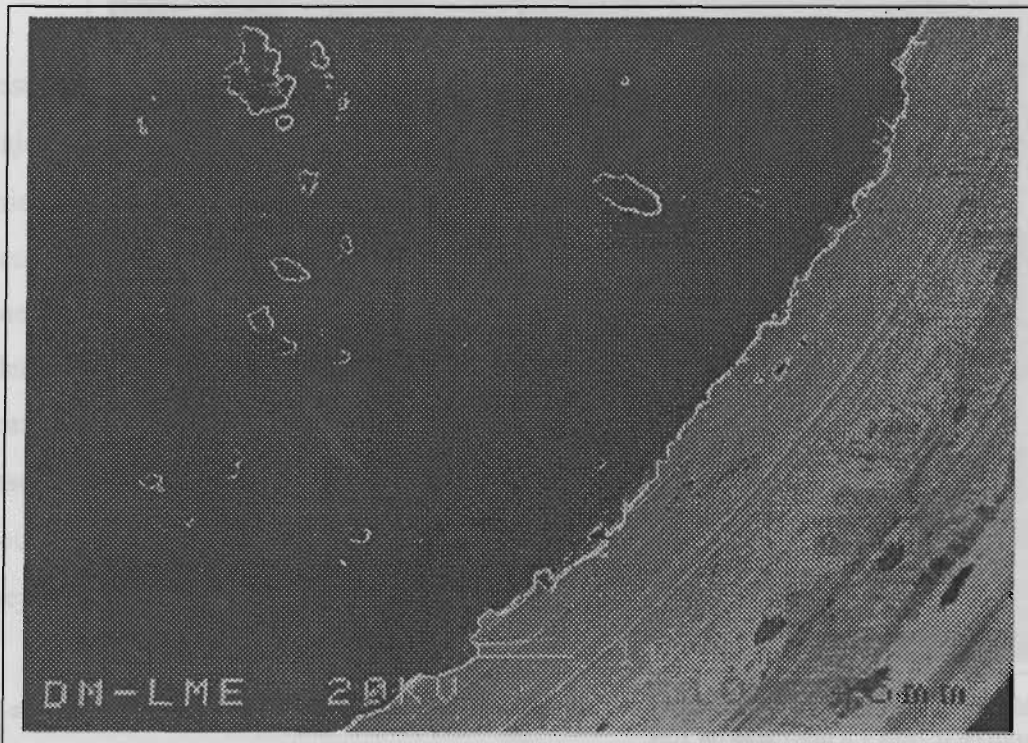


Figura 4.93. Efecto térmico en función de la velocidad para la aleación 21 sometida a una velocidad de deslizamiento de 0.5m/s y a una carga de 6N.

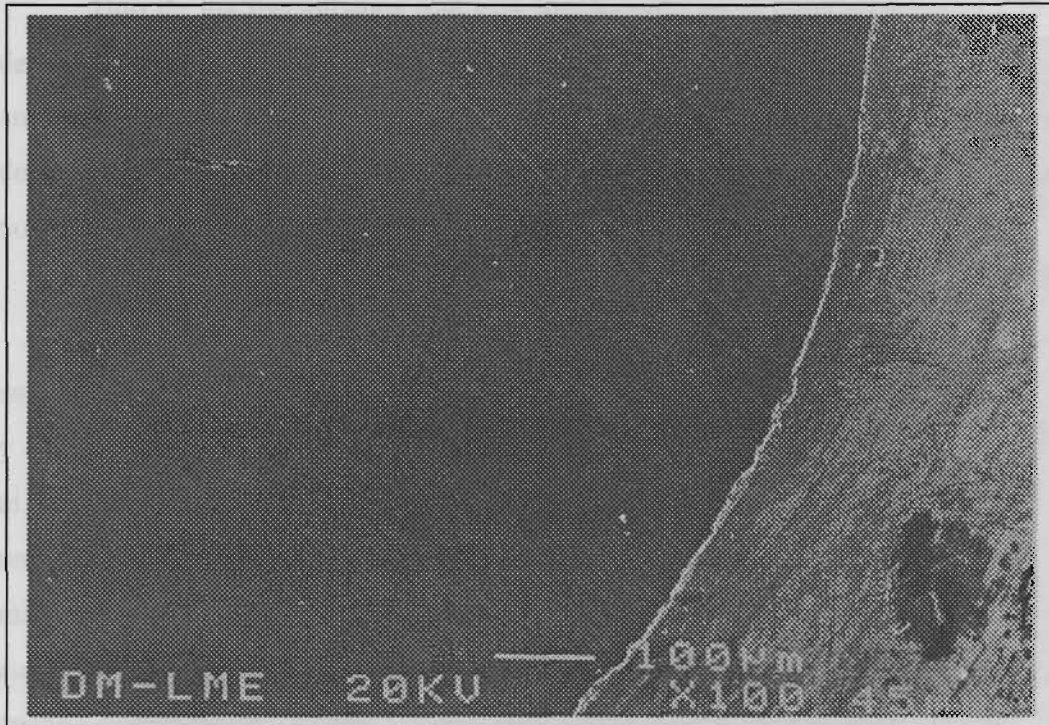


Figura 4.94. Efecto térmico en función de la carga para la aleación 21 sometida a una velocidad de deslizamiento de 0.2m/s y a una carga de 1N.

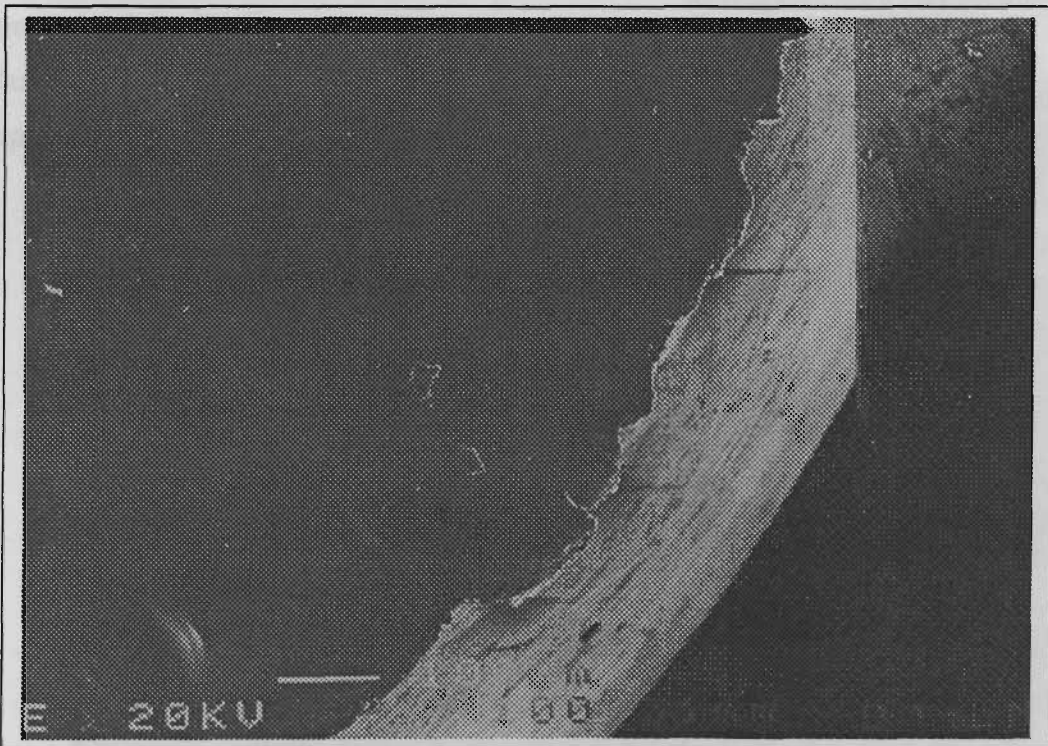


Figura 4.95. Efecto térmico en función de la carga para la aleación 21 sometida a una velocidad de deslizamiento de 0.2m/s y a una carga de 10N.

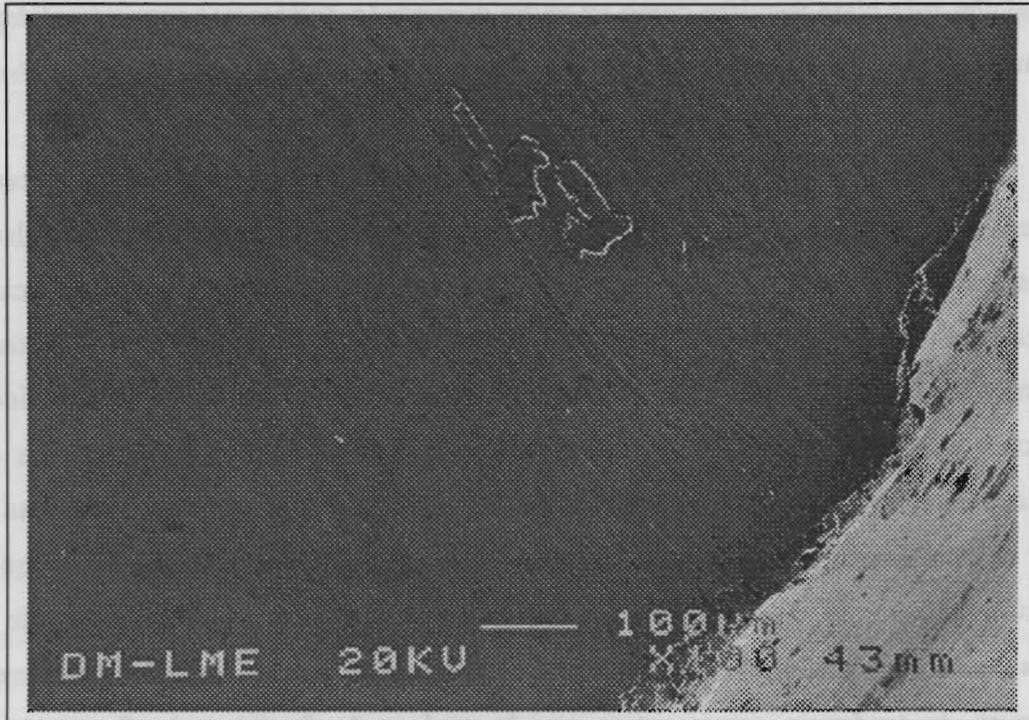


Figura 4.96. Efecto térmico en función de la carga para la aleación 21 sometida a una velocidad de deslizamiento de 0.2m/s y a una carga de 20N.

A partir de estos datos, se puede acabar de comprender, y explicar algunos de los resultados que se han obtenido en los ensayos de desgaste continuo. Para velocidades bajas, es la aleación 21 en fase β la que presenta un mejor comportamiento a desgaste, mientras que a velocidades elevadas, es la aleación 8 en fase β + martensita la que presenta un mejor comportamiento. Si se admite que a velocidades bajas la temperatura que adquiere la superficie es menor, esto implicaría que la martensita preexistente en la aleación, no se vería afectada en gran medida por esta temperatura. Así la inducción de martensita en esta superficie sería fácil, pero la retransformación de esta martensita a fase β por efecto de la temperatura sería difícil, haciendo de este proceso, un proceso poco dinámico, y la vez poco reversible, lo que daría a la aleación 21 en fase β , una mejor resistencia al desgaste.

Por otro lado, cuando la velocidad aumenta, también aumenta la temperatura superficial, haciendo que en la superficie de la fase β + martensita tenga lugar un fenómeno más dinámico, y con una elevada capacidad de disipación de la energía por fricción. Del mismo modo, el comportamiento de la aleación 4 es un comportamiento

irregular que puede venir dado de la misma manera por los efectos térmicos, cuya definición más clara requiere como ya se ha comentado de técnicas experimentales de cálculo de temperaturas superficiales.

El efecto de la carga, plantea de la misma manera, una determinada competencia entre la aleación 8 y la 21. A cargas bajas, 1N, se observa un comportamiento similar en todas las aleaciones, siendo la 14 y la 4 las que presentan una mejor resistencia al desgaste. Este comportamiento podría ser debido a la dureza que presenta el material. Cuanto más blando es el material menor es la resistencia al desgaste. En este sentido la aleación 8 y la aleación 21 son las aleaciones más blandas, y por lo tanto las que teóricamente, según los modelos de desgaste tradicionales (Achard) presentarían un peor comportamiento a desgaste. Al aumentar la carga, el efecto de la dureza queda enmascarado por el efecto de la transformación martensítica y reorientación de las placas, así como por el efecto térmico. Así para cargas más elevadas, se comienza a observar, la tendencia característica por la cual es la facilidad de formación de martensita inducida por tensión la que controla el proceso de desgaste. A cargas elevadas, es la aleación 8 en fase β + martensita la que presenta una mayor resistencia al desgaste, observado una buena relación entre M_s y pérdida de peso. Otra vez, se intuye, que el efecto térmico es muy importante en el comportamiento a desgaste de estas aleaciones, sobre todo, cuando estas presentan temperaturas de transformación M_s cercanas a la temperatura ambiente.

4.4.5 EFECTO DEL TAMAÑO DE GRANO EN LA RESISTENCIA AL DESGASTE.

El estudio del desgaste en función del tamaño de grano, ha mostrado para las tres aleaciones estudiadas, que el tamaño de grano no afecta al desgaste de estas aleaciones. El efecto que pueden tener los límites de grano favoreciendo la transformación martensítica queda enmascarado por otros efectos mucho más importantes como pueden ser el efecto térmico. El límite de grano favorece la nucleación de martensita, disminuyendo la tensión necesaria para que se produzca esta nucleación. También el tamaño de grano es un parámetro primordial en las propiedades mecánicas que presenta al material, entre ellas la vida a fatiga que disminuye considerablemente cuando el

tamaño de grano aumenta. Sin embargo, no juega un papel significativo en la resistencia al desgaste ni aún en las condiciones menos severas en las que la dureza juega un papel primordial.

4.5 BIBLIOGRAFÍA

- [52Bur] Burwell J. T y Strang C. D. J. Appl. Phys. 23, p 18 (1952)
- [79Rig] D. A. Rigney and J. P. Hirth. Plastic deformation and sliding friction of metals. *Wear*, 53, p 345 (1979).
- [79Vin] O. Vingsbo. Wear and wear mechanisms.. Int. Conf. on Wear of materials, p 620 (1979)
- [81Hei] P. Heilmann and D. A. Rigney. An energy-based model of friction and its application to coated systems. *Wear*, 72 p 195 (1981).
- [82Pro] B. V. Protasov and I. V. Kragelskii. Sov. J. On heat generation in external friction. *Friction Wear*, 2, p 1 (1982).
- [82Wan] Wang Hongwei, Wu Wangzi, Wang Fengting, Yang Dazhi. Dry sliding wear of Cu-based shape memory alloy. *Acta Metallurgica Sinica. Series A* vol 5 n°3, p 193 (1992)
- [82Wan'] Hong Wei Wang, Dazhi Yang and Z. G. Wang. Tribology of unlubricated copper-based CuZnAl shape memory alloys. *Proceedings of the International Conference on Martensitic Transformations ICOMAT 92*, p 1329 (1992).
- [83Bal] A. Ball. On the importance of work hardening in the design of wear-resistant materials. *Wear*, 91, p 201 (1983)
- [87Lim] S. C. Lim and M.F. Ashby. Wear-mechanism maps. *Acta Metall.* 35 n° 1, p 1 (1987)
- [88Ber] Mécanismes et tribologie. Thèse es Science, INSA de Lyon, n° 88 INSAL 0050 (1988).
- [88Jin] Jin Jialing and Wang Hongliang. Wear resistance of TiNi alloys. *Acta Metallurgica Sinica. Series A* vol 1 n° 1, p 76 (1988)
- [89Suz] T. Suzuki, R. Kojima, Y. Fujii and A. Nagasawa. Reverse transformation behaviour of the stabilized martensite in CuZnAl alloy. *Acta Metall.* Vol 37, n° 1, p 163 (1989).
- [90Jar] A. P. Jardine, Y. Field and H. Herman. Processing and properties of arc-sprayed shape memory effect NiTi. *Scripta Metall. et Mater.* 24, p 2391 (1990)
- [90Jia] Jianian Gui, Changhong Luo, Hege Zhang, Wei HU, Renhui Wang. The effect of thermal treatment on the structure and fine structure of CuZnAl martensite. *Journal of Materials Science* 25, p 1675 (1990).
- [90Sar] Desgaste de metales, ed. A. D. Sarkar, p 189 (1990)
- [91Shi] Y. Shida and Y. Sugimoto. Water jet erosion behaviour of TiNi binary alloys. *Wear* 146, p 219 (1991)
- [92Ber] Berthier, Y., Vicent, L., Godet, M. Velocity accommodation sites and modes in tribology. *Eur. J. Mech. A/Solids*, 11, p 35 (1992)
- [92Gil] F. J. Gil y J. M. Guilemany. Influencia del tratamiento térmico de betatización sobre las propiedades pseudoelásticas de la aleación Cu-20.8Zn-6.1Al con memoria de forma. *Tratemat'92*, p 245 (1992).
- [93Cla] P. Clayton. Tribological behavior of a titanium-nickel alloy *Wear* 162-164, p 202 (1993).
- [93Hor] Erhard Hornbogen, Erhard Kobus. Characterization of shape memory alloys by hardness indentations. *Prakt. Metallogr.* Vol 30, n° 10, p 507 (1993).

- [95Rab] Ernest Rabinowicz.. Friction and wear of materials. John Wiley & Sons, Inc, p 31 (1995)
- [94Yub] Zhu Yubin, Wang Weimin. Texture changing accompanied with martensite transformation in CuZnAl alloy.
- [95Ric] R. H. Richman, A. S. Rao, D. Kung. Cavitation erosion of NiTi explosively welded to steel. *Wear* 181-183, p 80 (1995)
- [95Sin] J. Sing, A. T. Alpas. Dry sliding wear mechanisms in a $Ti_{50}Ni_{47}Fe_3$ intermetallic alloy. *Wear* 181-183, p 302 (1995)
- [96Li] D. Y. Li. Wear behavior of TiNi shape memory alloys. *Scripta Mater.* 34 vol 2, p 195 (1996)
- [96Lia] Y. N. Liang, S. Z. Li, Y. B. Jin, W. Jin, S. Li. Wear behavior of a TiNi alloy. *Wear* 198, p 236 (1996)
- [97Lin] H. C. Lim, H. M. Liao, J. L. He, K. C. Chen and K. M. Lin. Wear characteristics of TiNi shape memory alloys. *Metallurgical and Mater. Trans. A* 28, p 1871 (1997)
- [97Lin'] H. C. Lim, H. M. Liao, J. L. He, K. M. Lin and K. C. Chen. Wear characteristics of ion-nitrided $Ti_{50}Ni_{50}$ shape memory alloys. *Surface and Coatings Technology* 92, p 178 (1997)
- [98Shi] D. Shi, J. Gui, S.S. Tan, R. Wang. Effect of ageing in the two-phase region in a CuZnAl shape memory alloy. *Materials Science and Engineering B* 56, p 31 (1998).
- [98Zam] *Matériaux et Contacts*. Gérald Zambelli and Léo Vicent. Presses Polytechniques et Universitaires Romandes. Lausanne (1998)
- [99Liu] R. Liu and D. Y. Li. Indentation behavior of pseudoelastic TiNi Alloy. *Scripta Materialia*. Vol 41 n° 7, p 691 (1999).