

Projecte de Fi de Carrera  
**Enginyer de materials**

**COMPORTAMIENTO POR CONTACTO ESFÉRICO DE DOS  
SISTEMAS CON RECUBRIMIENTO WC/C BAJO CARGAS  
MONOTONICAS Y CÍCLICAS**

**MEMÒRIA**

**Autor:** JAVIER NIETO CUBERO  
**Director:** LUIS LLANES  
**Convocatòria:** Novembre 2007 (pla 2003)



**Escola Tècnica Superior  
d'Enginyeria Industrial de Barcelona**



## RESUMEN

En aplicaciones como la conformación en frío, se utilizan ampliamente materiales específicos para herramientas como aceros rápidos y metales duros recubiertos con capas cerámicas. En este contexto, la prevención de la aparición de la grieta es el criterio a seguir ya que el inicio del daño puede ser crítico en condiciones de fatiga. Por ello, es necesario conocer las condiciones límite de trabajo de los materiales para optimizar la vida útil de las herramientas.

Los ensayos por contacto Hertziano permiten simular las sollicitaciones mecánicas reales en estas aplicaciones. Además, resultan muy reproducibles y de aplicación sencilla.

El objetivo de la presente investigación es estudiar la respuesta mecánica bajo contacto esférico monotónico y cíclico de un metal duro (de calidad referida como GD13) y un acero rápido pulvimetalúrgico (de calidad referida como S390) recubiertos con una película de WC-C depositada mediante PVD.

Los ensayos bajo sollicitaciones monotónicas se realizan mediante indentadores de diámetros 1,25, 2,5 y 5 mm. Por otra parte, los ensayos cíclicos se llevan a cabo con un indentador de 2,5mm de diámetro, variando el número de ciclos desde  $10^3$  hasta  $10^6$ . Este análisis mecánico se complementa con una inspección detallada del daño generado en profundidad y en superficie.

Los resultados obtenidos muestran que 1) la presencia del recubrimiento en los sistemas (sustrato-recubrimiento) no afecta la respuesta al contacto del sustrato como ente individual, 2) el daño por fisuración aparece siempre para valores de presión de contacto superiores al límite elástico, por lo que existe siempre cedencia plástica o cuasi-plástica previa a la generación de grietas, 3) bajo fatiga aparece fisuración a presiones aplicadas por debajo de la crítica, lo que implica que ambos sistemas son sensibles a fatiga.





## ÍNDICE

1	INTRODUCCIÓN.....	5
2	OBJETIVOS.....	7
3	TEORÍA DE HERTZ.....	9
3.1	EFFECTOS DE LA MICROESTRUCTURA Y DEL TAMAÑO DEL INDENTADOR EN EL CONTACTO HERTZIANO.....	11
3.2	ESTADOS TENSIONALES BAJO CONTACTO HERTZIANO.....	11
3.2.1	REGIMEN ELÁSTICO.....	13
3.2.2	REGIMEN ELASTO-PLÁSTICO.....	14
3.3	FRACTURA CÓNICA HERTZIANA.....	15
3.4	DAÑO CUASI-PLÁSTICO.....	16
3.5	FATIGA POR CONTACTO.....	18
3.6	COMPORTAMIENTO DE RECUBRIMIENTOS Duros BAJO SOLICITACIONES DE CONTACTO.....	19
3.6.1	FATIGA POR CONTACTO EN SISTEMAS SUSTRATO-RECUBRIMIENTO.....	20
3.6.2	MODOS DE DAÑO EN RECUBRIMIENTOS CERÁMICOS.....	21
3.6.3	MODELO ANALÍTICO DEL DAÑO EN SISTEMAS MULTICAPAS.....	23
4	MATERIALES DE HERRAMIENTAS.....	29
4.1	SUSTRATO: ACEROS RÁPIDOS Y CARBUROS CEMENTADOS.....	30
4.1.1	ACEROS RÁPIDOS.....	31
4.1.2	CARBUROS CEMENTADOS.....	36
4.2	RECUBRIMIENTO: CAPAS DURAS DEPOSITADAS VÍA PVD.....	48
4.2.1	PROPIEDADES DE LOS RECUBRIMIENTOS Duros.....	48
4.2.2	APLICACIONES.....	50
4.2.3	TÉCNICAS DE DEPOSICIÓN.....	50
4.2.4	RECUBRIMIENTOS WC/C.....	52
4.2.5	FICHA TÉCNICA DEL RECUBRIMIENTO WC/C DE BALZERS-ELAY BALINIT© C.....	54
5	PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.....	55
5.1	MATERIAL EMPLEADO.....	55
5.2	DUREZA DE LOS SUSTRATOS.....	57
5.3	INDENTACIÓN ESFÉRICA BAJO SOLICITACIONES MONOTÓNICAS.....	58
5.4	FATIGA POR CONTACTO ESFÉRICO.....	61
6	RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....	63
6.1	DUREZA DE LOS SUSTRATOS.....	63
6.2	INDENTACIÓN ESFÉRICA BAJO SOLICITACIONES MONOTÓNICAS.....	63
6.2.1	CURVAS $P_0$ vs $a/r$ .....	63
6.2.2	DETERMINACIÓN DEL LÍMITE ELÁSTICO.....	69
6.2.3	IDENTIFICACIÓN DEL DAÑO POR CONTACTO MONOTÓNICO.....	71
6.2.4	CARACTERIZACIÓN DEL DAÑO EN PROFUNDIDAD (SECCIÓN TRANSVERSAL).....	74



6.3	FATIGA POR CONTACTO ESFÉRICO .....	78
6.3.1	INDENTACIÓN POR CONTACTO ESFÉRICO CÍCLICO.....	78
6.3.2	DETERMINACIÓN CURVAS DE LAS CURVAS P-N y p <sub>0</sub> -N.....	80
6.3.3	DETERMINACIÓN DEL LÍMITE A FATIGA.....	83
6.3.4	CARACTERIZACIÓN DEL DAÑO POR FATIGA EN PROFUNDIDAD (SECCIÓN TRANSVERSAL)	
	86	
7	CONCLUSIONES .....	91
8	AGRADECIMIENTOS .....	93
9	REFERENCIAS .....	95
	ANEXOS .....	97
A	PRESUPUESTO .....	97
B	ESTUDIO MEDIOAMBIENTAL .....	99



# 1 INTRODUCCIÓN

En aplicaciones como la conformación en frío, donde se utilizan ampliamente materiales específicos para herramientas como aceros rápidos y metales duros, la necesidad de reducir o eliminar el uso de lubricantes y alargar la vida útil de los componentes ha conducido a la utilización de técnicas de modificación superficial y en particular de recubrimientos cerámicos. En este contexto, los recubrimientos más comunes son los nitruros (TiN, TiAlN, CrN), carburos (TiC, WC/C) y óxidos como la alúmina. Sin embargo la implementación de estos sistemas requiere especial estudio y atención dado que las capas cerámicas depositadas pueden provocar fallos prematuros en los sistemas.

En las aplicaciones citadas, donde la prevención de la aparición de la grieta es el criterio a seguir ya que el inicio del daño puede ser crítico en condiciones de fatiga, es necesario conocer las condiciones límite de trabajo de estos materiales para optimizar la vida útil de estas herramientas. Desde este punto de vista son de particular interés los estados tensionales impuestos en estos sistemas debidos a cargas concentradas, por contacto o impacto. Estas cargas suponen el caso más crítico ya que las tensiones locales pueden alcanzar valores muy altos para cargas aplicadas relativamente bajas.

El estudio de la respuesta mecánica de materiales bajo sollicitaciones de contacto requiere de ensayos no normalizados. En este sentido, el ensayo por contacto Hertziano es muy sencillo y reproducible ya que simula las sollicitaciones mecánicas reales de estos sistemas en ciertas aplicaciones. Dicho ensayo se puede aplicar para casos concretos de mecánica de fractura y análisis de daño y es muy representativo en una amplia gama de configuraciones.

En concordancia con las ideas expresadas anteriormente, el objetivo de la presente investigación es estudiar la respuesta mecánica bajo contacto esférico monotónico y a fatiga de diferentes sistemas sustrato-recubrimientos duros. Para ello, se prestará especial atención a la identificación de los modos de daño de los conjuntos estudiados así como a la determinación del criterio de aparición del daño crítico.





## 2 OBJETIVOS

Los objetivos de la presente investigación son los siguientes:

- Identificar los diferentes modos de daño por contacto esférico en dos sistemas sustrato-recubrimiento WC/C
- Optimizar el método de medición de las huellas residuales de indentación.
- Determinar las curvas tensión deformación de los sistemas y sustratos para su caracterización mecánica.
- Establecer la carga/tensión crítica monotónica.
- Analizar la fatiga por contacto esférico en ambos sistemas.
- Establecer la carga/tensión crítica a fatiga.
- Investigar la evolución del daño cuasi-plástico o grietas anillo-cono a través de observación sub-superficial en contacto monotónico y en fatiga.
- Evaluar el efecto de otro recubrimiento sobre los mismos sustratos utilizados en el presente estudio, tomando en consideración los resultados de una investigación previa donde se empleó TiN como recubrimiento.







### 3 TEORÍA DE HERTZ

El estudio de la respuesta mecánica de sólidos bajo solicitaciones de contacto empleando indentadores esféricos se remonta a los trabajos pioneros de Hertz, quien en 1880 observó la formación de grietas como en lentes de vidrio en 1880. Posteriormente, en 1891 Auerbach propuso una teoría según la cual existía una relación lineal entre la carga aplicada durante el contacto y el radio de la esfera de indentación. Esta ley implicaba que el cono en el material se iniciaba a diferentes niveles de presión de contacto y violaba el concepto de que las grietas se forman cuando la tensión aplicada supera el límite elástico del material. La introducción de la teoría de la mecánica de fractura a partir de las ideas de Griffith e Irwin en los años 1960 permitió corregir esta paradoja.<sup>1</sup>

La caracterización mecánica de materiales mediante el método de indentación por contacto Hertziano presenta muchas ventajas. La simplicidad experimental y el pequeño volumen de muestra requerido para un ensayo son partes comunes a todos los métodos de caracterización por contacto o indentación. Algunas veces, la indentación es la única manera práctica de obtener información sobre los modos de daño y sus mecanismos en muchos materiales, especialmente en los cerámicos y en materiales recubiertos.

El campo de tensiones Hertziano en el régimen elástico, aunque complejo, se encuentra bien definido. Además de permitir la determinación de propiedades mecánicas intrínsecas de materiales cerámicos, la selección adecuada de las condiciones de los ensayos de contacto Hertziano puede también simular las solicitaciones mecánicas reales de estos materiales en ciertas aplicaciones.<sup>1</sup>

Sin embargo hay que tener en cuenta que para que las suposiciones asociadas al contacto Hertziano se satisfagan totalmente, se requieren materiales homogéneos e isotrópicos. Los sistemas utilizados durante esta investigación, debido a su estructura formada por capas, no presentan una estructura homogénea. Para materiales homogéneos, un campo de tensiones hidrostático se produce en el centro de la indentación, donde la tensión de compresión es máxima. En un sistema o sustrato con diferentes constantes elásticas y plásticas la distribución de tensiones no será hidrostática.



El contacto Hertziano es una técnica adecuada para la observación de la evolución de los modos de daño a través de una transición progresiva desde la elasticidad inicial hasta desarrollar totalmente la plasticidad. En este contexto, la inspección y evaluación del daño ocasionado en la probeta se realiza a través de microscopía óptica (Nomarscki) y nos permite determinar si existe deformación cuasi-plástica, ejemplificada por depresión de la superficie o fractura indicada por la formación de grietas anillo. Adicionalmente existen también métodos acústicos, que valoran la intensidad de la señal acústica para evaluar una mayor o menor penetración de la grieta.

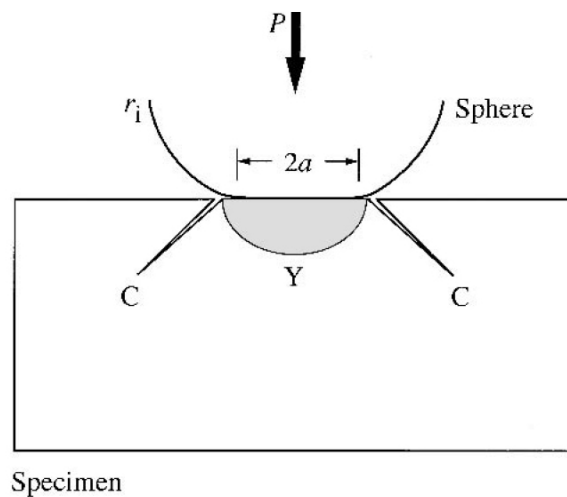


### 3.1 EFECTOS DE LA MICROESTRUCTURA Y DEL TAMAÑO DEL INDENTADOR EN EL CONTACTO HERTZIANO.

Un comportamiento ideal frágil es característico de cerámicos homogéneos de grano fino. Cuanto más nos acerquemos a esta situación, el fenómeno de grieta anillo y su crecimiento cónico será más evidente. Por otro lado, el fenómeno de la deformación cuasi-plástica se asocia a cerámicos heterogéneos más tenaces. La transición de unos a otros nos dará una secuencia en la que se apreciarán ambos fenómenos en competición. Si se utilizan *Sharp indenter*”, con diámetros pequeños, favorece la observación de fenómenos de fractura. En cambio, si se emplean *Blunt indenters*, de diámetros grandes, se produce habitualmente deformación cuasi-plástica.<sup>2</sup>

### 3.2 ESTADOS TENSIONALES BAJO CONTACTO HERTZIANO

Consideramos un contacto sin fricción con una esfera de radio  $r$ , bajo una carga  $P$  sobre una probeta plana continua. Inicialmente el campo es elástico. Por encima de una carga crítica, se induce una grieta cono (para materiales frágiles) o un daño cuasi-plástico (en materiales más tenaces). A continuación se definen las características principales de los estados tensionales asociados al contacto elástico y elasto-plástico.

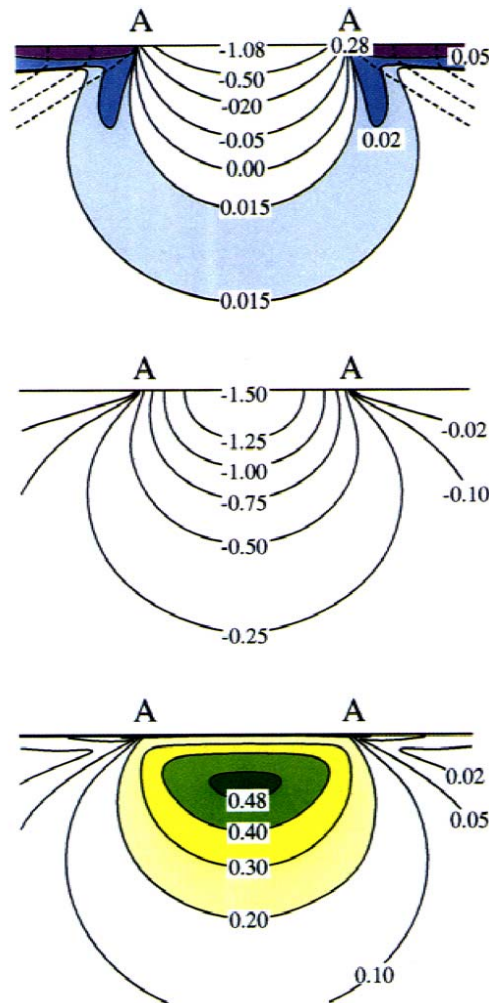


**Fig 3.1** Contacto Hertziano en un material cerámico. Propagación de grietas cono (modo frágil), C, o deformación "cuasi-plástica", Y, debajo del área de contacto.<sup>1</sup>



El campo de tensiones se define como  $\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3$  siendo  $\sigma_1$  la tensión tractil principal,  $\sigma_2$  la tensión circunferencial y  $\sigma_3$  una tensión que es siempre compresiva. Además definimos la tensión principal de cizalladura  $\tau_{31} = \sigma_3 - \sigma_1$ , con valores máximos siempre en el eje de indentación, a una profundidad de  $0,5a$ , siendo  $a$  el radio de contacto. En la figura 3.2 se representa el campo de tensiones referido donde las trayectorias de  $\sigma_3$  se indican cómo líneas a trazos.

La tensión máxima de tracción se alcanza en la circunferencia de contacto según la siguiente expresión  $\sigma_m = 1/2(1 - 2\nu) p_0$ , siendo  $p_0 = P/\pi r^2$



**Fig 3.2** Estados tensionales bajo contacto Hertziano  
 a) Tensiones normales principales  $\sigma_1$ .  
 b) Tensiones normales principales  $\sigma_2$ .  
 c) Tensiones de cizalladura  $\tau_{31}$ .



### 3.2.1 REGIMEN ELÁSTICO

Se considera que el contacto se hace con una bola de radio,  $r$ , bajo una carga,  $P$ . El radio de contacto,  $a$ , viene dado por la ecuación 3.1, según las soluciones elásticas Hertzianas.

$$a^3 = 4k Pr/3E \quad (\text{Ec. 3.1})$$

siendo  $E$  el módulo de Young. El coeficiente adimensional  $k$  se expresa de la manera siguiente:

$$k = \left( \frac{9}{16} \left[ (1-\nu^2) + (1-\nu'^2) \right] \frac{E}{E'} \right) \quad (\text{Ec. 3.2})$$

donde  $\nu$  y  $E$  representan el coeficiente de Poisson y el módulo de Young para el material indentado, y  $\nu'$  e  $E'$  para el indentador.

Por su parte la presión de contacto,  $p_0$ , se define como:

$$P_0 = \frac{P}{\pi a^2} \quad (\text{Ec. 3.3})$$

o de otra forma:

$$P_0 = \left( \frac{3E}{4\pi k} \right) \frac{a}{r} \quad (\text{Ec.3.4})$$

donde  $a/r$  (Ec. 3.5)

es la deformación de indentación.



### 3.2.2 REGIMEN ELASTO-PLÁSTICO

Utilizaremos las componentes de cizalladura para evaluar el daño cuasi-plástico y las tensiones tractiles para el daño por grieta anillo. Por encima de un esfuerzo dado, materiales relativamente dúctiles se deforman plásticamente en la zona justo debajo del contacto. El flujo plástico aparece, en relación a la tensión uniaxial compresiva  $Y$ , cuando la tensión de cizalladura es  $\tau_m \approx 0,47 p_y$ , con  $p_y = 1,1Y$ .

El gráfico  $\sigma/\varepsilon$  (uniaxial compresivo), en el caso de contacto dado por  $p_0$  vs  $a/r$ , nos mostrará el punto de inicio de la cedencia plástica. La transición de la región elástica a la plástica se observa al perderse la linealidad en las gráficas uniaxiales compresivas tensión-deformación  $p_0$  vs  $a/r$ . Aunque los datos inmediatos de la máquina de indentación se refieren a cargas, utilizaremos siempre tensiones. La carga aplicada es dependiente del sustrato, del peso del pistón o del tamaño de la bola de indentación, mientras que las tensiones son datos de aplicación general.

Al aumentar la carga, la zona plástica se expande siempre inscrita bajo el perímetro elástico de contacto, hasta que se llega a un estado de total plasticidad. En esta región, el campo de tensiones Hertziano es significativamente modificado. Existen ciertos modelos analíticos, pero no resultan precisos por lo que se recurre a modelado numérico, como el de elementos finitos (FEM). Desde esta perspectiva las ecuaciones constitutivas que se incorporan al algoritmo son las siguientes:

$$\sigma = E\varepsilon \quad \text{para} \quad \sigma \leq Y \quad (\text{Ec. 3.6})$$

$$\sigma = Y + \alpha(\varepsilon E - Y) \quad \text{para} \quad \sigma \geq Y \quad (\text{Ec. 3.7})$$

Para la realización de la simulación se consideran dos etapas de carga:<sup>3</sup>

- Etapa de carga, definiendo una presión semi-elíptica inscrita en el círculo de contacto evaluado mediante inspección microscópica.
- Etapa de relajación, donde la presión es retirada con una consecuente recuperación elástica. El área de contacto no recuperará completamente su forma plana inicial.

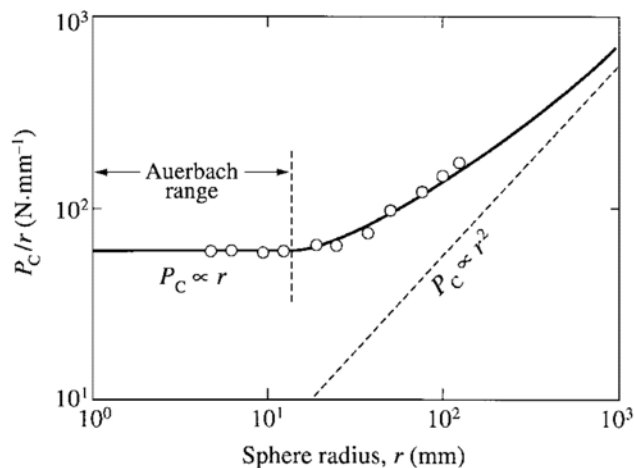


### 3.3 FRACTURA CÓNICA HERTZIANA

La formación de grietas como en sólidos altamente frágiles se inicia en la superficie y fuera de la zona de contacto, aunque muy cerca de esta última. Estas grietas tienen por origen la existencia de defectos superficiales que quedan sometidos a tensiones de tracción en la zona cercana a la de contacto. Al alcanzar una determinada carga crítica,  $\sigma_c = 1/2(1 - 2\nu) p_c$  una grieta se inicia y se propaga a través del defecto alrededor del contacto formando una fisura superficial tipo anillo. Una carga ligeramente mayor permite que este anillo inicial crezca ligeramente en profundidad hacia el interior del material en forma de cuello cilíndrico y de manera estable debido a una disminución de la tensión de tracción y al aumento de la tensión de cizalladura. Existe otra carga crítica a partir de la cual la grieta anillo se vuelve inestable y se propaga hacia el interior del material formando un cono, hecho que se conoce como grieta cono.

La mecánica de la creación de la grieta cono se remonta a 1891, cuando Auerbach postuló su ley empírica que relacionaba la carga crítica y el radio de la esfera de indentación,  $P_c \propto r$ . Se pueden distinguir dos regiones de comportamiento diferentes:

- la región de Auerbach, con  $P_c/r = \text{constante}$ , para radios pequeños
- una región asintótica, con  $P_c/r^2 = \text{constante}$ , para radios grandes



**Fig 3.3** Gráfico  $P_c/r$  para vidrio mostrando las dependencias de  $P_c$  respecto a  $r$

La tensión necesaria  $P_c$ , con un indentador suficientemente pequeño, para la generación de una grieta es superior al límite elástico a partir del cual un material frágil perfecto se fracturaría.





Las grietas aparecen a partir de defectos preexistentes en superficie. Este hecho llevó a ciertos autores a argumentar que cuanto menor era el radio del indentador, menor sería la probabilidad de encontrar un defecto suficientemente grande, por lo que la  $P_c$  aumentaría al disminuir el radio. Pero experimentos posteriores en superficies con defectos controlados demostraron la insensibilidad de  $P_c$  frente al tamaño de los defectos en la región de Auerbach.<sup>4</sup>

Un factor importante en la evolución de las grietas como es el tipo de ambiente donde se realizan los ensayos. Diversos experimentos demuestran el factor crítico que juega tanto la humedad como la temperatura en el crecimiento de la grieta.<sup>5,6,7</sup>

### 3.4 DAÑO CUASI-PLÁSTICO

La cuasi-plasticidad en el contacto Hertziano se activa para una tensión máxima de cizalladura,  $\tau_m \approx 0,47 p_y$  localizada a una profundidad igual a  $0,5a$ , siendo  $a$  el diámetro de contacto. Con  $\tau_{31} = Y/2$  siendo  $Y$  el límite elástico, obtenemos

$$Y = 2\tau_{31} = 0,94 p_y \quad (\text{Ec. 3.8})$$

La mejor manera de analizar el daño cuasi-plástico es a través de la observación subsuperficial del daño causado por el indentador. Esta técnica consiste en seccionar una probeta en dos sub-bloques previamente a la indentación. Posteriormente, utilizando un adhesivo para unir las dos partes se indentará a lo largo de la arista que une ambos bloques. A través del método de iluminación de Nomarski, analizaremos los dos sub-bloques observando la naturaleza del daño cuasi-plástico en el recubrimiento y en la intercara.

Analizando una secuencia con diferentes cargas crecientes se percibe la evolución de la cuasi-plasticidad desde el inicio hasta la plasticidad total. La microestructura del material juega un papel primordial en la competencia entre la aparición de grietas como y el daño cuasi-plástico. Una progresión frágil-dúctil se puede observar, por ejemplo, incrementando el tamaño de grano, o pasando de materiales más homogéneos a otros heterogéneos. La dureza decreciente produce el mismo tipo de resultados. Debido a estos parámetros, el comportamiento del material depende enormemente de las condiciones de procesado o el polvo de partida (en procesos pulvimetalúrgicos). El diseño adecuado del material puede ayudarnos a obtener una situación de compromiso entre ambos tipos de daño.

El daño subsuperficial observado en cerámicos tenaces es similar a la deformación plástica que sufren los metales, excepto por el hecho de que en este caso está mucho más concentrada justo por debajo de la zona de contacto. A un nivel microscópico el carácter de la cuasi-plasticidad es el de una red distribuida de microgrietas generadas bajo sollicitaciones locales de cizalladura, Ec. 3.5. Se dan en las interfases débiles alrededor de la fase cerámica y facilitan la maquinabilidad de los materiales.



La intensidad del daño se caracteriza mediante el parámetro  $NI^3$ , donde  $N$  representa la densidad en número y  $l$  el tamaño característico de las microgrietas (que dependiendo de la técnica específica de medición puede o no incluir fallos principales y microgrietas secundarias).<sup>1</sup>

Para cargas muy altas o gran número de ciclos, el daño en materiales heterogéneos, puede resultar tan intenso que las microgrietas adyacentes coalescen, conduciendo a una pérdida acusada de material dada su menor resistencia al desgaste.<sup>1</sup>

La tendencia a la cuasi-plasticidad en cerámicas tenaces puede estar acompañada de la inhibición de las grietas como, debido a microestructuras más gruesas que provocan la deflexión de la grieta a través de interfases más débiles, alejándolas de trayectorias tractivas y confinándolas en regiones compresivas bajo la zona de contacto.<sup>1</sup>



### 3.5 FATIGA POR CONTACTO

Los componentes sometidos a fatiga pueden sufrir daños muy importantes, especialmente aquellos materiales que presenta curvas de tipo R <sup>a</sup>, comprometiendo su vida útil debido a posibles roturas catastróficas.

La fatiga por contacto provoca la extensión de las grietas como en materiales frágiles. Asimismo en los tenaces potencia la acumulación de daño de las intercaras de deslizamiento de la red de microfisuras y la consecuente coalescencia de estos, con una ulterior pérdida de material, debido a la susceptibilidad de estas microestructuras al desgaste. Estos efectos de fatiga son mucho más acusados en ambientes húmedos.

El modelado de la fatiga por contacto está en sus inicios actualmente. En cerámicos frágiles, donde el efecto de la fatiga es esencialmente químico, un análisis básico del problema requiere la incorporación de un parámetro de velocidad de crecimiento de grieta adecuado. En el caso de cerámicos cuasi-plásticos, los procesos mecánicos son dominantes en fatiga. El daño se acumula por desgaste de las intercaras en contacto de las microfisuras en la zona cuasi-plástica. Este desgaste se manifiesta como una reducción progresiva de la fricción a medida que aumenta el número de ciclos.

Los cerámicos tenaces son más susceptibles a fatiga que los frágiles.<sup>1</sup> La dificultad de detección de la grieta en las fases iniciales supone un *handicap* en la utilización de estos materiales.

---

<sup>a</sup> Comportamiento de curva tipo R se refiere a la respuesta mecánica exhibida por materiales que presentan un aumento de la resistencia al crecimiento de fisuras a medida que estas se extienden.



### 3.6 COMPORTAMIENTO DE RECUBRIMIENTOS DUROS BAJO SOLICITACIONES DE CONTACTO

Los recubrimientos duros resistentes al desgaste protegen herramientas de trabajo sometidas a condiciones severas de fallos provocados por corrosión y desgaste. En general, mejoran la vida en servicio de la herramienta.

La deposición de capas cerámicas se puede realizar siguiendo diversas técnicas, destacando para el caso de materiales de herramientas las referidas como "del tipo físico a partir de fase vapor" (PVD) y las "del tipo químico a partir de fase vapor" (CVD). En este estudio los recubrimientos cerámicos se han depositado siguiendo una ruta PVD.

La morfología de las capas depositadas depende de los siguientes factores: la presión del gas, la polarización y la relación de temperaturas del recubrimiento-sustrato. Es muy importante controlar la temperatura de deposición para optimizar las propiedades del recubrimiento y no afectar a las del sustrato. Temperaturas bajas dan como resultado un crecimiento columnar del recubrimiento, lo que le proporciona mayor elasticidad. Por otro lado, estas estructuras columnares son más apropiadas para aplicaciones bajo cargas/tensiones dinámicas compresivas.<sup>8</sup>

Para recubrimientos finos, la mayor parte del impacto se transmite desde el recubrimiento al sustrato, donde crece la mayor parte de la tensión de cizalladura. Por otro lado, su bajo espesor es la razón de su baja contribución a la rigidez del sistema.

La causa principal de la degradación de los recubrimientos es el bajo límite elástico del sustrato que permite una deformación plástica bajo el indentador, lo que el recubrimiento normalmente frágil no puede seguir. En los ensayos de impacto el recubrimiento bajo el indentador es deformado plásticamente, por lo que se empiezan a producir microgrietas para reducir su estado tensional. El desgaste en las microgrietas aumenta con el número de impactos, hasta que se produce la delaminación o las grietas anillo.<sup>9</sup>

La adherencia del recubrimiento es un factor determinante en el comportamiento del mismo. Desde este punto de vista, capas intermedias adecuadas entre el recubrimiento exterior y el sustrato sirven para reducir las discontinuidades de tensiones entre ambos, además de mejorar la adhesión con la capa externa. Otra estrategia a seguir es la de nitrurar sustratos, particularmente aceros, que van a ser recubiertos con TiN o TiCN. Para comprobar la adherencia de los recubrimientos depositados se suele recurrir a ensayos como el de rayado. Se puede tomar la siguiente relación como referencia: mayores cargas críticas en ensayos de rayado significan mejores resultados del sistema a fatiga.<sup>8</sup>



### 3.6.1 FATIGA POR CONTACTO EN SISTEMAS SUSTRATO-RECUBRIMIENTO

La literatura existente acerca de fatiga por contacto sobre sistemas sustrato-recubrimiento no es muy abundante. Se limita a contados estudios centrados sobre recubrimientos base Ti (TiN, TiCN, Ti-DLC...) depositados sobre aceros de herramientas.

La investigación llevada a cabo por R. Bantle y A. Matthews<sup>9</sup> en 1995 proponía un modelo que definía los diferentes modos de daño observados en el recubrimiento (que serán expuestos posteriormente). Asimismo, explicaba la causa del fallo del recubrimiento y demostraba el incremento del daño por fractura/cuasi-plástico y del desgaste al aumentar la carga aplicada y/o el número de ciclos.

Posteriormente E. Lugscheider et al<sup>8</sup> relacionaron la evolución del daño con la adherencia del recubrimiento al sustrato y con la microestructura de la película depositada. Sin embargo, en este estudio se definía el daño exclusivamente como la delaminación del recubrimiento.

K.D. Bouzakis et al<sup>3</sup> et al introdujeron el uso del modelado por elementos finitos en el estudio de la fatiga por contacto, lo que permitía la determinación de los campos tensionales presentes en los sistemas y de las curvas S-N de manera directa.

Más recientemente M. Stoiber et al<sup>10</sup> utilizando también como recurso el modelado por elementos finitos analizaron la criticidad de los campos tensionales en el daño observado en las probetas. Asimismo, caracterizaron el papel de la adhesión en la fatiga por contacto. En este contexto, incidieron en la importancia de los parámetros de deposición estableciendo estrategias para la optimización de la adhesión de los recubrimientos.

En la presente investigación se utilizarán sustratos y recubrimientos ya caracterizados como aceros de herramientas y TiN respectivamente. Además se extenderá el estudio a un metal duro en el caso del sustrato y a WC/C para el recubrimiento. Se identificarán los modos de daño y se estudiará su evolución con cargas y/o número de ciclos creciente.

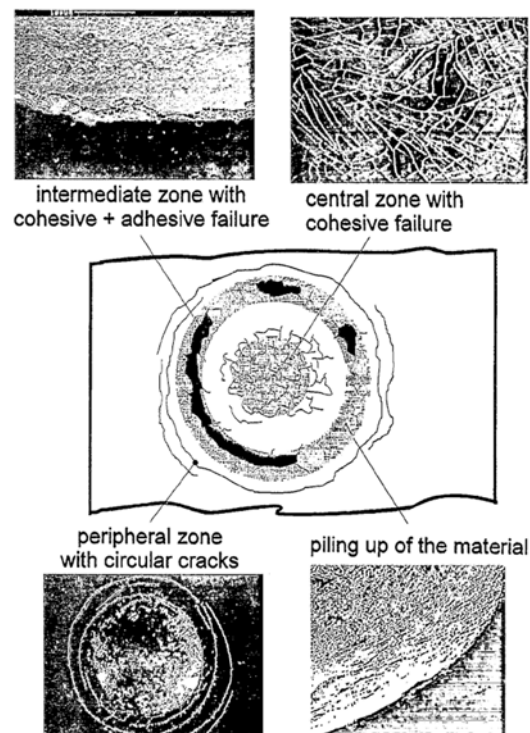
Se ampliará el estudio estableciendo las cargas críticas de daño bajo contacto monotónico y cíclico. Estos valores nos permitirán determinar un parámetro como la sensibilidad a fatiga, clave en la explicación del comportamiento de cada uno de los sistemas estudiados. Por otro lado, la observación subsuperficial permitirá la caracterización del daño en profundidad y el análisis del papel que juegan sustrato, recubrimiento y sus respectivas microestructuras.



### 3.6.2 MODOS DE DAÑO EN RECUBRIMIENTOS CERÁMICOS

Se pueden distinguir tres zonas de daño en un recubrimiento de escala micrométrica: <sup>9</sup>

- una zona central que presenta de tipo cohesivo, el cual supondrá mayor daño por fatiga. Tras un cierto número de impactos, fallos cohesivos se suelen apreciar en todos los recubrimientos.
- una zona intermedia correspondiente a la cara interior del borde formado alrededor de las huellas de indentación que presenta fallo de tipo cohesivo-adhesivo. Este tipo de fallo se produce en el recubrimiento debido a la acumulación de tensiones de cizalladura que crecen en el sustrato bajo la bola en el proceso de indentación.
- una zona periférica con grietas anillo. Estas grietas anillo pueden propagarse en el sustrato formando grietas cono.

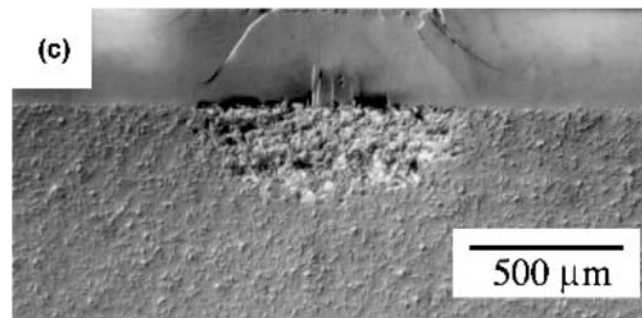


**Fig 3.4** Degradación bajo indentación por contacto mostrando diferentes modos de fallo.



Para un mayor número de ciclos el número de grietas en el recubrimiento crece así como el también desgaste en cada una de ellas, antes que todo el conjunto comience a delaminarse.

En recubrimientos gruesos, con espesores muy por encima de  $1\mu\text{m}$ , bajo la acción de indentadores de escala milimétrica, se observan daño por grieta anillo-cono o cuasi-plástico en la cara superior y grietas radiales en la cara inferior. En el sustrato el daño es cuasi-plástico. Las grietas radiales se inician a cargas relativamente bajas y son muy difíciles de detectar en materiales opacos.



**Fig 3.5** Sistema Vidrio/C-MGC,  $r=3,18\text{mm}$  y  $P=350\text{N}$  <sup>11</sup>; Se observa daño por grieta como en la cara superior del recubrimiento y grieta radial en la cara inferior. En el sustrato se aprecia daño cuasi-plástico.

En recubrimientos muy finos, con espesores muy por debajo de  $1\mu\text{m}$ , el fallo se debe a grietas transversales bajo la acción del indentador.

Podemos definir dos criterios de fallo:

- El fallo del recubrimiento se designa como la repentina o gradual pérdida del mismo o delaminación, con la consecuente exposición del sustrato.
- El fallo del recubrimiento se designa como la iniciación de una grieta.

Para ambos casos se puede denominar *carga crítica monótonica* a aquella para la que no se observa fallo, bajo sollicitaciones monótonicas de aplicación de carga.

Se denomina *la carga crítica a fatiga* a aquella para la que tras  $10^6$  ciclos el recubrimiento no falla.



### 3.6.3 MODELO ANALÍTICO DEL DAÑO EN SISTEMAS MULTICAPAS

Del modelado analítico de grietas cono y cuasi-plasticidad en sistemas volumétricos<sup>12</sup> obtenemos las siguientes expresiones que nos indican las cargas críticas para ambos modos de daño en función de parámetros como modulo de Young,  $E$ , tenacidad,  $T$ , o dureza,  $H$ .

Cuasi-plasticidad  $P_y = A(T^2/E) r$  (Ec. 3.9)

Grieta cono  $P_c = DH(H/E)^2 r^2$  (Ec. 3.10)

siendo  $A$  y  $D$  coeficientes adimensionales calibrados para materiales y ensayos bien documentados.

Para  $P > P_c$ , las grietas cono se propagan según la relación de Roesler  $\propto P^{2/3}/T$ , independiente de  $r$ .

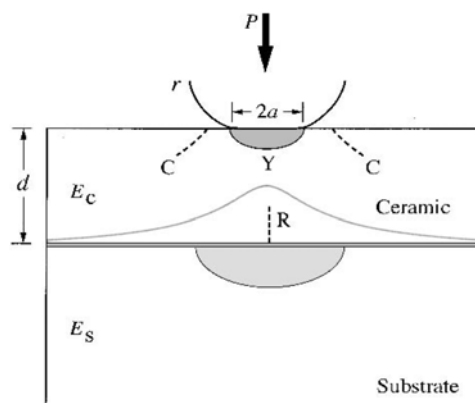
Si observamos la dependencia de  $r$  en las expresiones 3.9 y 3.10, se deduce la necesidad de evitar contactos con indentadores “afilados” para minimizar el daño.

Con el cociente  $P_y / P_c$  obtenemos un índice de fragilidad para cualquier indentador de radio  $r$ .

Partiremos de estas expresiones para evaluar las cargas críticas en sistemas multicapas.

#### 3.6.3.1 Sistemas bicapa

Consideramos un sistema bicapa con un recubrimiento cerámico de grosor  $d$  depositado sobre un sustrato. Las tensiones Hertzianas descritas previamente se pueden aplicar a estos sistemas. Pero se debe tener también en cuenta que la deformación del sustrato puede inducir flexión en el recubrimiento.



**Fig 3.6** Indentación sobre un sistema bicapa con recubrimiento de grosor  $d$ . Grietas cono,  $C$ , y cuasi-plasticidad,  $Y$ , pueden darse como en el caso de piezas en volumen. Grietas radiales,  $R$ , se generan en la superficie inferior.

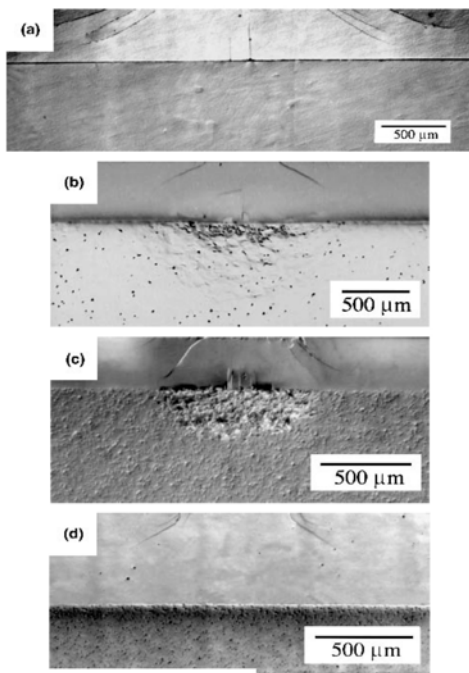




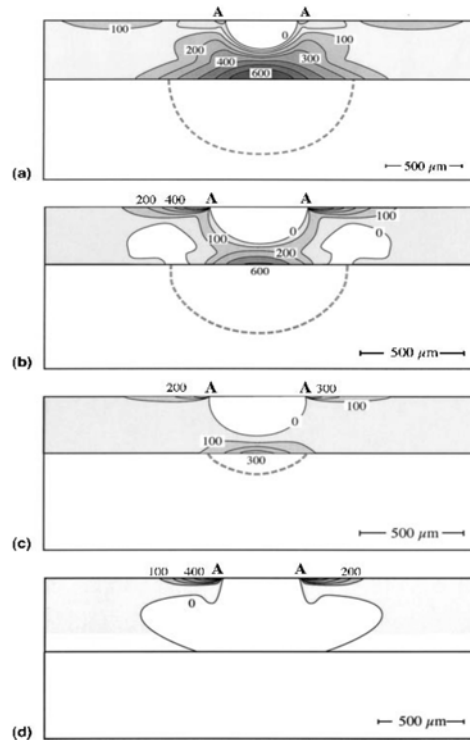
Las tensiones de flexión se convierten en dominantes cuando el recubrimiento es fino (pero no tanto que  $d \ll a$ , donde las tensiones Hertzianas son las que condicionan el comportamiento). Otra posible consecuencia de la flexión es la generación de grietas radiales en la superficie inferior del recubrimiento con una distribución de tensiones tractivas en forma de campana de gauss.

En ensayos bien documentados <sup>11</sup> observamos:

- para sustratos con bajo modulo de elasticidad, la flexión asociada al recubrimiento (que sigue la deformación del sustrato) induce altas tensiones tractivas lo que conlleva la generación de grietas radiales en la cara inferior del recubrimiento. Este hecho maximiza a su vez las tensiones tractivas en la cara superior y con ellas el diámetro de las grietas anillo.
- para sustratos más rígidos pero menos duros que el recubrimiento se da la misma situación aunque más atenuada.
- en sistemas con sustratos y recubrimientos con módulos de elasticidad similares, pero siendo más duros los primeros, se enfatiza el papel de la cuasi-plasticidad en la formación de grietas radiales.
- para sustratos mas duros y rígidos que el recubrimiento, se suprimen tensiones tractivas en superficie, y por ello se evitan grietas de todo tipo, aumentando las prestaciones de dichos sistemas.



**Fig 3.7** Daño en sección sistemas bicapa <sup>12</sup>  
 a) F-MGC/matriz polimérica  
 b) Porcelana-Aleación de platino  
 c) Vidrio/C-MGC  
 d) Porcelana-Alumina infiltrada en vidrio



**Fig 3.8** Tensiones tractivas generadas por FEM en los sistemas de la fig. 3.8. La zona deformada en el sustrato se representa mediante líneas de trazos. Las tensiones están expresadas en MPa. <sup>12</sup>



*Mecánica de la fractura. Sustrato elástico*

Suponiendo la deformación del sustrato totalmente elástica, todo el daño por contacto se produce en el recubrimiento. Para recubrimientos gruesos, se pueden aplicar las expresiones 3.9 y 3.10 relativamente independientes de  $r$ .

Para recubrimientos finos (pero no tanto que  $d \ll a$ , donde las tensiones Hertzianas son las que condicionan el comportamiento) las tensiones de flexión son dominantes y se producen grietas radiales en la superficie inferior del recubrimiento. La mayor tensión de tracción se produce en el centro de la de la circunferencia de indentación (cara inferior del recubrimiento).

Se puede expresar la carga crítica de aparición de grietas radiales en función de la tensión de rotura a flexión como:

$$P_c = B \cdot \sigma_c \cdot d^2 / \log(C E_c / E_s) \quad (\text{Ec. 3.11})$$

Siendo  $B$  y  $C$  constantes adimensionales. Esta tensión crítica es independiente de  $r$  y fuertemente dependiente de  $\sigma_c$  y  $E_c/E_s$ . Cuanto menor sea  $d$ , la posibilidad de encontrar defectos en el recubrimiento será inferior y más difícil la generación de grietas.

*Mecánica de la fractura. Sustrato plástico.*

Este es el caso de metales o cerámicos tenaces. El contacto genera plasticidad o cuasi-plasticidad en las regiones superiores del sustrato, induciendo flexión local del recubrimiento sobre la zona deformada. La flexión facilita la generación de grietas en el recubrimiento.

La deformación del sustrato es el precursor de estas grietas, siendo  $P_y$  (para  $a \ll d$ ) el parámetro que controla el inicio de la grieta, siendo además  $P_y < P_c$ .

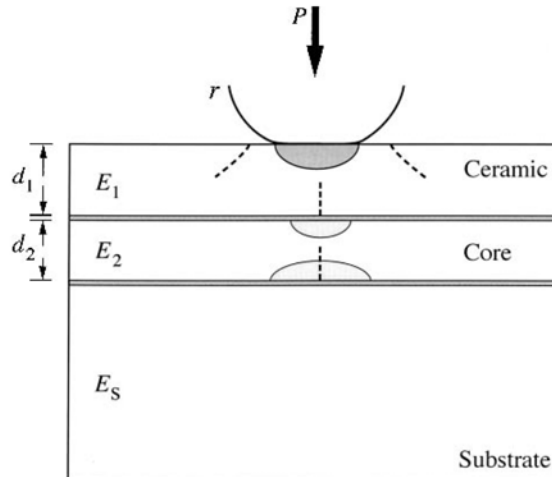
$$P_y = G \cdot H_s \cdot d^2 \quad \text{siendo } G = \alpha + \beta (E_c / E_s) \quad (\text{Ec. 3.12})$$

El requisito principal para incrementar la carga crítica es maximizar  $H_s$  y  $E_c/E_s$ . Por otro lado, aunque las grietas como inicien antes en sustratos más blandos, estos frenan mucho mejor el avance de la grieta. Todo depende del criterio a seguir.



### 3.6.3.2 Sistemas tricapa

Consideramos un sistema con un recubrimiento bicapa de espesor  $d = d_1 + d_2$  sobre un sustrato. La primera capa del recubrimiento se suele utilizar para dar forma o función al componente y la interna actúa como soporte.



**Fig 3.9** Esquema funcional sistema tricapa. Recubrimiento de espesor  $d = d_1 + d_2$

La capa exterior cerámica es susceptible de daño cuasi-plástico, grietas cono y radiales. La capa soporte intermedia puede presentar daño cuasi-plástico y grietas radiales en su cara inferior. En cambio el sustrato no presenta ningún modo de fallo.

#### *Capas soporte cerámicas*

Las tensiones en la capa soporte son mucho mayores que en el recubrimiento exterior. Incluso se podrían evitar en la capa más externa eliminando el adhesivo entre ambas. El daño se confina en la capa intermedia, ilustrando la capacidad de contención de estos sistemas.

La carga crítica disminuye cuanto mayor es  $d_1$  y crece para valores más altos de  $d_2$ .

#### *Capas soporte metálicas*

Una manera de evitar fracturas de tipo grieta cono en la capa soporte es reemplazar cerámicos por metales. Estos se deformarán plásticamente bajo la acción del indentador, lo que provocará flexión en la película exterior cerámica (si existe una capa blanda entre ambas la flexión se potenciará).



Por ello las grietas como se producirán en el recubrimiento exterior, quedando el soporte libre de daño. Los sistemas con capas soporte metálicas poseen una durabilidad superior, pero son más susceptibles a fatiga.

*Consideraciones de diseño*

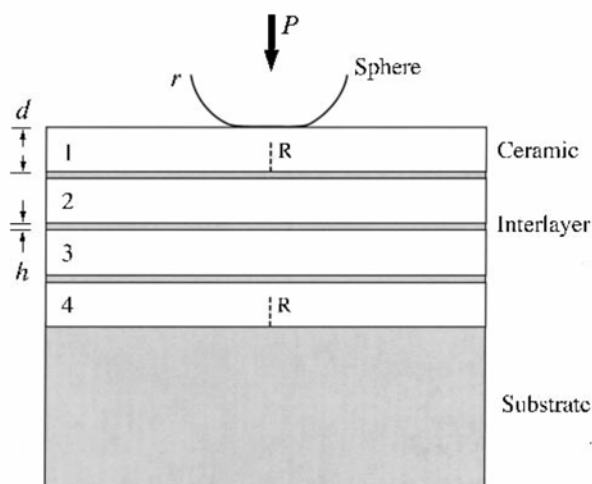
La elección de los materiales que componen estos sistemas es clave para evitar daño en forma de grietas como. Alta resistencia mecánica en cerámicos y elevada dureza en metales son requisitos requeridos para tal efecto. La desigualdad entre los módulos elásticos de la doble capa del recubrimiento es también muy importante para potenciar la absorción e individualización del daño en cada una.

**3.6.3.3 Sistemas multicapa**

Los sistemas multicapa son aun más complejos. Se componen de capas frágiles ligadas con películas blandas y permiten gran absorción de energía, restringiendo las grietas a capas individuales y distribuyendo el daño a través del sistema.

Presentan alta resistencia al desgaste y gran tenacidad con baja susceptibilidad a degradación por acumulación de daño. La diferencia entre los módulos elásticos de cada capa provoca una repartición de la energía absorbida.

Sin embargo aunque las grietas se confinan en estas capas exteriores, la flexión que se produce entre ellas potencia con mucha facilidad la aparición de otras nuevas en capas subsiguientes.



**Fig 3.10** Esquema funcional sistema multicapa





## 4 MATERIALES DE HERRAMIENTAS

En la presente investigación se ha utilizado un carburo cementado de grano fino (de calidad referida como GD13) y un acero rápido pulvimetalúrgico (de calidad referida como S390), ambos recubiertos mediante PVD con una película fina de aproximadamente  $3\mu\text{m}$  de espesor de WC/C, capa con referencia industrial Balinit® C.

A continuación se describen de manera genérica cada uno de estos materiales, sus propiedades y el proceso de obtención asociado, de manera que sirvan como referencia en la discusión de los resultados obtenidos tras los ensayos realizados.



#### 4.1 SUSTRATO: ACEROS RÁPIDOS Y CARBUROS CEMENTADOS

Los materiales de herramientas utilizados actualmente son aceros rápidos, carburos cementados, cermets, cerámicos, nitruros de boro cúbicos policristalinos (CBN) y diamantes policristalinos. Esta gama de materiales varía enormemente en propiedades como resistencia al desgaste y tenacidad.

Para operaciones de mecanizado debemos tener en cuenta dos factores principales:

- *velocidad de corte*, que requiere mayor resistencia al desgaste
- *avance*, que requiere herramientas con mayor tenacidad.

Para operaciones de conformación en frío el requerimiento principal de la herramienta es su tenacidad.

Propiedad	Metales duros	Aceros rápidos	Cermets	Óxidos cerámicos
Densidad [g.cm <sup>3</sup> ]	10,0-15,0	8,0-9,0	5,5-8,5	3,9-4,5
Dureza Vickers [HV30]	800-2100	700-900	1300-1900	1450-2100
Resistencia a la rotura transversal [MPa]	1300-4300	2500-4000	1300-2700	400-1200
Resistencia a la compresión [MPa]	3000-7500	2800-3800	3800-6200	3500-5500
Módulo de elasticidad [GPa]	500-700	260-300	400-500	300-450
Tenacidad de fractura [MPa.m <sup>1/2</sup> ]	6-24	12-27	5-12	4-12
Coef. de expansión térmica [10 <sup>-6</sup> .K <sup>-1</sup> ]	4,9-7,5	9-12	8,0-9,5	5,5-8,0
Conductividad térmica [W.K <sup>-1</sup> .m <sup>-1</sup> ]	30-110	15-48	9-18	10-38

**Tabla 4.1** Rangos de valores de algunas de las principales propiedades de varias familias de materiales duros



### 4.1.1 ACEROS RÁPIDOS

Hacia 1865, Robert Mushet añadió manganeso al proceso de conversión del arrabio en acero, obteniendo un nuevo tipo de acero más resistente y manejable, con capacidad para soportar altas temperaturas y con una dureza que le hacía apto para el corte de metales, incluido el hierro. La gran novedad del acero rápido fue su capacidad para mantener la dureza hasta los 650°C. Con este nuevo acero, perfeccionado después con la presencia de otros componentes, como el wolframio o el molibdeno, se consiguió un aumento espectacular en las velocidades de corte. A partir de 1906 se aportó también vanadio y mucho más tarde (1930), cobalto (acero súper-rápido). Con las herramientas fabricadas con el nuevo material, se consiguió mejorar la velocidad de corte, aumentar la capacidad de arranque de viruta y prolongar significativamente la vida útil de la herramienta.

Los aceros rápidos son los más tenaces entre los materiales de herramientas utilizados actualmente. Sin embargo su relativamente baja resistencia al desgaste frente a materiales cerámicos o a carburos cementados, limita su utilización a operaciones de mecanizado de baja velocidad.

Los aceros rápidos se pueden clasificar en dos grupos según la aplicación comercial de la aleación:

- Aceros rápidos estándar: para aplicaciones de corte bajo condiciones de suaves a severas
- Aceros intermedios: para aplicaciones más limitadas de corte, bajo condiciones suaves a moderadas.

En la tabla 4.2 están resumidos los contenidos mínimos, según la norma ASTM, que debe cumplir un acero para estar considerado como acero rápido.

Porcentajes mínimos en elementos de aleación	Estándar	Intermedio
Carbono (C)	0,65	0,70
Cromo (Cr)	3,50	3,25
Vanadio (V)	0,80	0,80
Wolframio (W) + 2 % Molibdeno (Mo)	11,75	6,50

**Tabla 4.2 .** Requerimientos ASTM para aceros rápidos.





Los aceros rápidos se pueden fabricar de dos maneras distintas: por método convencional en lingote o mediante pulvimetalurgia.

Durante la elaboración de aceros en lingotes no se puede evitar la aparición de segregaciones. Tampoco se puede evitar el crecimiento dendrítico de los granos, hecho que da lugar a una microestructura gruesa y no uniforme. Esto disminuye las propiedades transversales del acero y aparecen problemas con el control de grano y uniformidad de dureza en toda la pieza. La ruta pulvimetalúrgica permite resolver estos problemas y obtener una microestructura uniforme.

Una vez procesado el acero rápido se suelen realizar otros tratamientos para aumentar la vida en servicio de la pieza. Con este propósito, los tratamientos de acabado superficial (nitruración, deposición de recubrimientos) por PVD y CVD, y oxidación de la superficie son ampliamente utilizados. En el caso de la oxidación, la gran dureza y porosidad de la capa de óxido permiten retener lubricante y mantenerlo en la superficie. El efecto inducido es la disminución del coeficiente de fricción y, por lo tanto, el aumento de la vida de la pieza.

#### **4.1.1.1 Aceros rápidos pulvimetalúrgicos**

Los aceros rápidos pulvimetalúrgicos poseen una alta dureza a temperatura ambiente pero también a elevadas temperaturas cuando se exponen al calor provocado por la fricción pieza-herramienta en el mecanizado. La resistencia al desgaste es óptima.

Las prestaciones de estos materiales están fuertemente condicionadas por los elementos aleantes y el tratamiento térmico. Los principales aleantes de los aceros rápidos son el carbono, wolframio, molibdeno, vanadio, cobalto y cromo. Un 4% de cromo es usual, que aporta la dureza necesaria en piezas de gran sección durante los tratamientos térmicos, mediante la formación de carburos.

El carbono es necesario para una respuesta adecuada al tratamiento térmico; además se combina con el resto de aleantes para formar carburos primarios.

El wolframio y el molibdeno son aleantes esenciales para desarrollar resistencia al desgaste y permitir altas velocidades en operaciones de corte. Ambos elementos forman carburos primarios  $M_6C$ , que se disuelven parcialmente durante la austenización para precipitar posteriormente en el temple. Con altas concentraciones de molibdeno (en torno al 10%), se forman también carburos de tipo  $M_2C$ . El efecto combinado del molibdeno y el wolframio se parametriza a través del "wolframio equivalente" con un valor igual al contenido de  $W+2Mo$ .

El vanadio también contribuye al endurecimiento secundario, pero su función principal es la de formar carburos del tipo  $MC$  que proporcionan resistencia al desgaste del acero.



El cobalto no forma carburos sino que se encuentra en la microestructura en solución sólida. Incrementa la dureza en caliente y la resistencia al temple de la matriz metálica, con composiciones del 5 al 8%.

La obtención de estos aceros por pulvimetalurgia mejora la tenacidad de los mismos, que pueden ser optimizados incrementando la cantidad de vanadio en la aleación. Se consiguen durezas en torno a 66HRC con excelentes valores de dureza en caliente.

Nominal compositions of PM high-speed steels

Tradename(s)	Designation				Composition, wt%						Hardness, HRC
	AISI	UNS	JIS	Werk. No.	C	W	Mo	V	Co	W <sub>eq</sub>	
<b>Wear-resistant high-speed steels containing 3 to 4% V</b>											
SP23, APM 23, CPM M3, Micromelt M3, FAX 31, DEX 20, KHA 32	M3	T11323	SKH53	1.3344	1.3	6.25	5	3	...	16.25	65-67
PM M4, Micromelt M4, Isomatrix S690, HAP M4	M4	T11304	SKH54	...	1.4	5.75	5	4	...	15.75	65-67
<b>Heat-resistant and super-high-speed steels containing 5 to 12% Co and 2 to 6.5% V</b>											
PM M35	M35	...	SKH 55	1.3243	1	6	5	2	5	16	65-67
PM Rex 54	...	...	...	...	1.5	5.75	5	4	5	15.75	66-68
SP30, APM30, CPM Rex 45, Micromelt HS 30, Isomatrix S790, FAX 38, DEX 40, HAP 40, KHA 30	...	...	...	...	1.3	6.25	5	3	8	16.25	66-68
PM T15, Micromelt T15, FAX 55, DEX 61, HAPT15, KHA 50	T15	T12015	SKH10	1.3202	1.6	12	...	5	5	12	66-68
PM Rex 76, Micromelt HS 76	M48	T11348	...	...	1.5	10	5.25	3	8.5	20.5	67-69
AP 50, DEX 62	...	...	...	...	1.5	8	6	4	8	20	67-69
Isomatrix S390	...	...	...	...	1.6	11	2	5	8	15	66-68
SP60, APM60, KHA 60	...	...	...	1.3241	2.3	6.5	7	6.5	10.5	20.5	67-69
EX 80	...	...	...	...	2.1	14	6	5.5	12	26	68-70
AP 70	...	...	...	...	2.2	12	9	5	12	30	69-71
<b>Cobalt-free super-high-speed steels</b>											
PM Rex 20	M62	T11362	...	...	1.3	6.25	10.5	2	...	27.25	66-68
PM Rex 25	M61	T11361	...	...	1.8	12.5	6.5	5	...	25.5	67-69

ote: All of the PM high-speed steels contain about 4% Cr for hardenability in large sections. Silicon, manganese, and sulfur contents are typically 0.50%, 0.30%, and 0.03% maximum, respectively. For select applications requiring improved machinability, sulfur contents are increased to 0.10 or 0.22% with corresponding increases in the manganese contents.

**Tabla 4.3** Composiciones nominales y dureza de los principales aceros rápidos pulvimetalúrgicos comerciales

La resistencia al desgaste de una herramienta en acero rápido depende del tratamiento térmico y del tipo de carburos primarios presentes en la microestructura. Para un tratamiento térmico dado y una cantidad determinada de carburos primarios en fracción de volumen, se mejorará la resistencia al desgaste de los aceros aumentando la cantidad de Vanadio introducida. Por otro lado también aumentará cuanto mayor sea la cantidad de aleantes presentes en el acero.

La dureza en caliente depende de la dureza inicial del material y de la resistencia al ablandecimiento al aumentar la temperatura de trabajo o del temple. Materiales con valores más altos de dureza inicial presentan mejor comportamiento de dureza en caliente. Esta última aumentará cuanto mayor sea el grado de aleación en el acero. Sin embargo mejorar la dureza en caliente del material o su resistencia al desgaste supone una disminución de su tenacidad.

Otra consideración a tener en cuenta en la elección de un acero rápido para una herramienta de mecanizado es si esta va a ser recubierta o no. Problemas de ablandecimiento local o soldadura con la pieza pueden ser evitados mediante la aplicación de un recubrimiento.



El usuario final puede valorar el hecho de utilizar un acero de menores prestaciones y más barato, aunque con excelentes propiedades de resistencia y desgaste, aplicando sobre la herramienta un recubrimiento. Sin embargo si los requerimientos de uso se basan en la dureza en caliente y una muy alta resistencia al desgaste, el criterio a seguir aunque la pieza sea recubierta, serán los mismos que para un acero sin recubrir, es decir, alto grado de aleación y de contenido en vanadio.

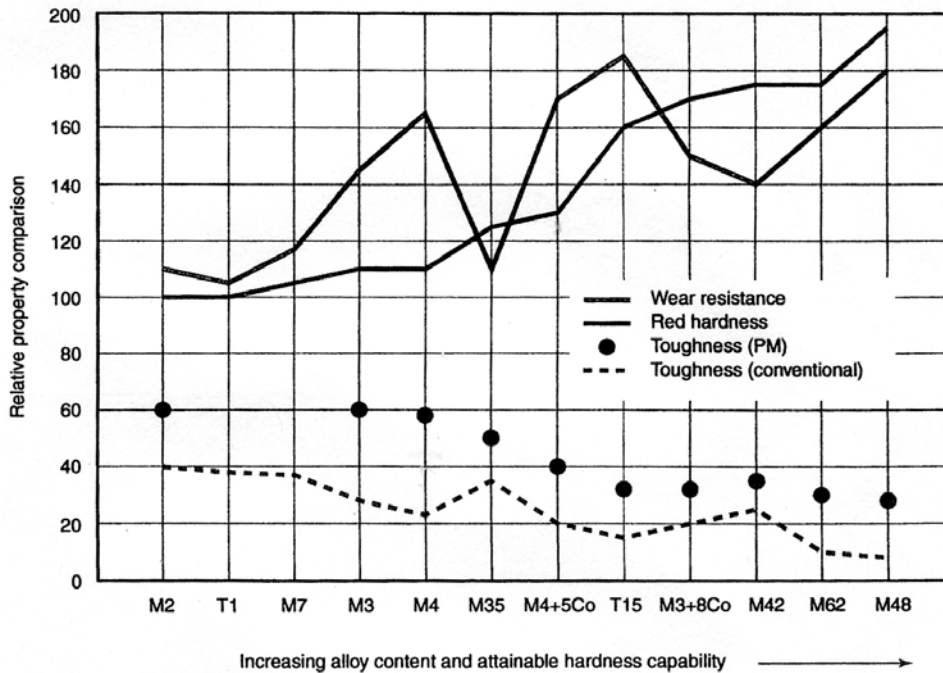


Fig 4.1 Variación de las propiedades con la aleación de los principales aceros rápidos pulvimetalúrgicos

Los tratamientos térmicos usuales para aceros rápidos comprenden los siguientes pasos:

- precalentamiento a 790-845°C;
- austenización a altas temperaturas para la disolución de la cantidad suficiente de carburos para conseguir una respuesta óptima al temple;
- enfriamiento a velocidades suficientes para prevenir la reprecipitación de los carburos disueltos, pero de manera uniforme para evitar distorsiones acusadas en la microestructura y posibles grietas;
- temple a un mínimo de 540°C para evitar austenita retenida.



Antiguamente se utilizaban baños de sales o de aceite en los tratamientos térmicos, pero actualmente por razones medioambientales, se opta por un temple por gas en vacío, empleando una combinación de alta presión y grandes flujos para obtener las velocidades de enfriamiento deseadas.

Para aplicaciones de herramientas de mecanizado, donde la dureza requerida es máxima, la temperatura de austenización es de alrededor de 1200°C para optimizar la respuesta del material al temple a unos 540°C. Las durezas obtenidas según la aleación oscilan entre los 63 y 67HRC.

Para aplicaciones de mecanizado donde la tenacidad sea un factor clave y una dureza inferior sea aceptable, la temperatura de austenización es inferior, en un rango de 1175-1190°C, disolviendo un menor número de carburos en solución sólida y manteniendo un tamaño de grano austenítico más fino, mejorando la tenacidad.

En operaciones de embutición en frío, la dureza requerida no supera los 62HRC. La temperatura de austenización será de entre 1120-1150°C y se realizarán múltiples temple y revenidos a unos 550°C, maximizando la tenacidad.

### *Aplicaciones*

Los aceros rápidos pulvimetalúrgicos se utilizan en una amplia gama de aplicaciones. Se pueden clasificar de la siguiente manera:

- Corte de alta velocidad y mecanizado
- Conformado en frío
- Procesado y moldeo de plásticos
- Conformado en caliente e inyección
- Componentes de precisión de altas prestaciones (no herramientas)

La selección de un acero rápido en particular para una aplicación dada depende de diversos factores: la vida esperada, las condiciones de trabajo, la compatibilidad con operaciones de recubrimiento, la disponibilidad y/o el coste del material.



## 4.1.2 CARBUROS CEMENTADOS

Los carburos cementados pertenecen a una clase de materiales duros, resistentes al desgaste y refractarios en los cuales las partículas duras de carburos están cementadas por un ligante metálico tenaz. Una gran parte de los carburos cementados están constituidos por carburo de wolframio. La parte cerámica también puede contener carburos de titanio (TiC), tántalo (TaC) o niobio (NbC). La fase metálica se compone habitualmente de cobalto o níquel.

El primer carburo cementado producido fue el de WC (carburo de wolframio) con cobalto como ligante. Aunque el término *Carburo Cementado* es muy utilizado en los EE.UU. estos materiales se conocen internacionalmente y a nivel industrial como *Metales Duros*. En el caso de las herramientas de corte, éste es el término más utilizado.

A principios de siglo se descubrió que la capacidad de mecanizado de los aceros rápidos se debía a la presencia de partículas de carburo, sobretodo de carburo de wolframio. A partir de este momento se empezaron a crear herramientas íntegras de carburo de wolframio, aunque con poca aplicación industrial, ya que se requerían temperaturas de sinterización de más de 2000°C. En la década de los 20, Karl Schröter resolvió este problema añadiendo a las partículas de carburo de wolframio una fase metálica (acero o cobalto), de modo que el compuesto podía ser sinterizado a temperaturas entorno a los 1500°C. Este proceso alternativo de sinterización dio lugar a un material con menor porosidad, y considerable dureza.

A partir de los carburos cementados han sido muchas las variantes producidas con el objetivo de crear materiales con las propiedades óptimas para cada aplicación. Basándose siempre en la combinación heterogénea metal-cerámico se clasifican este tipo de materiales con el nombre de Cermets.

### 4.1.2.1 Microestructura de los carburos cementados

Los carburos cementados están constituidos por varias fases:

- Fase  $\alpha$  (cerámica): carburo de wolframio (WC)
- Fase  $\beta$  (metálica): ligante metálico (Co, Fe, Ni...)
- Fase  $\gamma$ : otras fases de carburos combinados (TiC, TaC, NbC...)
- Otras fases ( $\eta$ ,  $\chi$ ,  $\kappa$ ,  $\nu$ ): compuestos o fases nocivas



### *Fase $\alpha$ (cerámica)*

El carburo de wolframio constituye la fase mayoritaria con un tamaño de grano que puede variar entre 1 y 10  $\mu\text{m}$ . Hoy en día se desarrollan un número importante de trabajos con carburos de tamaño ultra fino. Así se habla de rango submicrométrico (de 0,5 hasta 1  $\mu\text{m}$ ) y de rango nanométrico (menores a 0,5  $\mu\text{m}$ ).

En la literatura existen 3 tipos de carburos establecidos:  $\text{W}_2\text{C}$ , WC y  $\alpha\text{-WC}_{1-x}$ . El carburo WC, que es el más abundante, presenta una estructura hexagonal con un apilamiento simple de tipo ABA. Los valores de los parámetros  $a$  y  $c$  son, respectivamente, 0,2906 y 0,2837 nm.

En los metales duros con alto contenido de carburos WC, se considera que los carburos forman un esqueleto continuo que soporta las cargas a las que se somete el material. Este hecho proporciona un material más rígido y duro que en el caso de tener un esqueleto formado por fase metálica.

### *Fase $\beta$ (metálica)*

El ligante es el que aporta tenacidad al compuesto. La composición de esta fase no es estequiométrica ya que contiene wolframio y carbono en solución sólida. Se trata en realidad de una aleación Co-W-C. La cantidad de wolframio en solución sólida depende del contenido en carbono del metal duro: cuanto más carbono, menos wolframio habrá y viceversa. El elemento que se usa más como ligante es el cobalto.

El cobalto puede existir fundamentalmente en dos formas alotrópicas: hcp (*hexagonal close packed*), estable a temperaturas por debajo de los 400 °C, y fcc (*face centered cubic*), estable a temperaturas mayores. Los parámetros de red son, a temperatura ambiente, 0,2707 y 0,4069 nm para  $a$  y  $c$ , respectivamente, en la estructura hcp, y de 0,3545 nm en la fcc. La fase fcc se estabiliza por la presencia de carbono y wolframio en la solución sólida de cobalto, de manera que, en la mayoría de los carburos cementados, éste existe en la forma fcc. No obstante, cuando se somete a deformación, el cobalto puede cambiar a hcp, hecho no deseado ya que la fase hcp, más frágil, favorece la propagación de fisuras <sup>13</sup>.

### *Fase $\gamma$*

En aplicaciones en altas temperaturas se puede utilizar metales duros con contenidos en carburos distintos del wolframio. Se refieren generalmente a los Cermets (CERámico-METAles) que constituyen la fase continua como los carburos de niobio (NbC), de titanio (TiC) o de vanadio (VC). Estos elementos permiten impedir el incremento del tamaño de grano, hecho que permite conseguir muy buena resistencia a la oxidación y estabilidad térmica.



### Otras fases ( $\eta$ , $\chi$ , $\kappa$ , $\gamma$ )

En el sistema WC-Co existen, además de las fases cerámicas y metálicas ya comentadas, otras fases consideradas como nocivas. De todas, la fase  $\eta$  es la más importante. Se forma cuando existe una determinada decarburación (deficiencia de carbono). Por el caso contrario, un exceso de carbono ocasiona la formación de grafito.

La fase  $\eta$  es un compuesto terciario complejo de wolframio, cobalto y carbono que tiene una estructura fcc. Se forma en los bordes de grano cuando el  $W_2C$ , formado durante la decarburación en el proceso de sinterización o ya existente en el polvo de WC inicial, reacciona con el cobalto. La estructura formada por nódulos crece según las condiciones de sinterización, generando áreas ramificadas. La morfología de la fase  $\eta$  varía desde partículas finamente dispersas a bajos niveles de decarburación, hasta áreas mayores en metales duros con elevada deficiencia en carbono. La presencia de esta fase  $\eta$  induce una gran fragilidad y reduce las propiedades mecánicas de los metales duros.<sup>13</sup>

Podemos resumir el aporte de las diferentes fases en términos generales:

Fase cerámica: Carburos de W, Ti, Nb y Ta

- Dureza: resistencia al desgaste
- Resistencia a altas temperaturas: corrosión y fluencia

Fase metálica: generalmente de Ni o Co

- Cohesión entre las partículas
- Tenacidad

#### 4.1.2.2 Parámetros microestructurales

Los parámetros más utilizados para describir la microestructura de los carburos cementados son la fracción en volumen de cobalto  $V_{Co}$  y el tamaño de las partículas de carburo  $d_{wc}$ , aunque también existen otros parámetros, que se describen a continuación.

##### *Fracción en volumen de cobalto*

Al aumentar la fracción en volumen de cobalto, como se trata de un material mucho más dúctil que el carburo de wolframio, aumentará la tenacidad del material, disminuyendo a la vez su dureza.



*Tamaño de grano de carburo*

Se trata de un parámetro relevante, ya que condiciona de forma muy importante las propiedades del carburo cementado, de manera contraria a los efectos producidos por el contenido en cobalto del material: un tamaño de grano pequeño dará más dureza al metal duro, pero también disminuirá su tenacidad.

*Contigüidad (C)*

Se define como la fracción de área específica superficial de WC compartida por partículas de la misma fase. Es una medida de la conectividad entre los granos de WC.

La medición de este parámetro se hace linealmente a partir de micrografías del material:

$$C = \frac{2 \cdot N_{WC/WC}}{2 \cdot N_{WC/WC} + N_{WC/Co}} \tag{Ec. 4.1}$$

donde  $N_{WC/WC}$  es el número de intercaras WC/WC interceptadas y  $N_{WC/Co}$  el número de intercaras WC/Co interceptadas.

Así, una fase completamente coherente posee un factor de contigüidad de 1, mientras que una fase con granos aislados entre ellos dará un factor de contigüidad igual a 0.

*Camino libre medio*

Es un parámetro que relaciona la microestructura con las propiedades del material. Es la media de todas las distancias entre carburos presentes en una micrografía. Debido a que se trata de un parámetro de dimensiones inferiores a una micra, a menudo se mide a partir del tamaño de los granos de carburo, en vez de medirlo directamente. En los materiales en los que las fases están distribuidas uniformemente, la ecuación que relaciona el tamaño de la fase de cobalto con el tamaño de grano de WC es:

$$\frac{d_{Co}}{V_{Co}} = \frac{d_{WC}}{V_{WC}} \tag{Ec. 4.2}$$

dónde  $d_{Co}$  es el camino libre medio de la fase Co,  $d_{WC}$  el tamaño medio de los carburos,  $V_{Co}$  la fracción en volumen de cobalto, y  $V_{WC}$  la fracción en volumen de la fase WC.





Pero en los casos en que las partículas de una fase predominan sobre las de otra y poseen un valor de contigüidad  $C$ , el camino libre medio viene dado por:

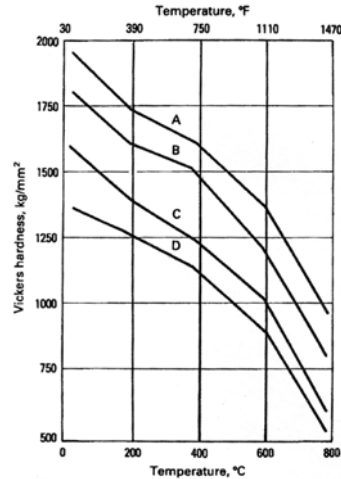
$$\lambda = d_{Co} = \frac{1}{1-C} \cdot \frac{V_{Co}}{V_{WC}} \cdot d_{WC} \quad (\text{Ec. 4.3})$$

#### 4.1.2.3 Propiedades de los carburos cementados

##### Dureza

La dureza determina la resistencia del material a la abrasión y el desgaste. La composición no es el único factor que afecta a la dureza, también se ve afectada por el nivel de porosidad y la microestructura.

En las aleaciones WC-Co, la dureza, y por tanto la resistencia a la abrasión disminuyen con el incremento del contenido en cobalto como se puede ver en la Fig. 4.2. El tamaño de grano es otro factor a tener en cuenta, ya que a una misma composición y contenido de cobalto, la dureza aumenta al disminuir el tamaño de grano del WC.



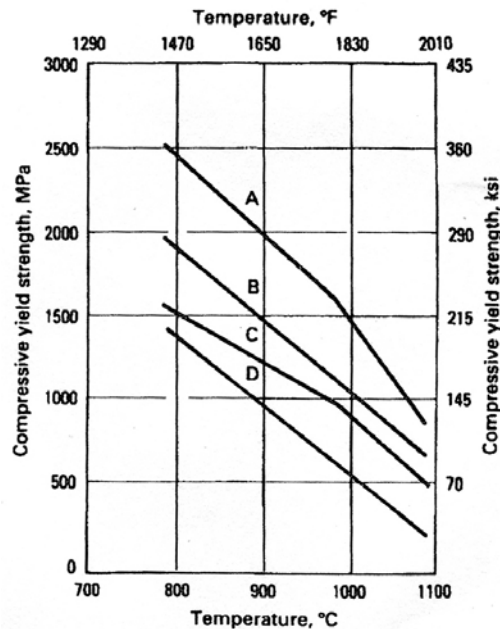
**Fig 4.2** Variación de la dureza con la temperatura de 4 metales duros <sup>13</sup>; A/ 97WC-3Co B/ 94WC-6Co, C/ 80WC-12(Ti, Ta, Nb)C-8Co, D/ 86WC-2TaC-12Co



En los carburos cementados, la dureza se mide en la escala Rockwell-A (HRA), con un indentador de cono de diamante o en la escala Vickers (HV) con un indentador de pirámide de diamante. Los carburos cementados empleados en las herramientas de corte tienen una dureza dentro de un rango de 88 a 94 HRA y de 1100 a 2000 HV.

*Propiedades a compresión*

Una de las propiedades particulares de los carburos cementados es su alta resistencia a la compresión, mucho mejor que en la mayoría de materiales. Esta resistencia a compresión tiene unos valores típicos en un rango de 3.5 a 7 GPa. El aumento del contenido en cobalto provoca una disminución de la resistencia a compresión.



**Fig 4.3** Variación del límite elástico a compresión con la temperatura de 4 metales duros <sup>13</sup>; A/ 97WC-3Co, B/ 94WC-6Co, C/ 80WC-12(Ti, Ta, Nb)C-8Co, D/ 86WC-2TaC-12Co

Su ductilidad suele ser baja a temperatura ambiente, presentando un comportamiento frágil, pero existe una pequeña diferencia entre su límite elástico y su resistencia a fractura. Sin embargo a altas temperaturas, estos materiales muestran un pequeño aumento de ductilidad, por lo que es más apropiado medir su límite elástico a altas temperaturas.



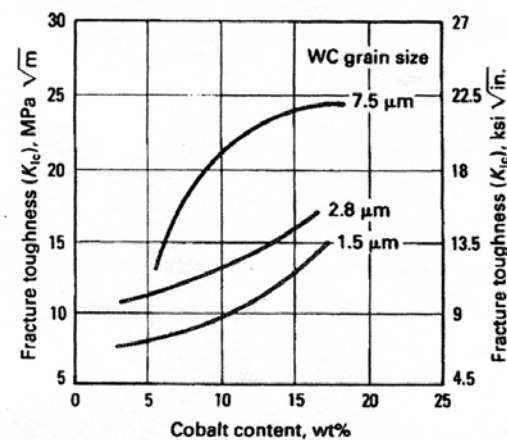
### Resistencia a la fractura transversal

El método más empleado para determinar la resistencia a fractura es el ensayo de rotura transversal sobre una barra rectangular apoyada en dos cilindros, con carga aplicada mediante otro cilindro en el punto central entre los dos apoyos.

La resistencia a la fractura transversal es difícil de caracterizar con los ensayos ya que los resultados dependen fuertemente del estado superficial obtenido durante el proceso de fabricación de las probetas. Sin embargo, resulta útil como test de control de calidad, sobretodo para grandes piezas de carburos cementados. A mayor proporción de cobalto y mayor tamaño de grano de carburos, se incrementa la resistencia.

### Tenacidad a fractura

Indica la resistencia de un material a romper en presencia de una grieta. Se mide con el factor de intensidad de tensiones crítico  $K_{Ic}$ . Proporciona mejores medidas de la resistencia intrínseca del material que la resistencia a rotura transversal, ya que es menos sensible a factores como la geometría de la probeta, el acabado superficial o la existencia de defectos de procesamiento.



**Fig 4.4** Variación de la tenacidad en función del contenido en Co y el tamaño de grano de los carburos WC. <sup>13</sup>

La tenacidad a fractura aumenta con el contenido en cobalto y el tamaño de grano del WC.



### *Densidad*

Es muy sensible a la composición y a la porosidad y es muy usada como control de calidad. La densidad de los carburos cementados se encuentra entre 12 g/cm<sup>3</sup> y 15 g/cm<sup>3</sup>.

Al ser el cobalto menos denso que los carburos, aumentando el contenido en cobalto conseguimos disminuir la densidad del compuesto de forma lineal.

### *Porosidad*

La porosidad es uno de los factores que determinará fuertemente las características del carburo cementado. La ASTM (*American Society for Testing and Materials*) ha establecido un procedimiento estándar para medir la porosidad (B-276) y que la clasifica en 3 tipos:

- Tipo A: diámetro de poros inferior a 10 µm a 200 aumentos
- Tipo B: diámetro de poros entre 10 µm y 25 µm a 100 aumentos
- Tipo C: poros formados por la presencia de carbono libre (grafito)

El grado de porosidad se expresa a través del porcentaje de volumen de poros respecto el volumen total de la muestra. La porosidad es un factor a minimizar ya que solamente causa efectos negativos.

### *Resistencia al choque térmico*

Esta es una de las propiedades importantes que determinará las características de la herramienta. No hay ningún test de laboratorio que pueda predecir el comportamiento frente al choque térmico, aunque se suele usar el parámetro  $ok/E\alpha$ , basado en la resistencia a rotura transversal ( $\sigma$ ), la conductividad térmica ( $k$ ), el modulo elástico ( $E$ ) y el coeficiente de expansión térmica ( $\alpha$ ).

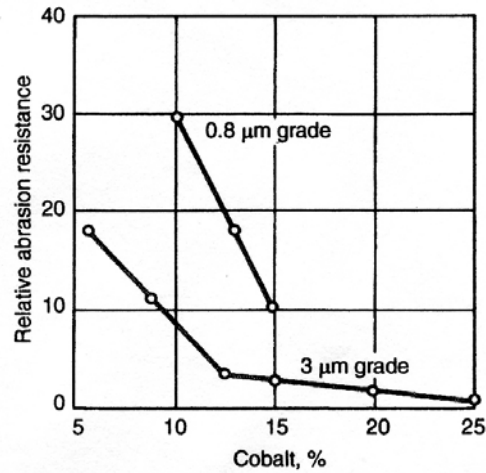
### *Resistencia al desgaste abrasivo*

Está directamente relacionada con la dureza del compuesto, de modo que, por lo general, cuanto menor sea el contenido en cobalto y los granos de carburo sean más finos, más resistente al desgaste abrasivo será el compuesto, como se puede observar en la figura 4.5.

Existen varios métodos de ensayo para determinar la resistencia al desgaste abrasivo, pero no se puede encontrar ninguna correspondencia entre los resultados de unos y otros, siendo un error establecer relación entre la resistencia al desgaste abrasivo de los ensayos estándares, con el desgaste que se pueda producir en los procesos de mecanizado.



Se puede mejorar la resistencia al desgaste con la adición de otros elementos consiguiendo la formación de carburos complejos para un mismo contenido de cobalto.



**Fig 4.5** Variación de la resistencia al desgaste abrasivo en función del contenido en Co y el tamaño de grano de los carburos WC.<sup>13</sup>

### *Resistencia al impacto*

Esta directamente relacionada con la resistencia al choque térmico y la tenacidad, siendo función del contenido en cobalto y del tamaño de grano de carburos.

### *Resistencia a la corrosión*

El componente cerámico (carburo de wolframio) no se ve afectado por un medio corrosivo, pero sí la matriz metálica de cobalto. La corrosión deja una superficie rugosa que provocará un mayor desgaste abrasivo de la herramienta y un mal acabado de la superficie mecanizada. Para aumentar esta resistencia a la corrosión se debería disminuir el contenido en cobalto y la porosidad, así como el tamaño del grano de carburo, de modo que menos fase metálica estaría expuesta al medio corrosivo. Otra opción es usar níquel como matriz, que ofrece una mayor resistencia a la corrosión.



### *Relación entre propiedades y microestructura*

- A. Al disminuir el tamaño de grano del carburo:
  - a. Aumenta:
    - i. Dureza y resistencia al desgaste abrasivo
    - ii. Resistencia a la compresión
    - iii. Resistencia a la rotura transversal
    - iv. Resistencia a la corrosión
  - b. Disminuye:
    - i. Tenacidad a fractura
  
- B. Al aumentar el contenido en cobalto:
  - a. Aumenta:
    - i. Tenacidad a fractura
    - ii. Resistencia a la compresión
    - iii. Resistencia a rotura transversal
  - b. Disminuye:
    - i. Dureza y resistencia al desgaste abrasivo
    - j. Resistencia a compresión
    - k. Resistencia a la corrosión
    - l. Densidad
  
- C. Al disminuir la porosidad:
  - a. Aumenta:
    - i. Dureza y resistencia al desgaste abrasivo
    - ii. Resistencia a la compresión
    - iii. Resistencia a la rotura transversal
    - iv. Resistencia a la corrosión
    - v. Tenacidad a fractura
  
- D. Al aumentar la temperatura:
  - a. Aumenta:
    - i. Tenacidad a fractura a partir de 600-800°C
  - b. Disminuye:
    - i. Resistencia a la compresión
    - ii. Resistencia a rotura transversal
    - iii. Dureza y resistencia al desgaste abrasivo
    - iv. Resistencia a la corrosión



#### 4.1.2.4 Proceso de fabricación

Los carburos cementados se obtienen mediante pulvimetalurgia, a través de una serie de pasos, los cuales deben ser cuidadosamente controlados para obtener un producto final con las propiedades, microestructura y requisitos deseados.

Los pasos son los siguientes:

Procesado del mineral y preparación del polvo de carburo de wolframio.

Preparación de los polvos de otros carburos metálicos

Producción de los compactos y prensado

Sinterizado

Conformado post-sinterizado

El producto sinterizado puede ser usado directamente o se puede recubrir según la aplicación.

#### 4.1.2.5 Aplicaciones

La alta dureza combinada con la excelente resistencia al desgaste ha permitido a los carburos cementados su utilización en un rango muy amplio, principalmente en operaciones de mecanizado, conformado de metales a través matrices y punzones o trefilado mediante hileras.

Los sectores donde se utilizan los metales duros se distribuyen de la manera siguiente: el 67 % se utiliza en la elaboración de herramienta de corte, el 13 % en la industria de explotación minera, el 11 % en la industria de la madera y el 9 % en la industria de la construcción. Ahora los metales duros tienden a reemplazar los aceros rápidos (*High Speed Steel, HSS*). En los años 80 se usaba más los HSS que los carburos cementados. Ahora los metales duros ocupan el 50 % del mercado de materiales para herramientas. Los HSS representan el 45 %, las cerámicas un 4 % y el diamante policristalino y el nitruro de boro unos 1 %.

##### *Operaciones de corte*

Los metales duros son ampliamente utilizados en herramientas para cortar y mecanizar aceros, fundiciones, aleaciones no-férreas y plásticos. Los más usados para estas aplicaciones son del tipo WC-Co. La deformación plástica de la pieza de trabajo y la fricción que se produce durante el corte se convierte en calor, con temperaturas en la punta de la herramienta superiores a los 1000 °C. Estas severas condiciones pueden llevar a la pérdida del filo o al fallo del corte y, por tanto, reducir la vida en servicio de la herramienta. En cuanto a la vida en servicio, también influyen otros factores: procesos de desgaste, fenómenos abrasivos, fatiga mecánica y/o térmica.



Para cubrir las diferentes condiciones de trabajo, se requiere un amplio rango de composiciones para los carburos cementados. Los más tenaces se utilizan para cortes de corto tiempo y bajas velocidades mientras que los de mayor dureza se usan en cortes a alta velocidad. Carburos cementados recubiertos se utilizan normalmente para el mecanizado de acero.

Referente al metal duro WC-Co, se usan aquellos que presentan un 3 - 12 % en peso de Co y un tamaño medio de grano de WC de 0,5 a 5  $\mu\text{m}$ . Estos materiales tienen una buena resistencia a la abrasión y son ideales para mecanizar fundiciones grises, aluminio, aceros inoxidable austeníticos y materiales no metálicos.

### *Conformado de metales y aleaciones*

Los metales duros se emplean mucho en operaciones de conformado tal como matrices de embutición, rodillos de laminación en frío y en caliente, matrices de conformado en frío, punzones de extrusión y de compactación, martillos y mandriles de estampación. La aplicación más importante es la de hileras de trefilado. En este caso, se requieren propiedades de alta resistencia a la compresión y al desgaste por deslizamiento y una excelente condición superficial. Debido al hecho que no hay sollicitaciones de impacto, la tenacidad del material no es de especial relevancia.

### *Herramientas para minería y construcción*

En la industria de la construcción los metales duros se emplean como herramientas de geoestabilización, perforado vertical y horizontal, herramientas de excavación, dragado, perforadoras de túneles, cuchillas para máquinas quitanieves, productos forestales e industria de madera.

### *Componentes estructurales y partes de desgaste*

Los carburos cementados se pueden utilizar en componentes sometidos a severas sollicitaciones como abrasión, corrosión, elevadas temperaturas y presiones, etc. gracias a su excelente combinación de propiedades. Estas aplicaciones son, por ejemplo, anillos de estanqueidad, conos y asientos de válvulas, cojinetes, bombas de alta presión para la industria química, émbolos para pistones y bombas, toberas y boquillas para el chorreado de arena y dispersión de polvos y líquidos. Aunque el coste inicial de los carburos cementados sea elevado, su utilización se justifica con una vida en servicio más larga. Esto permite disminuir la frecuencia de paradas de producción y, a largo plazo, reducir el coste final del producto.





## 4.2 RECUBRIMIENTO: CAPAS DURAS DEPOSITADAS VÍA PVD

La utilización de recubrimientos para mejorar las propiedades tribológicas y mecánicas de los materiales es cada vez más frecuente. Los recubrimientos permiten alargar la vida en servicio de la pieza utilizada, mejorar resistencia al desgaste, y consecuentemente, incrementar la velocidad de corte y la productividad. Se reduce la fricción, hecho que normalmente implica una disminución del consumo energético y/o del uso de lubricante.

### 4.2.1 PROPIEDADES DE LOS RECUBRIMIENTOS DUROS

Los recubrimientos duros poseen una combinación óptima de propiedades físicas, mecánicas y tribológicas. La estabilidad química, dureza en caliente y una buena adhesión al sustrato son esenciales. Por otro lado el ajuste del grosor de la capa, una microestructura adecuada y tensiones residuales de compresión pueden potenciar las prestaciones del recubrimiento.

#### *Estabilidad química*

Se refiere a una alta energía de formación negativa del compuesto a depositar y a la estabilidad de la pieza a altas temperaturas frente a oxidación.

#### *Dureza en caliente*

Los recubrimientos con alta dureza en caliente serán más efectivos en mecanizado de alta velocidad.

#### *Adhesión*

Una buena adhesión al sustrato es una condición necesaria para unas prestaciones satisfactorias de las herramientas recubiertas. Una mejor adhesión suele conllevar una mayor vida en servicio de la herramienta.

En el proceso de PVD, debido a las condiciones de alta temperatura, durante la nucleación del recubrimiento sobre el sustrato, se produce interdifusión entre el recubrimiento y átomos de la intercara del sustrato.

En PVD asistido por plasma, el bombardeo iónico puede crear defectos en la red, potenciando la difusión de los materiales del recubrimiento con la intercara del sustrato, incluso a bajas temperaturas de deposición.



Es necesaria la elección de sistemas sustrato-recubrimiento compatibles, cuya intercara soporte las tensiones debidas al crecimiento de la capa y a la diferencia de temperaturas entre materiales.

Transformaciones en la microestructura de los recubrimientos pueden afectar a la adhesión. Por otro lado, malas preparaciones del sustrato pueden no eliminar todos los contaminantes del mismo, empeorando la adhesión en la posterior deposición.

Capas intermedias metálicas mejoran la adhesión en el sistema.

### *Microestructura*

La microestructura de los recubrimientos duros controla sus propiedades mecánicas y sus prestaciones. Existe una relación directa entre el tamaño de grano y la dureza de la capa. Mayores durezas corresponden a tamaños de grano más finos, pero también se atribuyen a tensiones residuales compresivas producto del proceso de deposición. Estas tensiones residuales retardan además la propagación de grietas, mejorando la tenacidad de la herramienta.

Se pueden producir huecos entre límites de grano durante el crecimiento columnar de ciertos recubrimientos PVD, siendo este un fenómeno a evitar, pues conduce a una disminución de la dureza.

La morfología del recubrimiento también afecta a la rugosidad de la superficie exterior. Si esta aumenta, generará mayores fuerzas de fricción durante el mecanizado y por ello más calor en la herramienta. Recubrimientos depositados mediante PVD presentan rugosidades menores que los aplicados mediante CVD.

### *Grosor del recubrimiento*

Para obtener el mejor rendimiento de un recubrimiento se debe optimizar su grosor.

Si es demasiado fino, su vida útil no será muy larga. Por otro lado, si es demasiado grueso, la capa actuará como elemento volumétrico, perdiendo su papel intrínseco en el *composite*.

Se establece que para una herramienta, el recubrimiento debe tener al menos un grosor de  $2\mu\text{m}$  y no ser mayor de  $20\mu\text{m}$ .



### 4.2.2 APLICACIONES

#### *Herramientas de corte*

Los recubrimientos tribológicos son ampliamente utilizados en herramientas de corte, donde el tamaño de los componentes es bastante pequeño, debido a que la deposición del recubrimiento por lotes permite mantener bajos los costes de dicha operación. La tendencia actual es buscar recubrimientos para herramientas de corte que permitan mecanizar en seco para evitar los costes y problemas medioambientales asociados al uso de lubricantes.

#### *Herramientas de conformado*

Los recubrimientos tribológicos para herramientas de conformado no son muy habituales ya que estas herramientas son normalmente muy grandes y/o de complicada geometría, hecho que dificulta la utilización de los procesos convencionales de deposición. Además, en algunos casos, los materiales que constituyen las herramientas de conformado no soportan las altas temperaturas de deposición.

Sin embargo, este campo es de gran interés tecnológico e industrial pero está poco estudiado en comparación con los recubrimientos usados en herramientas de corte. Por este motivo, el enfoque del presente trabajo es investigar recubrimientos tribológicos para herramientas de conformado con la finalidad de conocer mejor su comportamiento mecánico.

### 4.2.3 TÉCNICAS DE DEPOSICIÓN

Las técnicas más empleadas en la tecnología de deposición son los tratamientos de Chemical Vapor Deposition (CVD) y Physical Vapor Deposition (PVD). Estas dos técnicas permiten obtener espesores de capas muy controladas.

Los recubrimientos tribológicos tienen espesores que oscilan entre micras y milímetros y la temperatura de deposición varía de temperatura ambiente hasta 1100 °C aproximadamente. Los materiales que constituyen los recubrimientos más comunes son los nitruros (TiN, CrN), carburos (TiC, WC/C) y óxidos como alúmina. Además, recubrimientos de MoS<sub>2</sub>, Diamond Like Carbon (DLC) y diamante están siendo utilizados con gran éxito.

Durante este trabajo, se ha utilizado WC/C como material de recubrimiento. El proceso fue realizado por la empresa Balzers-Elay S.A. El tratamiento empleado fue un proceso de PVD de evaporación por *ion plating* o recubrimiento iónico.



#### 4.2.3.1 Deposición física a partir de fase vapor (PVD)

A partir de 1980, el *Physical Vapor Deposition* se estableció como un proceso comercialmente viable para la aplicación de recubrimientos duros sobre herramientas realizadas en carburos cementados o aceros rápidos.

En este proceso el recubrimiento es depositado en vacío mediante condensación de un flujo de átomos ionizados o neutros, donde las especies metálicas provienen de diferentes fuentes como: *electron-beam evaporation*, *magnetron sputtering* o *arc evaporation*.

El *ion plating* es una variante del proceso tradicional del PVD, en el que el flujo de átomos e iones es activado por una descarga de plasma, y las especies cargadas son aceleradas hacia el sustrato mediante la aplicación de una polarización negativa sobre este último.

En los recubrimientos duros, los metales evaporados o “sputtered” (titanio, zirconio, wolframio) reaccionan con especies gaseosas ( $N_2$ ,  $NH_3$ ,  $CH_4$ ,  $C_2H_2$ ) introducidas en la cámara de vacío, para obtener la deposición deseada.

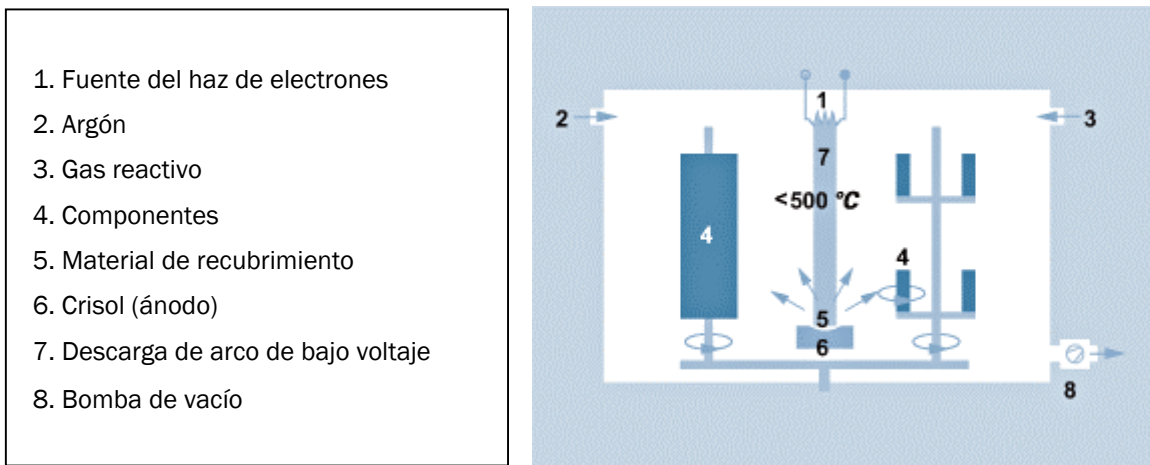


Fig 4.8 Procedimiento de recubrimiento iónico empleado por la empresa Balzers-Elay S.A.

Los recubrimientos obtenidos mediante PVD se realizan a bajas presiones, y los átomos acelerados tienen trayectorias libres con menor número de impactos. El PVD permite una línea directa entre el punto de partida del bombardeo y su blanco. Este hecho requiere que el sustrato a depositar se mueva de manera que toda la superficie sea recubierta y de una manera uniforme.



Las características más destacables de esta técnica son la obtención de:

- capas de pequeño grosor y fácilmente reproducibles,
- recubrimientos con grano fino y no rugosos,
- películas de alta resistencia,
- recubrimientos con bajo coeficiente de fricción.

El proceso de PVD posee una serie de ventajas:

- Temperatura de deposición baja ( $< 500^\circ$ ), evitando la formación de grietas en el recubrimiento y obteniendo microestructuras de grano más fino.
- Los recubrimientos obtenidos son menos rugosos y provocan menos calor derivado de la fricción durante el mecanizado.
- Dependiendo de la técnica de deposición, tensiones residuales de compresión pueden introducirse en el recubrimiento.
- El PVD mejora la resistencia a la fractura transversal del sustrato, mientras que el CVD provoca el efecto contrario.
- El PVD es de fácil aplicación sobre los filos de las herramientas.

#### 4.2.4 RECUBRIMIENTOS WC/C

El recubrimiento carburo de wolframio/carbono(WC/C) se usa habitualmente en aplicaciones de ingeniería tales como rodamientos, bombas, compresores, motores y herramientas.

Posee una alta capacidad de deformación, asociada a su estructura columnar, una gran estabilidad química y bajo coeficiente de fricción, lo que combinado con su elevada resistencia al desgaste confiere al recubrimiento unas prestaciones muy interesantes.

Si lo comparamos con uno de los recubrimientos industriales más utilizados y referenciados, el TiN, se puede caracterizar el recubrimiento objeto de este estudio de manera cuantitativa y cualitativa.

La dureza es ligeramente inferior a la del TiN, con unos valores que pueden oscilar entre 1500 y 2000HV. Por otra parte la rugosidad de la capa depositada presenta valores muy superiores a los del TiN. Existe una correlación entre la rugosidad del recubrimiento y el tipo de sustrato y los parámetros del proceso de deposición. Una capa intermedia de cromo y un flujo alto de acetileno, producen capas menos rugosas<sup>14</sup>.

Este tipo de recubrimiento presenta tensiones residuales compresivas, en un rango de 0,5 a 2,5 GPa, aunque menores que en el caso del nitruro de titanio. El flujo del gas en el proceso también condiciona



la presencia de las tensiones residuales compresivas. Cuanto mayor sea, más elevadas serán estas últimas<sup>14</sup>.

Se pueden ajustar propiedades del recubrimiento como la dureza, la resistencia mecánica o la resistencia al desgaste a través de los efectos beneficiosos de las tensiones residuales compresivas.

Los recubrimientos de WC/C presentan valores relativamente altos de carga crítica en ensayos de scratch, aunque menores que en los de TiN. El fallo es de tipo cohesivo.

Los valores obtenidos en ensayos para evaluar el desgaste abrasivo en el recubrimiento son tan bajos como los más duros nitruros de titanio. Cuanto más duro sea el recubrimiento mejor responderá a este tipo de desgaste.

En desgaste por deslizamiento contra piezas de acero, la fricción es tan baja como en el caso del TiN. La fricción será menor cuanto mayor sea el contenido en carbono, y menor el de carburos. Las tensiones residuales compresivas mejoraran este comportamiento. Por último, un flujo de acetileno alto en el proceso de deposición minimizará la fricción<sup>15</sup>.

Estudios recientes de O. Wänstrand et al<sup>14</sup> centrados sobre este recubrimiento con capas intermedias de cromo y parámetros muy controlados en el proceso de deposición describen diversos factores para optimizar las prestaciones de las capas depositadas. En la citada investigación, varias capas de WC/C se depositaban sobre un acero rápido, ASP2030 con capas intermedias de cromo de diferentes espesores. El paso previo a la deposición fue una limpieza del sustrato a recubrir. Este proceso se realiza mediante ultrasonidos en tricloroetileno, acetona y alcohol y permite asegurar una adhesión óptima de la capa. La capa de cromo para promover la adhesión se depositó mediante *magnetron sputtering*. Posteriormente, el bombardeo de WC a través de *magnetron sputtering* se simultaneó con la introducción de un flujo de acetileno (C<sub>2</sub>H<sub>2</sub>) en la cámara de vacío. La temperatura de deposición osciló entre 200 y 250°.

Las conclusiones principales de la investigación son las siguientes:

- cuanto más fina sea la capa de cromo, mejores serán las propiedades mecánicas y tribológicas del WC/C.
- una capa intermedia de WC empeora la calidad del recubrimiento.
- tensiones residuales compresivas relativamente altas son aconsejadas para la mejora de las propiedades del WC/C.
- las propiedades mejoran igualmente con un flujo de acetileno alto, lo que significa que una cantidad relativamente alta de carbono frente a la de carburos resulta positiva.



#### **4.2.5 FICHA TÉCNICA DEL RECUBRIMIENTO WC/C DE BALZERS-ELAY BALINIT® C**

Es un recubrimiento amorfo metal-carbono de estructura multicolumnar, donde las fases de carburo de wolframio y carbono se alternan en capas de unos pocos átomos de espesor.

El recubrimiento posee las siguientes ventajas:

- Buena resistencia al desgaste
- Resistencia a altas cargas incluso en contacto en seco o con deficiencia de lubricante
- Bajo coeficiente de fricción.
- Evita el desgaste adhesivo.

El uso de BALINIT® C esta recomendado principalmente para reducir el desgaste y la fricción bajo condiciones de desgaste abrasivo moderado, con cargas altas pero velocidades de deslizamiento relativamente bajas. El bajo coeficiente de fricción en seco, 0,1 a 0,2, ofrece además resistencia al desgaste a la pieza en contacto no recubierta.

El recubrimiento asegura la fiabilidad del componente incluso en casos de perdida de lubricante o en situaciones donde el uso del mismo no está permitido. Dado que su dureza no es muy elevada (en relación a otros recubrimientos) no sufre delaminación bajo cargas dinámicas severas.

Materiales caros pueden ser reemplazados por otros más modestos como sustratos con la aplicación de BALINIT® C como recubrimiento.



## 5 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

### 5.1 MATERIAL EMPLEADO

Se investigaron dos sustratos comerciales recubiertos con BALINIT® C (WC/C) por la empresa Balzers-Elay S.A. Dichos sustratos fueron un carburo cementado, de calidad referida como GD13, suministrado por DURIT-Ibérica S.L. y un acero rápido pulvimetalúrgico, de calidad referida como S390, elaborado por Böhler Uddeholm y facilitado por Tyco Electronics AMP S.A.

Antes de la deposición industrial, los materiales base, en forma de probetas prismáticas de dimensiones 25 x 10 x 5 mm, fueron desbastados y pulidos en su superficie a recubrir tal y como se indica en la tabla 5.1.

	Medio	Discos	Tiempo (min)
<b>Desbaste</b>	Agua	Adiamantado de 68 $\mu\text{m}$	10
<b>Pulido</b>	Pasta de diamante 30 $\mu\text{m}$ + Agua	Madera	10
	Suspensión de diamante de 6 $\mu\text{m}$ + lubricante	Paño	20
	Suspensión de diamante de 3 $\mu\text{m}$ + lubricante	Paño	20

**Tabla 5.1** Esquema de la preparación superficial de los sustratos.

En la tabla 5.2 y tabla 5.3 se presentan respectivamente los parámetros microestructurales del metal duro y la composición química del acero rápido pulvimetalúrgico.

	<b>GD13</b>
<b>% Co (% peso)</b>	10,0
<b><math>d_{wc}</math> (<math>\mu\text{m}</math>)</b>	0,50

**Tabla 5.2** Porcentaje en peso de cobalto y tamaño medio de grano de la fase carburo del metal duro empleado.





C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W	Co
1,60	0,60	0,30	4,80	2,00	5,00	10,50	8,00

**Tabla 5.3** Composición química aproximada del acero rápido pulvimetalúrgico S390 según BÖHLER-UDDEHOLM.

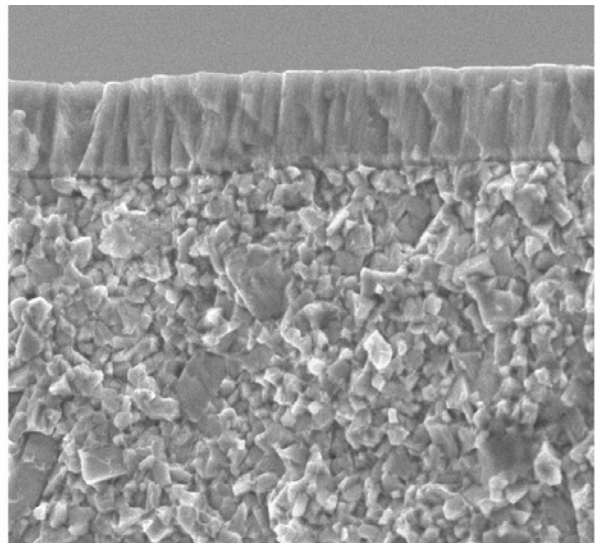
	$\sigma_r$ (MPa)	$K_{Ic}$ (MPa.m <sup>1/2</sup> )	E (GPa)
GD13 <sup>16</sup>	2742	9,2	541
S390 <sup>17</sup>	2530	12,4	217

**Tabla 5.4** Resistencia a flexión (cuatro puntos), tenacidad a fractura y módulo de elasticidad de los sustratos utilizados.

Estudios previos <sup>18</sup> sobre la morfología y espesor de los recubrimientos de WC-C permitieron distinguir la estructura columnar de los mismos (figura 5.1). En cuanto al espesor, los valores reportados se presentan en la tabla 5.5.

GD13 + WC-C	3,25 ± 0,05
S390 + WC-C	3,44 ± 0,02

**Tabla 5.5** Espesor de los recubrimientos de WC-C ( $\mu\text{m}$ ).



**Fig. 5.1** Estructura columnar de la película de WC-C sobre el sustrato GD13.



En cuanto a la rugosidad de los sistemas estudiados, ésta también ha sido obtenida con anterioridad.<sup>18</sup> Los valores de  $R_a$  y  $R_y$  se muestran en la tabla 5.6.

		Sin recubrimiento	Con recubrimiento
GD13	$R_a$	$0,06 \pm 0,01$	$0,24 \pm 0,02$
	$R_y$	$0,45 \pm 0,02$	$2,16 \pm 0,13$
S390	$R_a$	$0,05 \pm 0,01$	$0,26 \pm 0,01$
	$R_y$	$0,40 \pm 0,02$	$2,31 \pm 0,15$

**Tabla 5.6** Rugosidad ( $\mu\text{m}$ ) de los sustratos y sistemas sustrato- recubrimiento estudiados.

Finalmente, las cargas críticas para la descohesión del recubrimiento (obtenidas mediante ensayos de rayado<sup>19</sup>) y la dureza de los distintos sustratos empleados y del recubrimiento de WC-C (mediante nanoindentación<sup>19</sup>) figuran en la tabla 5.7 y tabla 5.8 respectivamente.

	$P_c$ (N)
GD13 + WC-C	$37,7 \pm 4,5$
S390+ WC-C	$46,3 \pm 3,3$

	$H_s$ (GPa)	$H_r$ (GPa)
GD13 + WC-C	$11,6 \pm 0,4$	$10,3 \pm 0,9$
S390+ WC-C	$10,6 \pm 0,1$	$10,3 \pm 0,3$

**Tabla 5.7** Descohesión del recubrimiento en los distintos sistemas.

**Tabla 5.8** Dureza de los distintos sistemas mediante nanoindentación.

## 5.2 DUREZA DE LOS SUSTRATOS

La dureza de los distintos sustratos se evaluó mediante indentación Vickers, aplicándose una carga de 20 Kg (196 N). Se realizaron tres ensayos para cada uno de los sustratos.

Las probetas ensayadas, así como aquéllas que se utilizaron para la deposición del recubrimiento, fueron desbastadas y pulidas previamente siguiendo la metodología descrita en la Tabla 5.1



### 5.3 INDENTACIÓN ESFÉRICA BAJO SOLICITACIONES MONOTÓNICAS

Los ensayos de indentación esférica bajo solicitaciones monotónicas se realizaron utilizando dos tipos de máquinas:

- un durómetro FRANK tipo 532 . Se aplicaron cargas desde 1 hasta 187,5 kg durante 20 segundos en los sustratos sin recubrir y en los sistemas sustrato/recubrimiento. Para ello, se utilizaron indentadores esféricos de metal duro de diámetro 1, 2,5 y 5 mm.



**Fig. 5.2** Durómetro Frank tipo 532.

- para obtener un espectro más amplio de cargas, se realizaron indentaciones con una máquina servohidráulica INSTRON Modelo 8511 (figura 5.3a). Se aplicaron cargas de 100N a 3000N. Las condiciones de operación fueron (figura 5.3b):

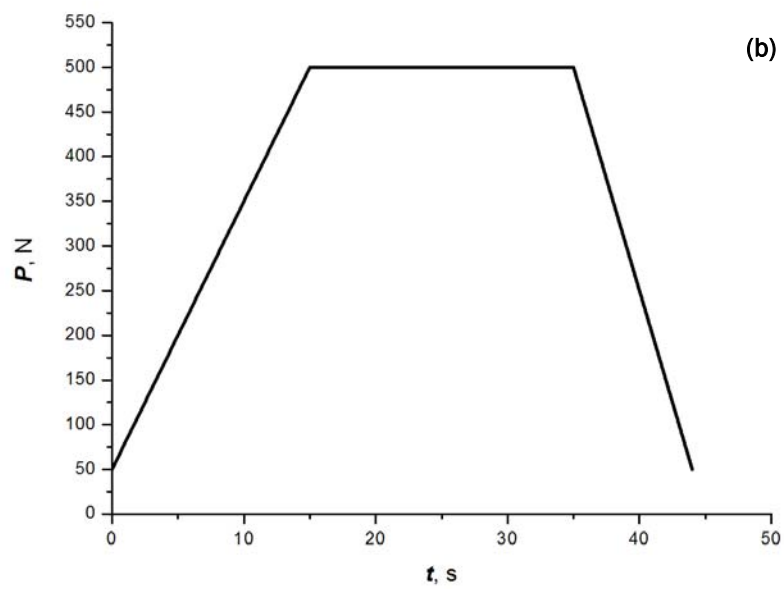
- Carga inicial: 50 N
- Velocidad de carga: 30 N/s
- Tiempo de carga: 20 s
- Velocidad de descarga: 50 N/s





**Fig. 5.3** (a) Máquina Instron Modelo 8511,

(b) Esquema de un ensayo de indentación realizado con una máquina INSTRON 8511



Durante el presente proyecto se optimizó la metodología de medición de la indentación esférica bajo sollicitaciones monotónicas para la determinación de las curvas tensión-deformación.

En general, si la indentación se realiza directamente sobre el sistema, no se puede recoger la parte elástica de la curva ya que debido a la recuperación elástica, la huella que se mide solo expresa la deformación plástica. Por otro lado, para cargas bajas la medición se hace muy difícil ya que la huella no es muy clara y consecuentemente el margen de error aumenta.

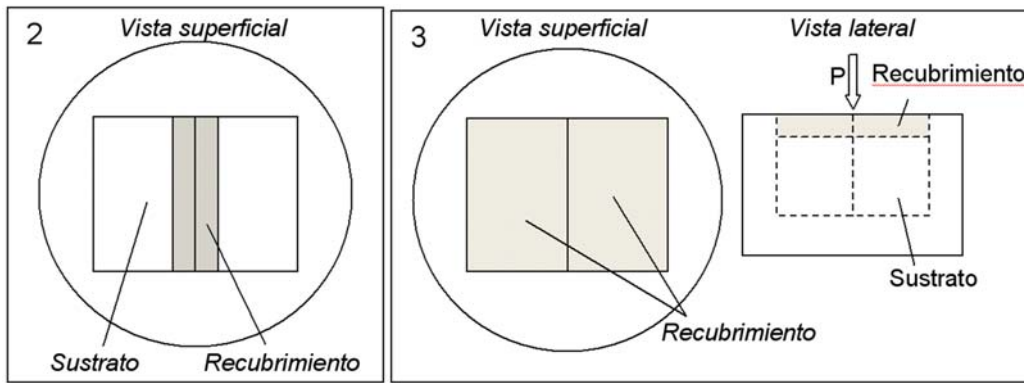
Para evitar estos inconvenientes se procedió a pintar la superficie a indentar con un marcador indeleble. Las huellas se apreciaban mejor, incluso las de cargas bajas y aquellas situadas en la parte elástica. Sin embargo, se observó también que la tinta del indeleble fluía con el contacto (efecto muy contrastado en la indentación por fatiga) por lo que la fiabilidad de la medición mediante este método no era óptima.

Así, finalmente se recurrió a recubrir con una finísima capa de oro los sistemas mediante un proceso muy controlado. La ductilidad del oro permite recoger la deformación elástica y plástica del sistema en las huellas y la medición de las mismas resulta mucho más fácil, con márgenes de error muy pequeños. Mediante este método se ha optimizado la determinación experimental de la curva tensión-deformación.

Además de la respuesta mecánica, uno de los aspectos más importantes del estudio fue la evaluación del daño subsuperficial. Desde este punto de vista, el procedimiento seguido fue el siguiente:

1. Se cortó longitudinalmente una probeta desbastada y pulida y se recubrieron industrialmente las piezas resultantes en la superficie pulida.
2. Se encastaron las dos partes, con las caras recubiertas unidas, y se desbastó y pulió la superficie resultante, perpendicular a las intercaras sustrato – recubrimiento – recubrimiento – sustrato (figura 5.4).
3. Se rompió mecánicamente la baquelita y, una vez más, se encastaron las dos mitades con las nuevas superficies pulidas en estrecho contacto (figura 5.4).
4. Se indentó (con una esfera de 2,5 mm de diámetro) simétricamente la superficie recubierta a lo largo de la línea de la intercara, aplicando diferentes cargas
5. Se rompió mecánicamente la baquelita otra vez y, finalmente, las superficies recubiertas y las transversales se inspeccionaron mediante microscopía óptica y electrónica de barrido (SEM).

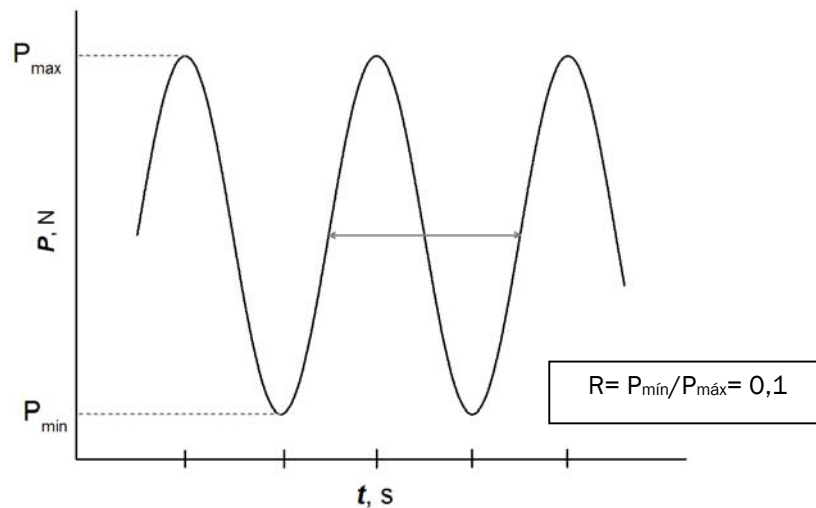




**Fig. 5.4** Esquema del procedimiento seguido para la preparación de muestras destinadas a la inspección de la sección transversal.

## 5.4 FATIGA POR CONTACTO ESFÉRICO

Los ensayos de fatiga se realizaron empleando una esfera de metal duro de 2,5 mm de diámetro en una máquina servohidráulica INSTRON Modelo 8511. Para cada sistema se aplicaron cargas inferiores a la carga crítica previamente determinada para cada sistema en los ensayos de indentación esférica monotónica. El número de ciclos varió entre  $10^3$  y  $10^6$ , la frecuencia fue 10 Hz, excepto en el caso de  $10^6$  ciclos donde fue 12 Hz, y el coeficiente de carga,  $R$ , definido como  $P_{\min}/P_{\max}$ , fue 0,1.



**Fig. 5.5** Esquema de un ensayo de fatiga por contacto esférico.





## 6 RESULTADOS Y DISCUSIÓN

### 6.1 DUREZA DE LOS SUSTRATOS

En la tabla 6.1 se muestra la dureza de los materiales base empleados en el presente estudio. Como cabe esperar el metal duro, GD13, exhibe una mayor dureza que el acero rápido, S390.

	HV20 (GPa)
GD13	14,5 ± 0,1
S390	8,5 ± 0,1

**Tabla 6.1** Dureza de los tres sustratos utilizados.

### 6.2 INDENTACIÓN ESFÉRICA BAJO SOLICITACIONES MONOTÓNICAS

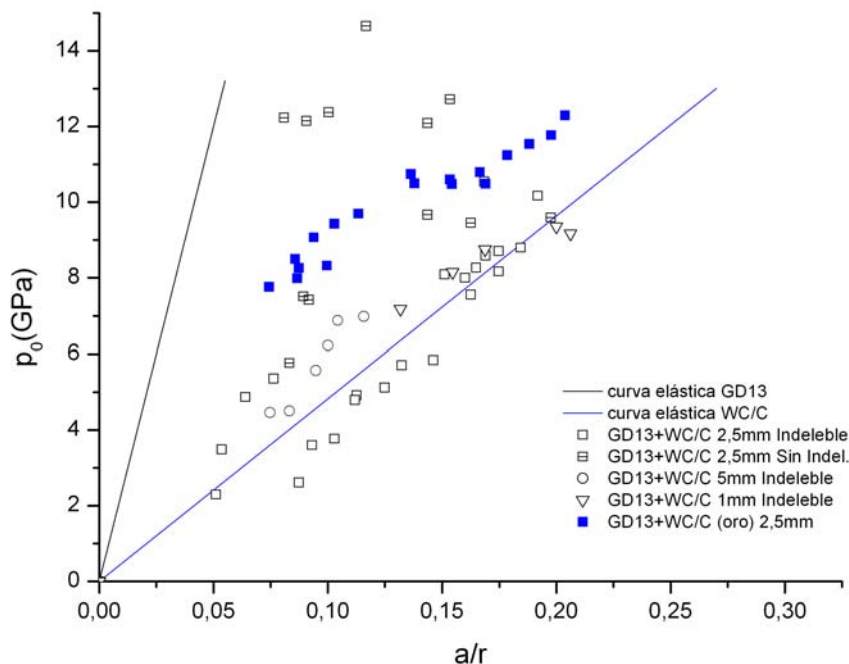
#### 6.2.1 CURVAS $P_0$ vs $a/r$

Se indentaron los materiales estudiados con esferas de metal duro de 1, 2,5 y 5 mm de diámetro. Mediante análisis por microscopía óptica y usando un diafragma, se midió el tamaño de las huellas residuales, las cuales permitieron obtener las curvas tensión-deformación de indentación para cada sistema. Las tensiones y deformaciones de indentación fueron calculadas según las ecuaciones 3.3 y 3.5 respectivamente.

Usando el indentador de 1 mm de diámetro, se aplica una carga en un área más pequeña en comparación con las esferas de 2,5 y 5 mm. Esto genera un campo de tensiones más elevadas, lo que provoca la aparición de huella para cargas relativamente bajas. Por el contrario, se necesitan cargas mucho más elevadas para generar una huella con una esfera de 5 mm de diámetro. La bola de 2,5 mm de diámetro presenta un buen compromiso entre los dos extremos, hecho que permite aplicar un gran rango de cargas y ver gradualmente la aparición de daño sobre el material.







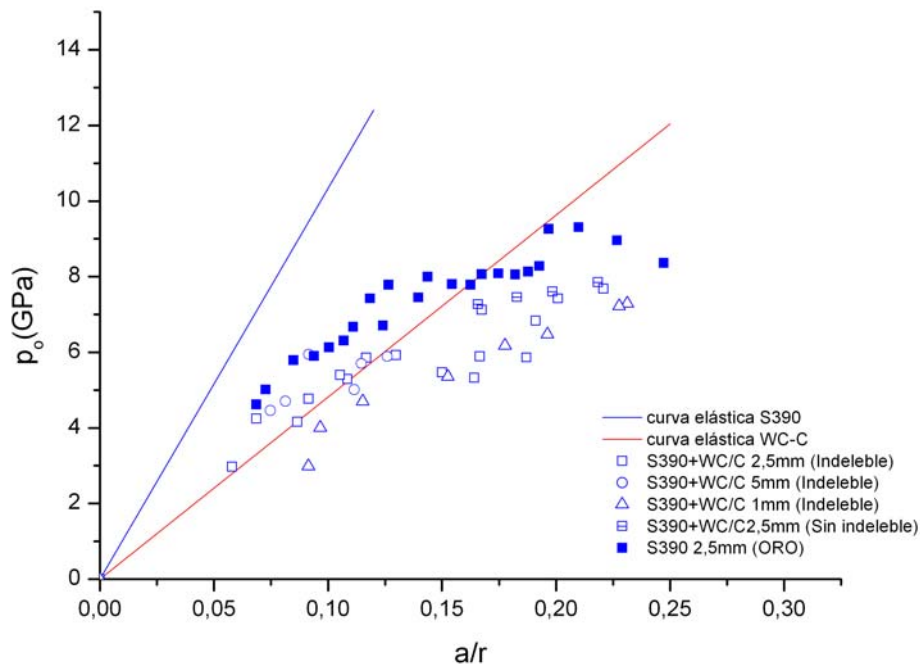
**Figura 6.1** Curvas  $P_0$  vs  $a/r$  del sistema GD13 + WC-C para diferentes diámetros de indentador usando tres metodologías de medición de las huellas.

En la figura 6.1 se pueden observar los valores de tensión y deformación correspondientes a las huellas producidas por los indentadores de diferente diámetro y medidos mediante tres metodologías sobre el sistema GD13+WC-C. Se aprecia una gran dispersión en los resultados.

Los datos obtenidos de la medición de las huellas directamente sobre el sistema (sin indeleble) se encuentran en la parte más alta de la gráfica. Se miden huellas más pequeñas y consecuentemente dan como resultado tensiones mayores. Las mediciones de las huellas realizadas sobre el material pintado con el marcador indeleble se corresponden con los resultados de la parte más baja de la gráfica. Los datos de las indentaciones sobre los sistemas recubiertos con una finísima capa de oro son los más homogéneos. El oro permite registrar tanto la deformación elástica como la plástica debido a su ductilidad. Por otra parte la medición de estas huellas no resulta compleja y el margen de error es menor. Así, en régimen monotónico se utilizaron las mediciones de las huellas producidas sobre el sistema recubierto con oro para la elaboración de las curvas tensión-deformación.

Para valores de deformación muy pequeños el error en la medición es muy significativo. En el sistema GD13+WC-C al medir las indentaciones realizadas sobre la superficie pintada con un marcador indeleble, observamos la gran diferencia que existe entre estas huellas y las medidas directamente sobre la superficie sin pintar. Esto es debido a que en este sistema el componente de la deformación elástica es más prominente que en el caso del S390+WC-C (ver figura 6.2 a continuación). En ambos sistemas la variación entre medidas *con oro* y *sin indeleble* es mínima para deformaciones altas.



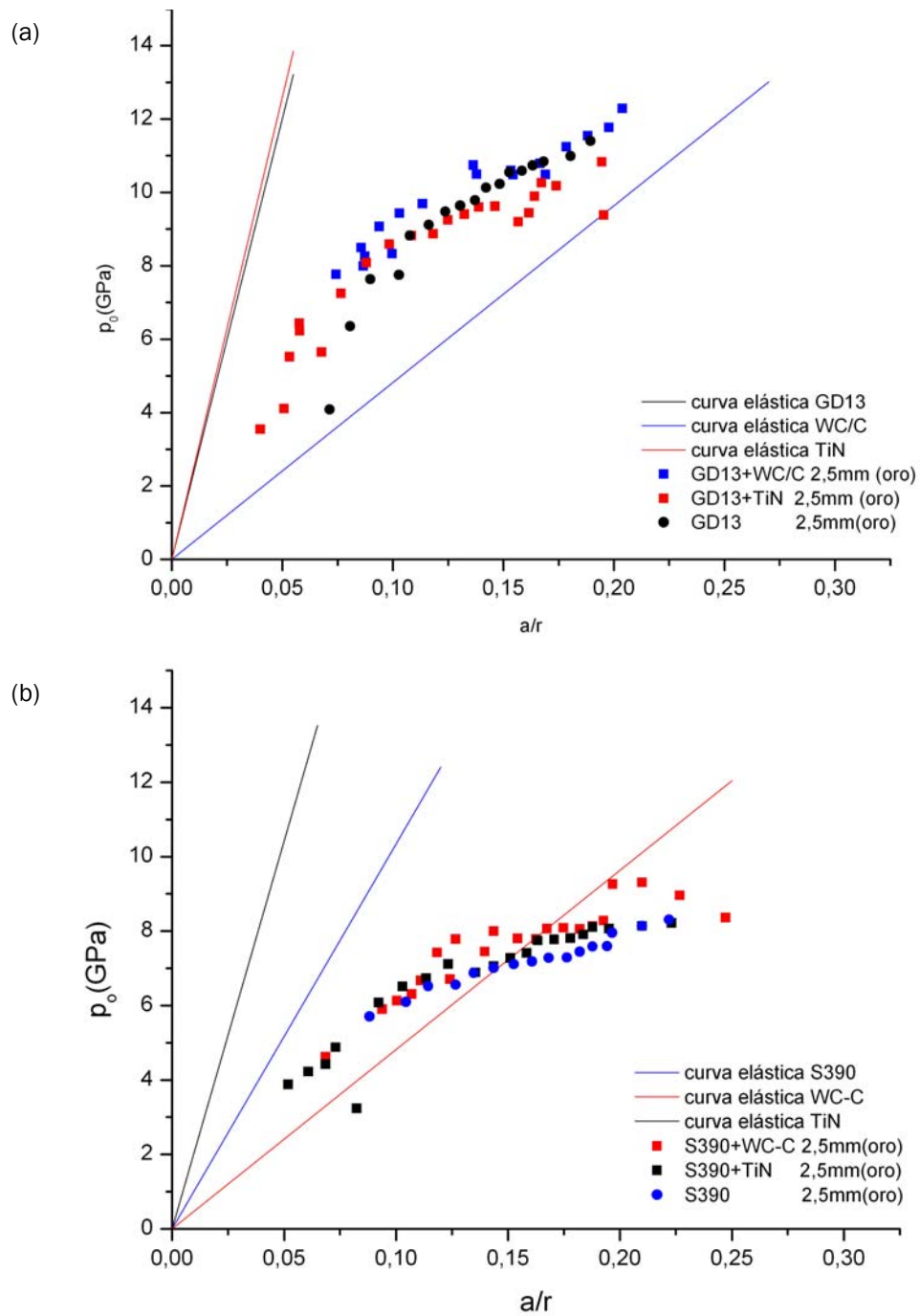


**Figura 6.2** Curvas  $P_0$  vs  $a/r$  del sistema S390 + WC-C para diferentes diámetros de indentador usando tres metodologías de medición de las huellas.

En la figura 6.3 se muestran las curvas tensión-deformación de los dos sistemas investigados, GD13+WC-C y S390+WC-C. Se presenta una comparación de cada uno de ellos con la curva del sustrato correspondiente y con otro sistema con el mismo sustrato recubierto con TiN. Estas curvas nos servirán para evaluar el papel del recubrimiento.

En la gráfica a) de la figura 6.3 observamos mínimas diferencias entre los valores de los dos sistemas recubiertos. Los valores frente al sustrato no varían tampoco en gran medida. Estas variaciones se deben probablemente a la dispersión de los resultados en cada caso ocasionada por el margen de error experimental. En la gráfica b) se puede apreciar la misma tendencia. Este hecho es un indicador de que la presencia del recubrimiento no afecta sensiblemente la respuesta al contacto del sustrato como ente individual.

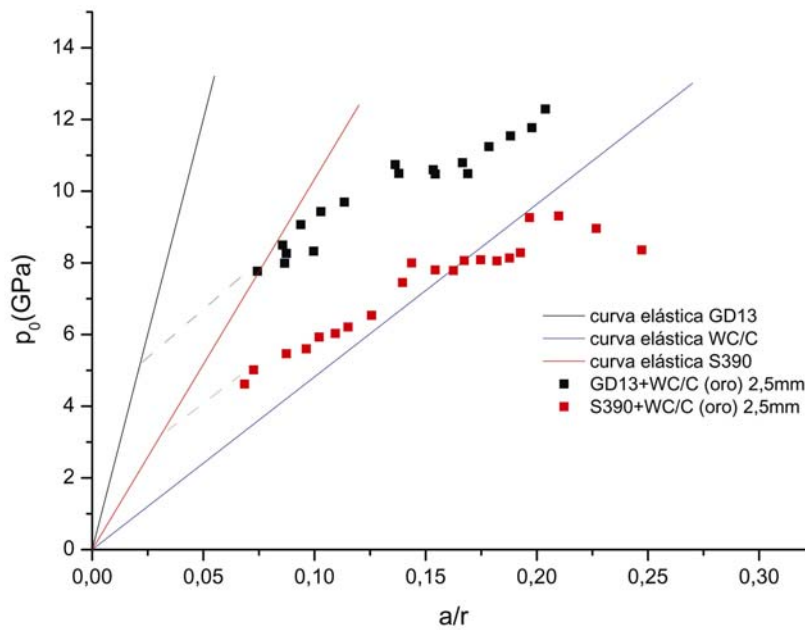




**Figura 6.3** Curvas  $P_0$  vs  $a/r$  (a) GD13+WC-C vs GD13+TiN vs GD13  
(b) S390+WC-C vs S390+TiN vs S390



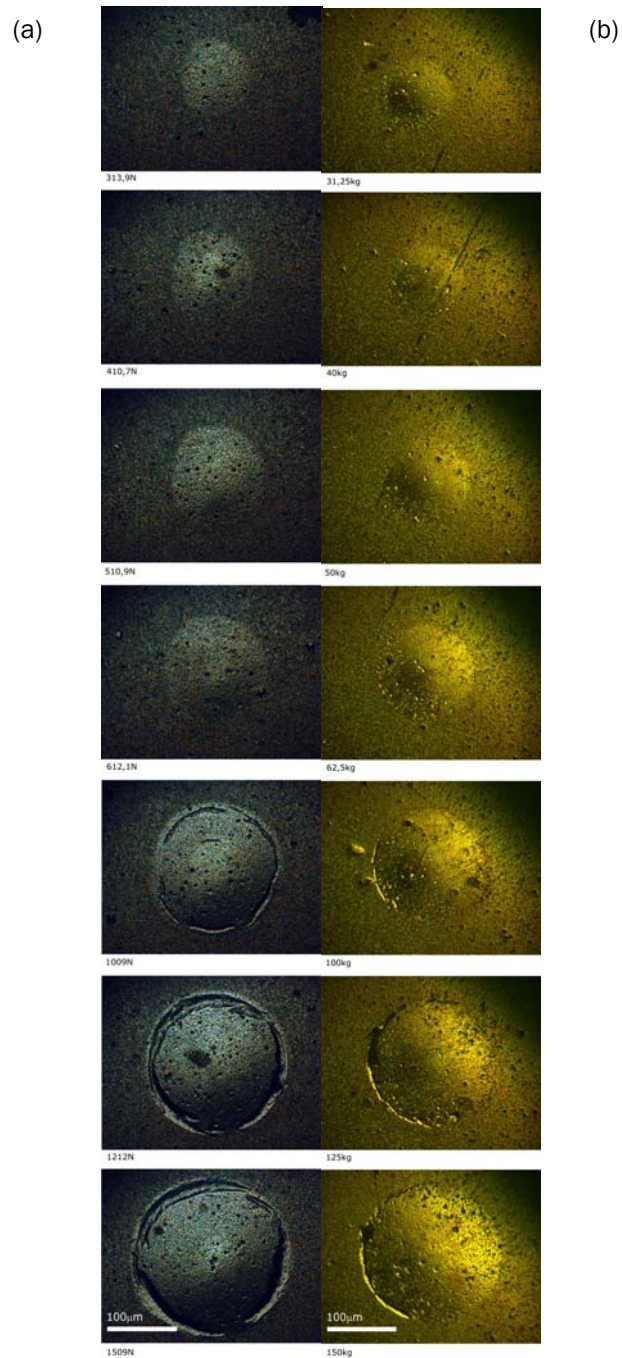
En la figura 6.4 se muestra la comparación entre los sistemas GD13+WC-C y S390+WC-C.



**Figura 6.4** Curvas  $P_0$  vs  $a/r$  GD13+WC-C vs S390+WC-C

En la figura 6.4 se aprecia una diferencia importante entre la curva del sistema GD13+WC-C y el S390+WC-C, similar a la que presentarían los dos sustratos sin recubrimiento. Este hecho y la mínima diferencia entre las curvas sustrato-recubrimiento vs sustrato observada en la figura 6.3 nos indica que quien más influye en el comportamiento de los sistemas es la deformación del sustrato.





**Figura 6.5** Secuencia del daño sobre los sistemas a) S390+WC-C , b) GD13+WC-C con carga creciente

En la figura 6.5, se muestra la evolución de las huellas obtenidas con un indentador de 2,5mm de diámetro sobre los dos sistemas estudiados, GD13+WC-C y S390+WC-C. Al aumentar la carga, las huellas se vuelven más grandes y profundas, hasta una determinada carga a partir de la cual, además del daño quasi-plástico comienzan a emerger grietas anillo.



### 6.2.2 DETERMINACIÓN DEL LÍMITE ELÁSTICO

Para establecer el límite elástico,  $\sigma_y$ , en la curva  $P_0$  vs  $a/r$  de cada sistema, se buscó la intersección de la curva elástica con el ajuste potencial de los datos experimentales. Las gráficas de la figura 6.6 ilustran la determinación de  $\sigma_y$  para el sistema GD13+WC-C y S390+WC-C respectivamente.

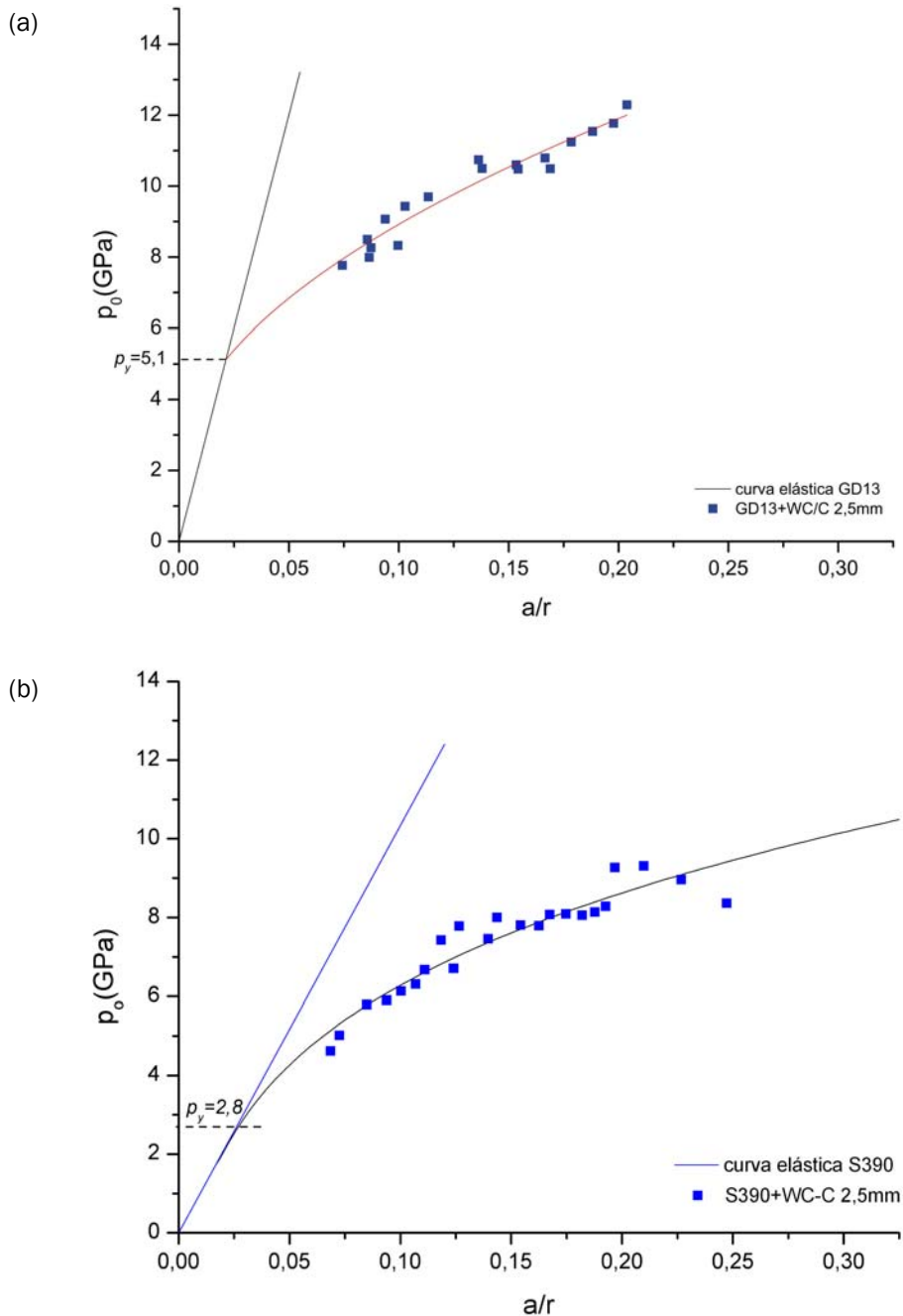
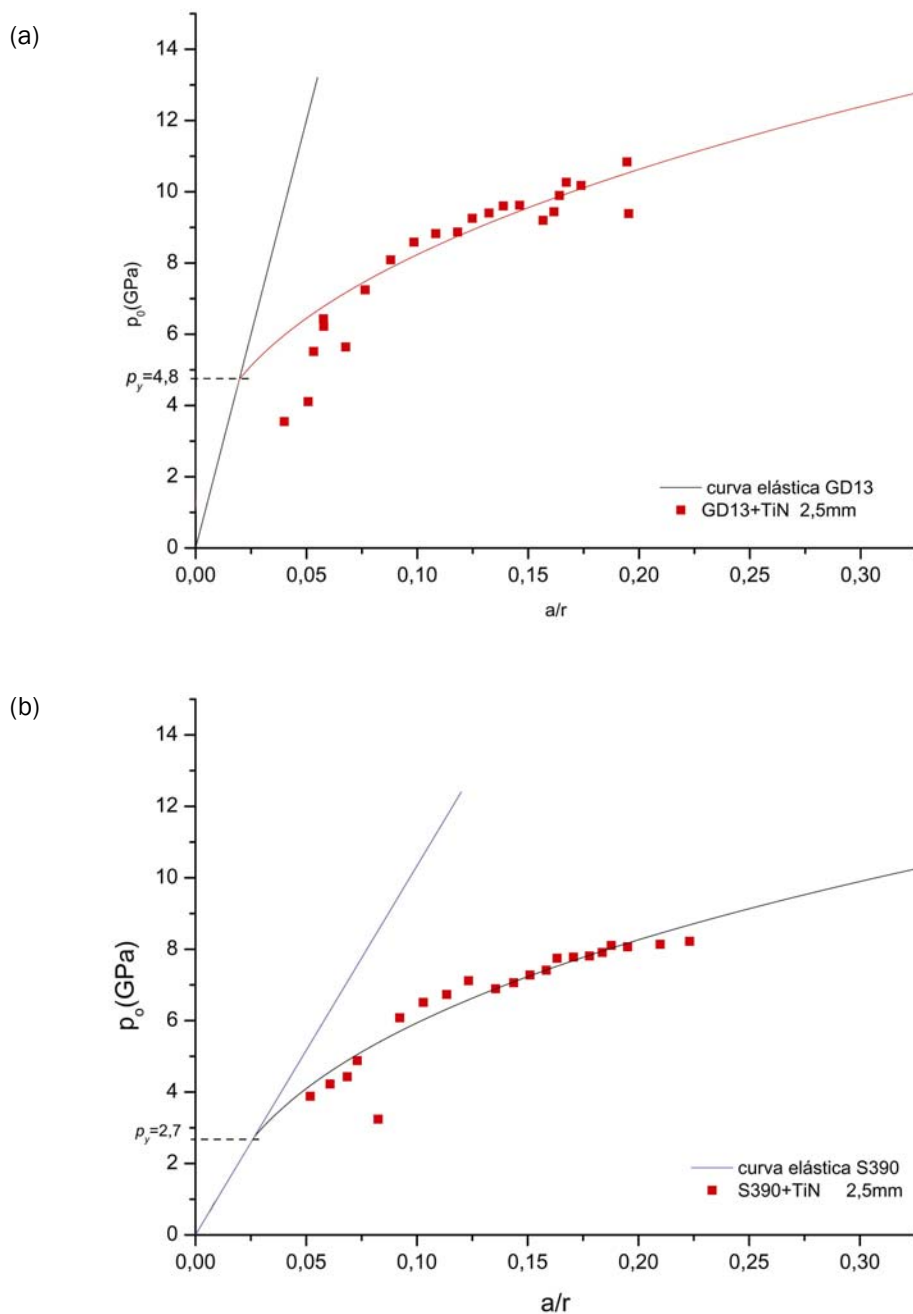


Figura 6.6 Determinación  $\sigma_y$  de para los sistemas a) GD13+WC-C, b) S390+WC-C



Se calcularon también los límites elásticos de los sistemas GD13+TiN y S390+TiN, ilustrados en las gráficas de la figura 6.7. La estimación de los límites elásticos para todos los conjuntos estudiados se presenta en la tabla 6.2.



**Figura 6.7** Determinación  $\sigma_y$  de para los sistemas a) GD13+TiN, b) S390+TiN



	$\sigma_y$ (GPa)
GD13 + WC-C	5,1
S390 + WC-C	2,8
GD13 + TiN	4,8
S390 + TiN	2,7

**Tabla 6.2** Límite elástico estimado para los dos sistemas investigados.

Los valores obtenidos para todos los sistemas recubiertos indican valores del orden de 1/3 de la dureza de los sustratos respectivos.

### 6.2.3 IDENTIFICACIÓN DEL DAÑO POR CONTACTO MONOTÓNICO

Los materiales estudiados se deforman cuasi-plásticamente al aplicar cargas por contacto esférico, formándose huellas debido a la deformación plástica residual. Tanto el diámetro como la profundidad de las huellas aumentan con la carga aplicada. El daño se caracteriza, para cargas superiores a una carga crítica, por la formación de grietas anillo.

En este estudio se define *carga crítica* a aquella que provoca daño en el sistema, entendido como la aparición de grietas anillo. En el sistema GD13+WC-C, con un comportamiento más elástico que en el S390+WC-C, las grietas anillo se muestran de una manera clara. Por ello se tomará como criterio de inicio de daño la aparición de una grieta de al menos 1/5 de longitud de circunferencia. En el caso del S390+WC-C, el análisis del daño es más complejo. Por ello la observación de una grieta de un tamaño apreciable será la condición de aparición de daño. La estimación del daño en los sustratos se realizará teniendo en cuenta este último criterio. En este contexto se define *límite monotónico* a la carga máxima experimentada por el sistema en la que no presenta daño.

Las cargas críticas para la aparición de dichas grietas anillo fueron determinadas para cada sistema, utilizándose un indentador esférico de 2,5 mm de diámetro. Los resultados se muestran en la tabla 6.3

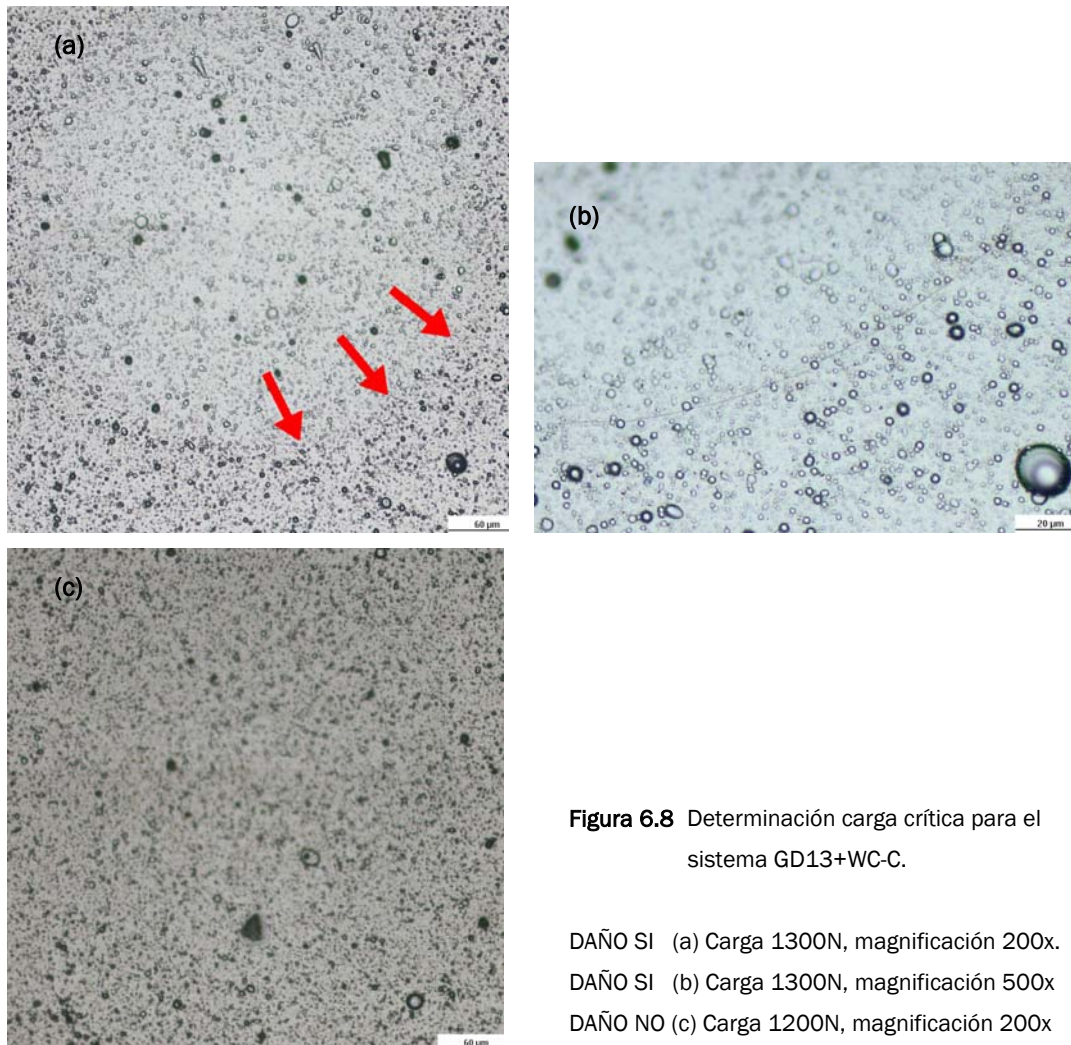




	Carga(N)	Tensión (GPa)
GD13+ WC-C	1305	11,32
S390 + WC-C	1006	7,73

**Tabla 6.3** Carga y tensión crítica de aparición de daño.

Las tensiones asociadas a la carga crítica y al límite monotónico se calcularon mediante las huellas realizadas directamente sobre el sistema (sin indeleble). A estos niveles de deformación la variación respecto de los valores medidos sobre el recubrimiento de oro es mínima. En las figuras 6.8 a 6.11 se ven representadas las cargas críticas de cada uno de los sistemas y nos permite establecer una relación entre éstas y el comportamiento que presenta cada uno de los sustratos. Se puede observar que la carga crítica del sustrato GD13, alrededor de 1200N, es ligeramente inferior que la del sistema GD13+WC-C. En cambio incluso para cargas muy elevadas, como la de la figura 6.11, el sustrato S390 no presenta daño, mientras que en el sistema correspondiente la aparición de daño se produce para una carga de 1000N.



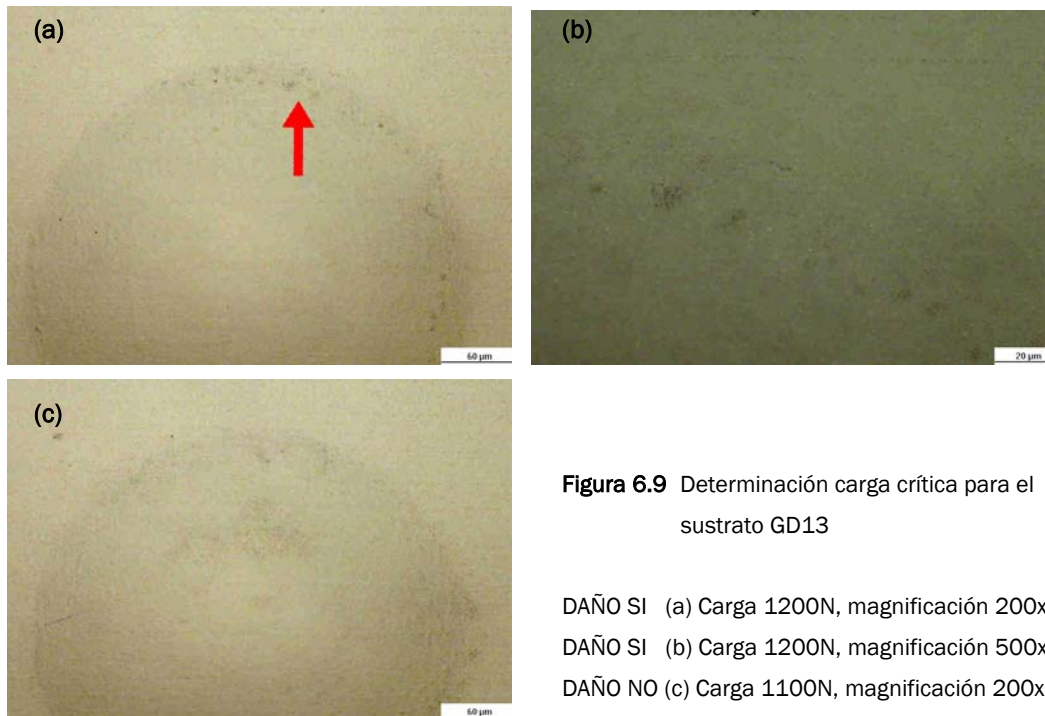
**Figura 6.8** Determinación carga crítica para el sistema GD13+WC-C.

DAÑO SI (a) Carga 1300N, magnificación 200x.

DAÑO SI (b) Carga 1300N, magnificación 500x

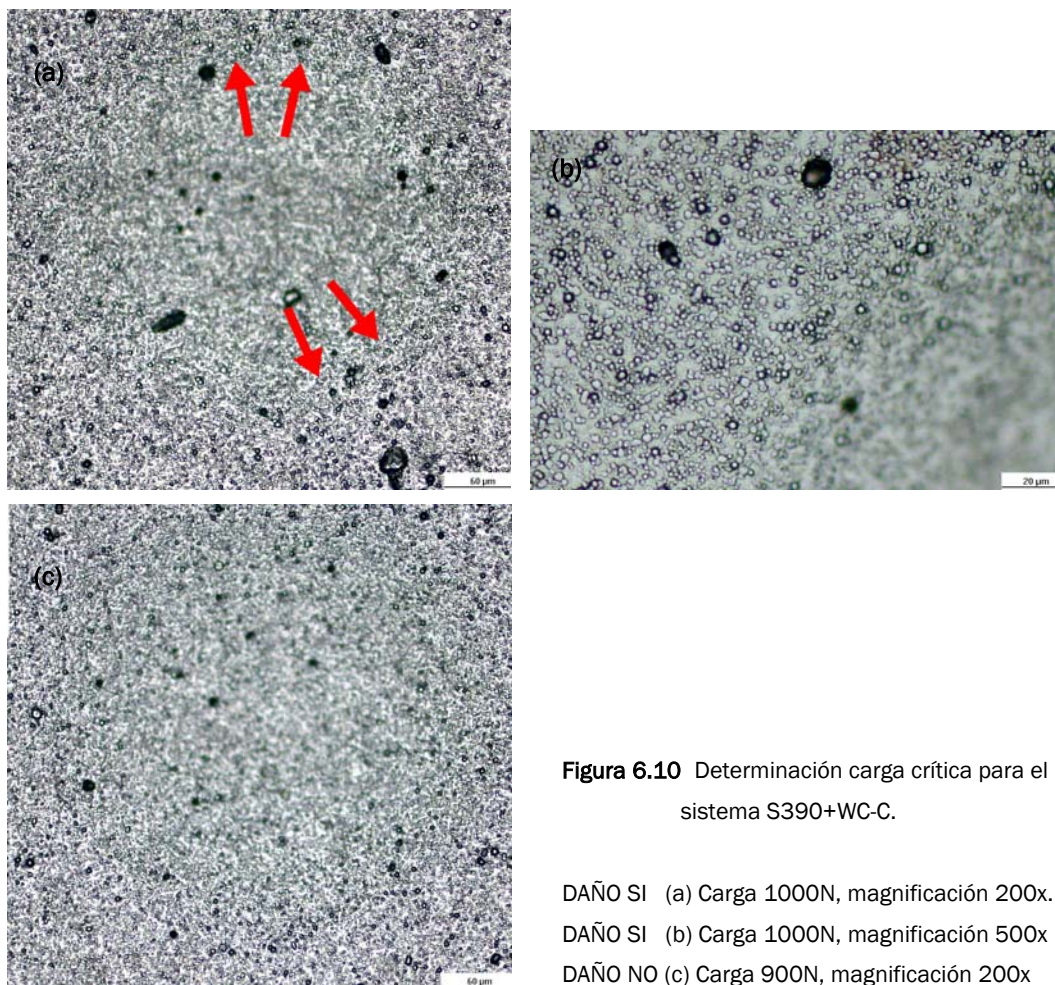
DAÑO NO (c) Carga 1200N, magnificación 200x





**Figura 6.9** Determinación carga crítica para el sustrato GD13

DAÑO SI (a) Carga 1200N, magnificación 200x.  
 DAÑO SI (b) Carga 1200N, magnificación 500x  
 DAÑO NO (c) Carga 1100N, magnificación 200x



**Figura 6.10** Determinación carga crítica para el sistema S390+WC-C.

DAÑO SI (a) Carga 1000N, magnificación 200x.  
 DAÑO SI (b) Carga 1000N, magnificación 500x  
 DAÑO NO (c) Carga 900N, magnificación 200x





**Figura 6.11** Determinación carga crítica para el sustrato S390.

DAÑO NO Carga 3500N, magnificación 200x.

#### **6.2.4 CARACTERIZACIÓN DEL DAÑO EN PROFUNDIDAD (SECCIÓN TRANSVERSAL)**

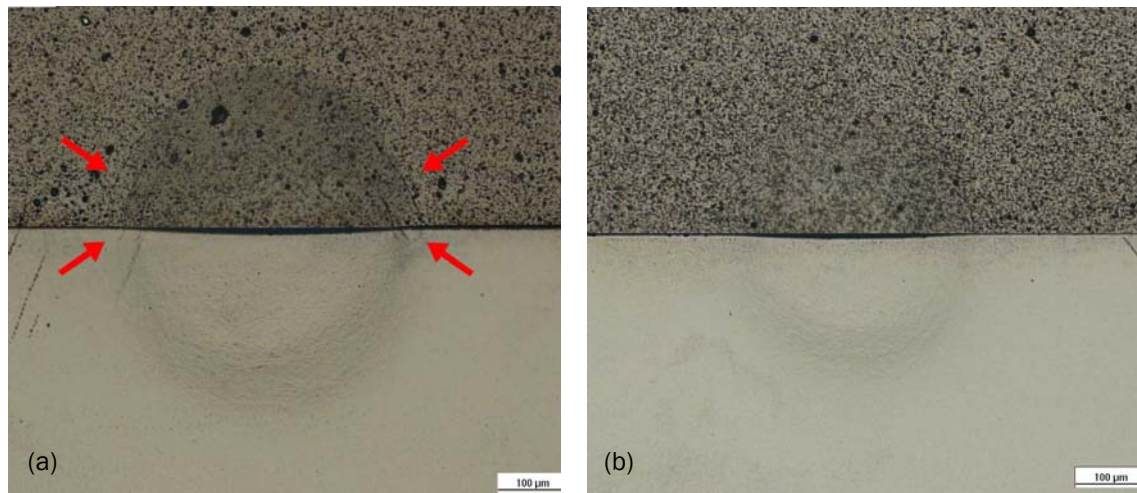
Con el fin de observar el daño generado en profundidad por indentación esférica, se siguió el procedimiento descrito en el apartado 5.3. La inspección mediante microscopía óptica reveló las indentaciones, tanto en vista superficial como en sección transversal. Además se realizaron micrografías mediante microscopía electrónica de barrido para un análisis en más profundidad del daño por fisuración.

En las dos imágenes de la figura 6.12 se aprecia daño cuasi-plástico tanto en la sección transversal como en la superficie, con una profundidad de indentación asociada. El espesor del recubrimiento parece no variar. En el caso de la figura 6.12a, para una carga de 1407N, la deformación es más pronunciada. Se trata de una carga superior a la crítica determinada previamente y se observan claramente diferentes grietas anillo concéntricas que crecen de forma cónica hacia el interior del sustrato.

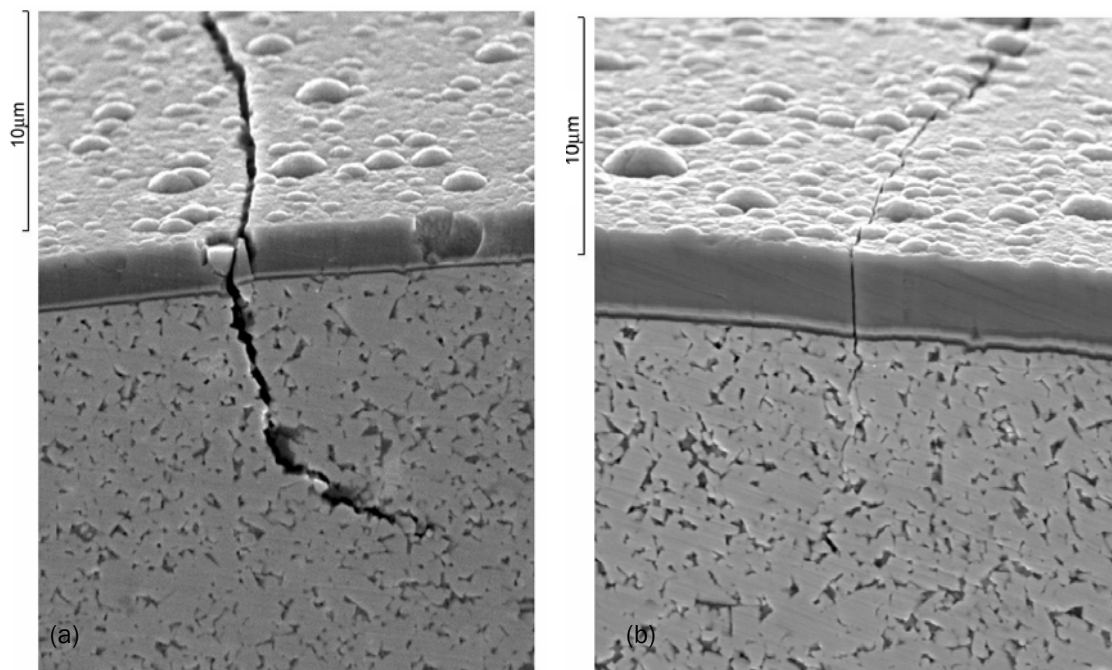
La figura 6.13 ilustra el análisis mediante SEM del mismo sistema. Corrobora lo ya observado a través de microscopía óptica en el caso de la carga de 1407N. La grieta penetra en el sustrato, crece en forma de cuello cilíndrico hasta que defleca y comienza a crecer en oblicuo. Para el caso de 1006N, se observa una grieta muy fina, no apreciada por microscopía óptica que empieza a penetrar en el sustrato. Esta fisura está apareciendo a una carga inferior a la crítica, pero puede deberse al método del presente ensayo, sin olvidar que el criterio de detección de daño utilizaba la microscopía óptica como herramienta.





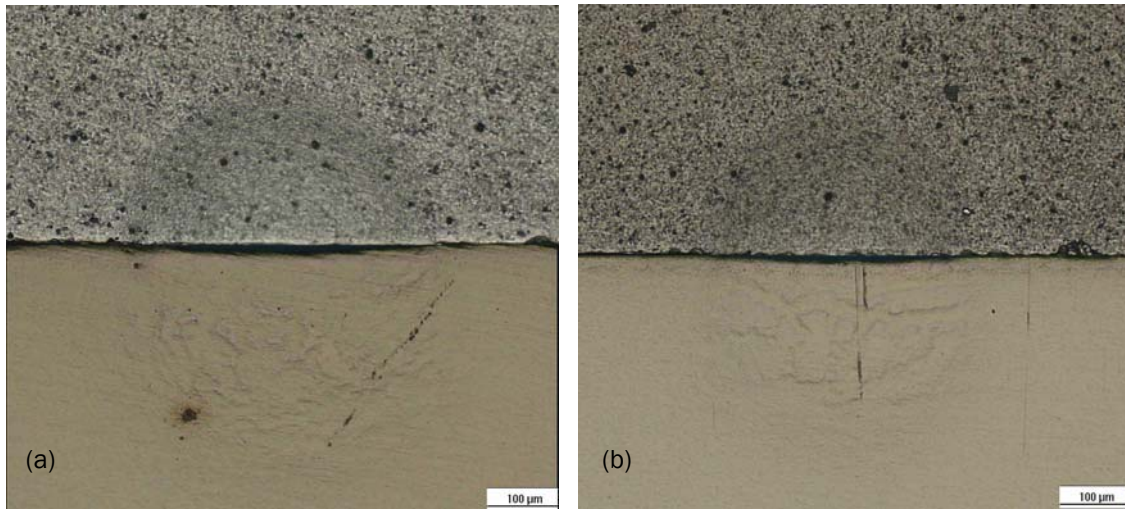


**Fig 6.12** Daño generado en profundidad en el sistema GD13+WC-C por contacto esférico monotónico. Parte superior: superficie; parte inferior: intercara. a) 1407 N, b) 1006N

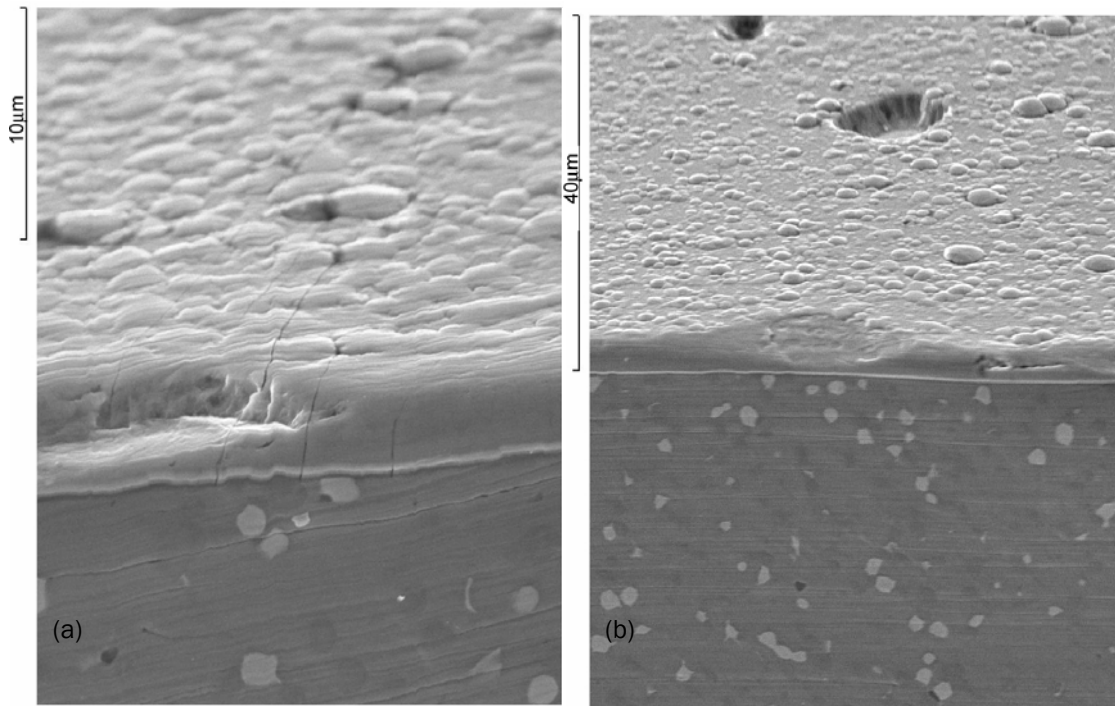


**Fig 6.13** Micrografías por SEM de la sección de la huella por indentación esférica del sistema GD13+WC-C a) Carga: 1407 N, b) Carga: 1006N





**Fig 6.14** Daño generado en profundidad en el sistema S390+WC-C por contacto esférico monotónico. Parte superior: superficie; parte inferior: intercara. a) 1204 N, b) 804,9N



**Fig 6.15** Micrografías por SEM de la sección de la huella por indentación esférica del sistema S390+WC-C a) Carga: 1204 N, b) Carga: 804,9N

En la figura 6.14 se puede observar el efecto de la indentación a diferentes cargas en el sistema S390+WC-C. La imagen de la izquierda corresponde a una huella producida por una carga de 1204N. Está por encima de la carga crítica determinada para este sistema, pero no se aprecia ninguna fisura ni en superficie ni en la sección transversal, solamente daño cuasi-plástico. En la figura 6.15b, para



una carga de 804,9N la deformación cuasi-plástica es menor, a nivel de área de contacto, de profundidad de huella y de deformación permanente causada en el sustrato.

El análisis posterior del sistema mediante SEM, ilustrado en la figura 6.14, revela la presencia de grietas muy leves en el recubrimiento en el caso de la carga de 1204N. Se trata de hasta cuatro diferentes y mientras que las más exteriores podrían ser de tipo anillo, las interiores podrían tener un carácter de tipo intermedio-radial, debidas a la gran deformación que sufre el sustrato. Ninguna de las grietas observadas llega a penetrar en el sustrato. Para la carga de 804,9N no se observa daño por fisuración.

Como ya se comprobó a la hora de determinar la carga crítica, en este sistema es muy complejo identificar las grietas. Incluso recurriendo a técnicas como SEM, la fisuración, aunque presente, es de carácter muy leve para este rango de cargas.

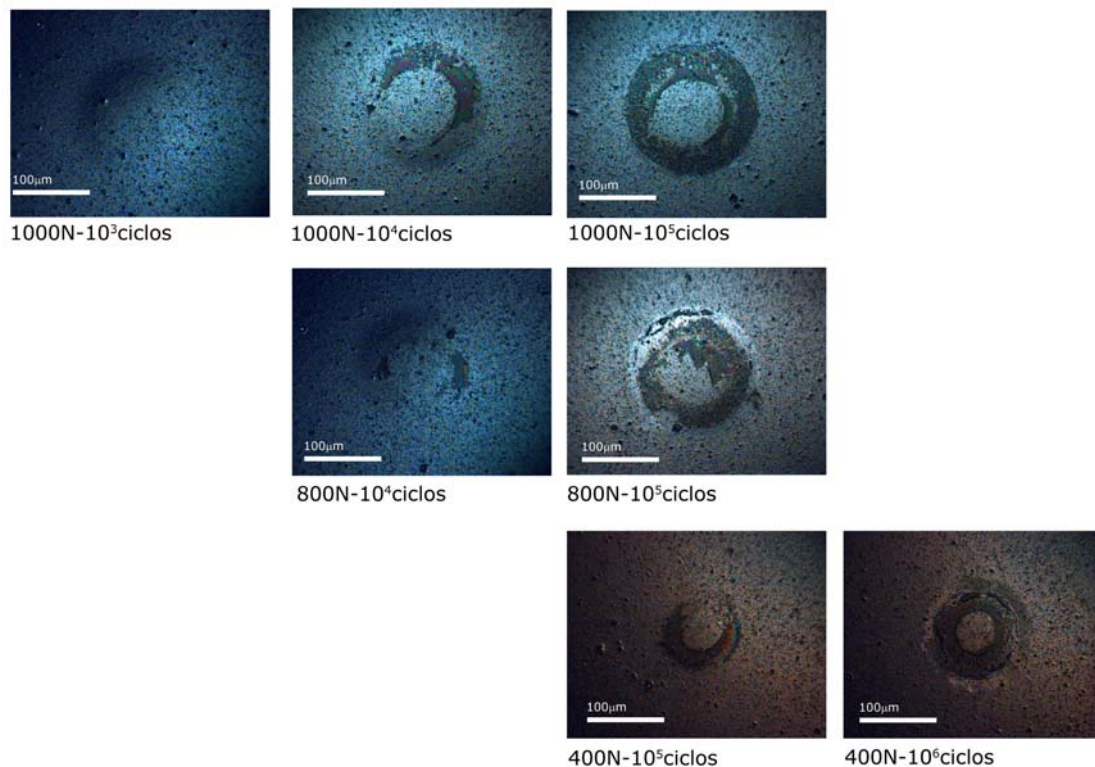


### 6.3 FATIGA POR CONTACTO ESFÉRICO

Los efectos sobre los sistemas observados en indentación esférica monotónica se acentúan bajo contacto esférico cíclico. Se propone ahora estudiar y caracterizar cuál es el efecto de la fatiga por contacto esférico en los dos sistemas investigados en el presente trabajo.

#### 6.3.1 INDENTACIÓN POR CONTACTO ESFÉRICO CÍCLICO

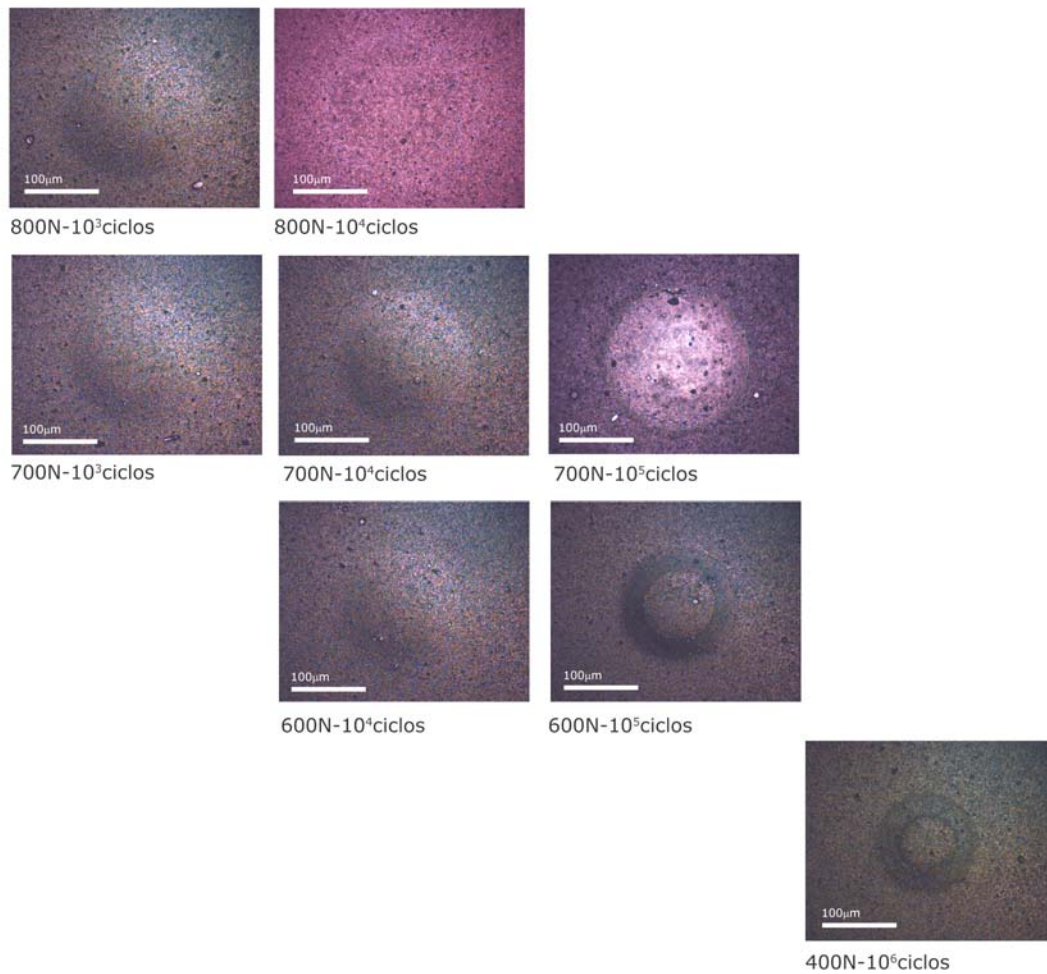
Para comprobar el efecto de la fatiga se trabajó partiendo de cargas cercanas e inferiores a la carga crítica, determinada previamente mediante los ensayos de contacto esférico monotónico (tabla 6.3). Para ello, se realizaron ensayos con un indentador de 2,5mm de diámetro disminuyendo la carga y aumentando el número de ciclos. Se puede apreciar en las secuencias de las figuras 6.16 y 6.17 la evolución del daño en los sistemas bajo cargas repetitivas por contacto esférico.



**Fig 6.16** Secuencia del daño por contacto esférico cíclico en el sistema GD13+WC-C.







**Fig 6.17** Secuencia del daño por contacto esférico cíclico en el sistema S390+WC-C.

En las figuras 6.16 y 6.17 se pueden identificar dos tipos de daño diferentes:

- Daño cuasi-plástico, mayor a medida que se aumenta el número de ciclos.
- Aparición de grietas anillo. Para una carga determinada por debajo de la carga crítica, al aumentar el número de ciclos se observa la emergencia de grietas anillo. Esto demuestra la sensibilidad a fatiga de estos sistemas.





### 6.3.2 DETERMINACIÓN CURVAS DE LAS CURVAS P-N y $p_0$ -N

En las curvas P-N de la figura 6.18 se muestra la aparición de daño en los sistemas estudiados, entendido como el inicio de una grieta anillo, para valores dados de carga (partiendo de la carga crítica y en disminución) y de número de ciclos (desde 1 ciclo hasta  $10^6$  ciclos).

En el sistema GD13+WC-C se aprecia una disminución abrupta entre el límite monotónico y el límite a fatiga en términos de carga, desde los 1200N hasta los 100N. En el caso del S390+WC-C, la disminución es más moderada y acorde con los valores esperados.

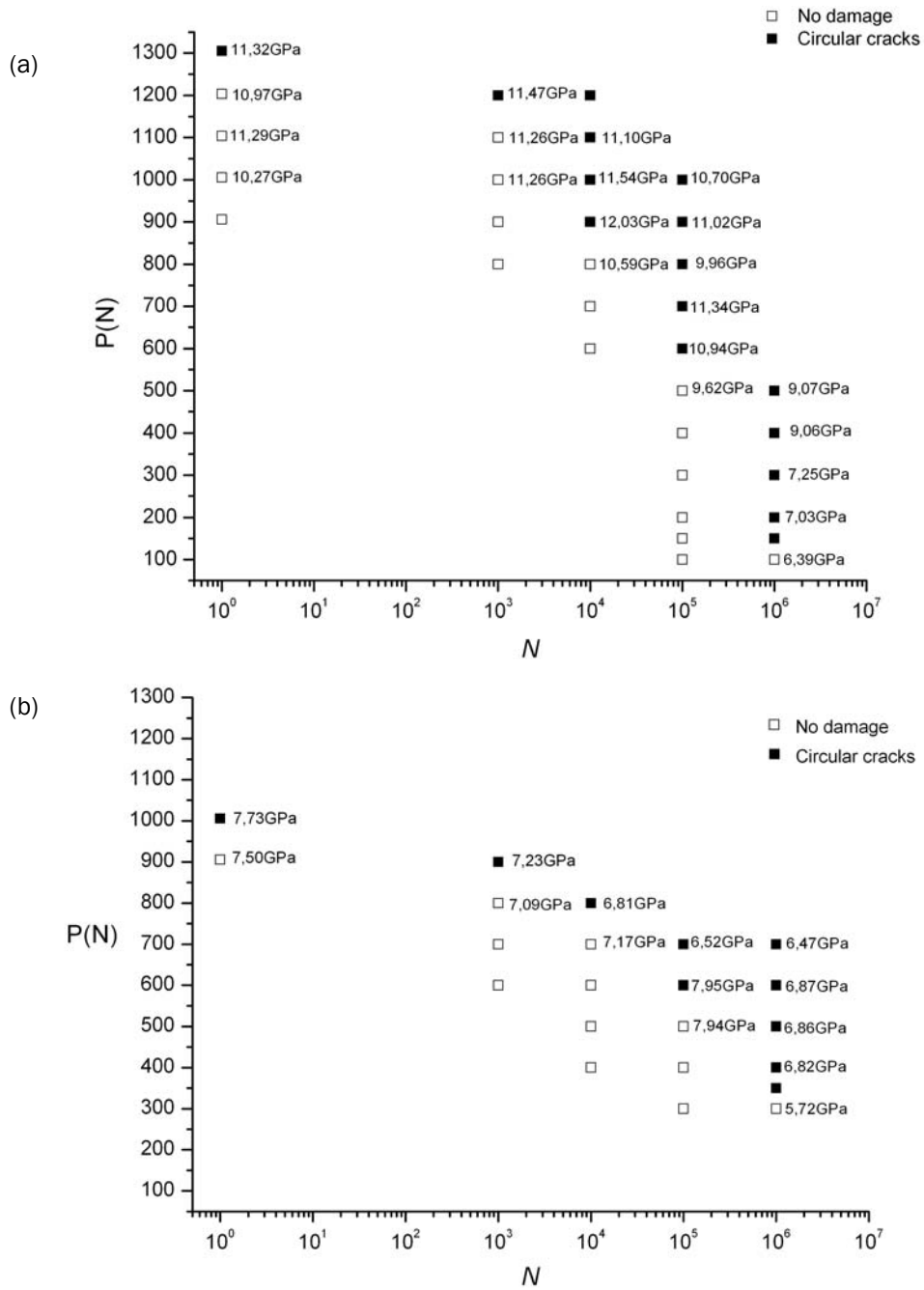
Para los dos sistemas estudiados, GD13+WC-C y S390+WC-C, se produce fisuración bajo fatiga a presiones aplicadas inferiores a las evaluadas bajo sollicitaciones monotónicas. Además, las grietas anillo aparecen para valores de carga cada vez más pequeños al aumentar el número de ciclos.

En la figura 6.18 se pueden observar la tensión media asociada a la huella producida para los valores de carga vs número de ciclos. Esta se calcula a través de las huellas realizadas directamente sobre el sistema (sin indeleble).

Los valores de tensión de las gráficas de la figura 6.18 se obtienen de la siguiente manera: la tensión para un valor dado de P y N será igual a la media de las tensiones para ese N dado y el valor para un N previo (en escala logarítmica).

Como se puede apreciar en ambos gráficos de la figura 6.18, aunque la evolución de estas tensiones medias no se ajusta completamente al comportamiento esperado (menores presiones a medida que aumentamos N para la aparición de daño) se observa una tendencia de la relación inversa entre los parámetros  $p_0$  y N, la cual permite discriminar respuestas mecánicas diferentes para distintos sistemas. La falta de concordancia total se debe principalmente a errores experimentales adscritos a la definición y medición de las huellas mediante microscopía óptica.

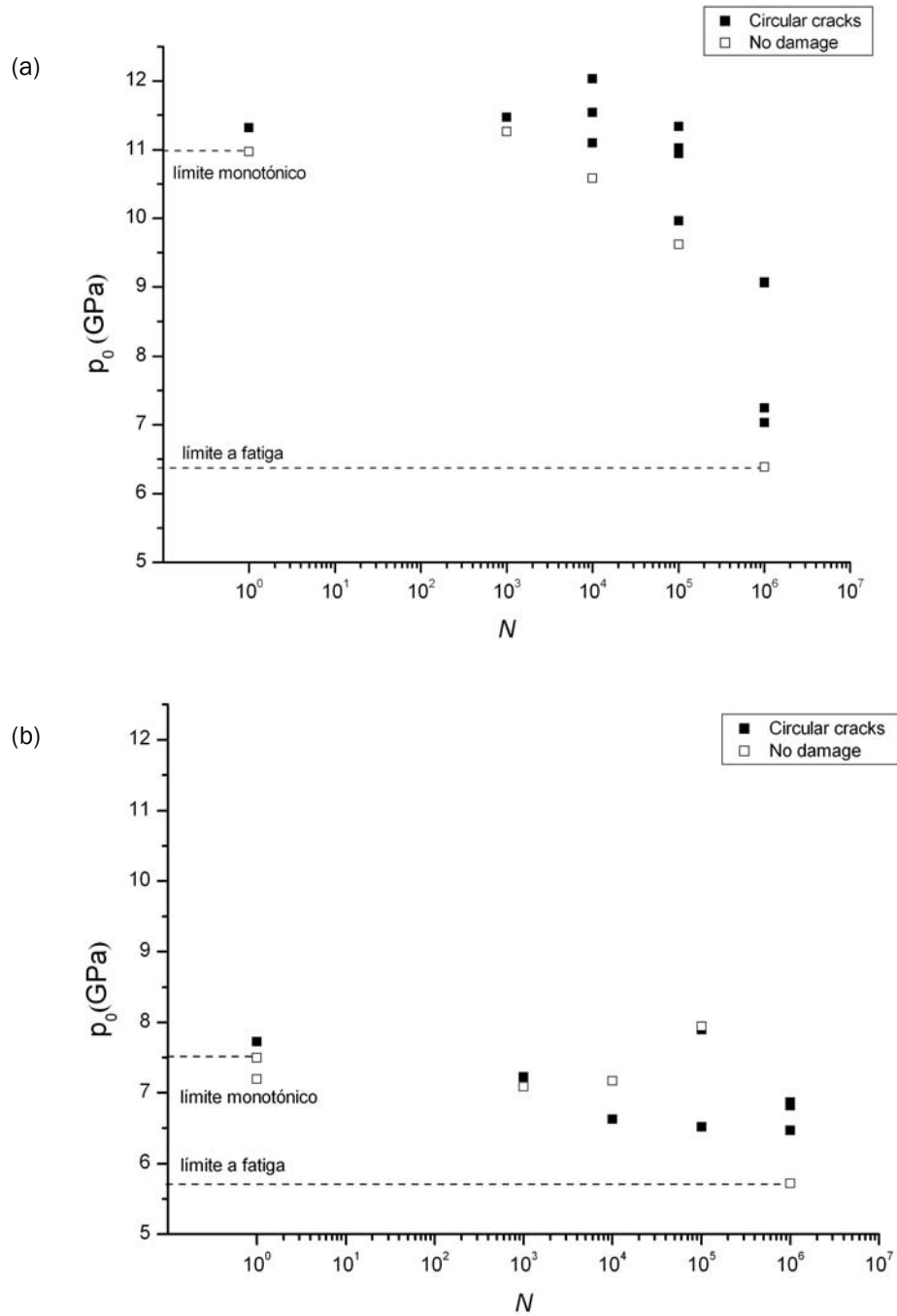




**Fig 6.18** Aparición de daño bajo cargas cíclicas: (a) GD13+WC-C, (b) S390+WC-C

Las gráficas de la figura 6.19 muestran la aparición de daño para valores de  $p_0$  y  $N$ . Como ya se refirió antes, las gráficas de la figura 6.19 presentan una tendencia similar a las curvas clásicas S-N, es decir una relación inversa entre estos dos parámetros. Un análisis de las mismas claramente indica un comportamiento más plano para el sistema S390+WC-C que para el GD13+WC-C.





**Fig 6.19** Curvas  $p_0/N$ . Aparición de daño bajo cargas cíclicas: (a) GD13+WC-C, (b) S390+WC-C

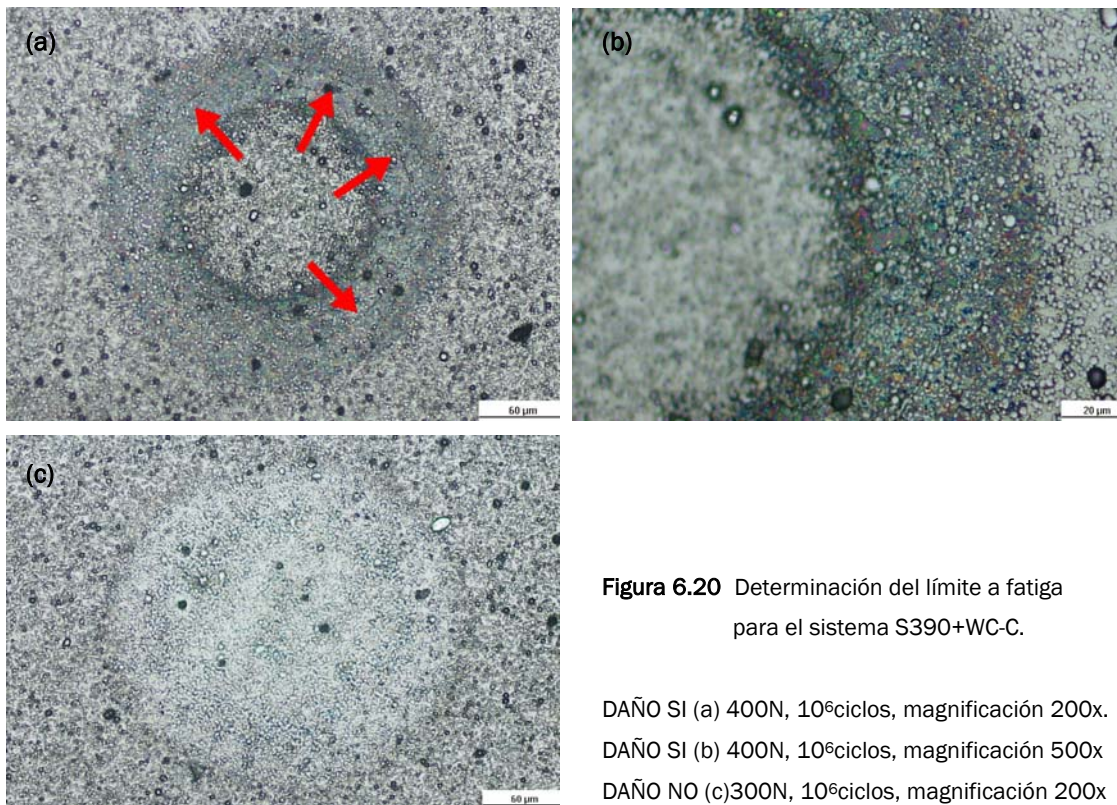


### 6.3.3 DETERMINACIÓN DEL LÍMITE A FATIGA

En este estudio se define límite a fatiga como la carga máxima donde no se presenta daño, entendido como la aparición de grietas anillo con los mismos criterios de observación utilizados para los ensayos monotónicos, para  $10^6$  ciclos. En la tabla 6.4 se muestran los valores de carga y tensión asociados al límite de fatiga para los sistemas S390+WC-C y GD13+WC-C respectivamente, ilustrados en las figuras 6.20 y 6.21.

	Límite a fatiga (N)	Límite a fatiga (GPa)
GD13 + WC-C	100	6,39
S390 + WC-C	300	5,72

**Tabla 6.4** Límite a fatiga determinado para los sistemas estudiados.



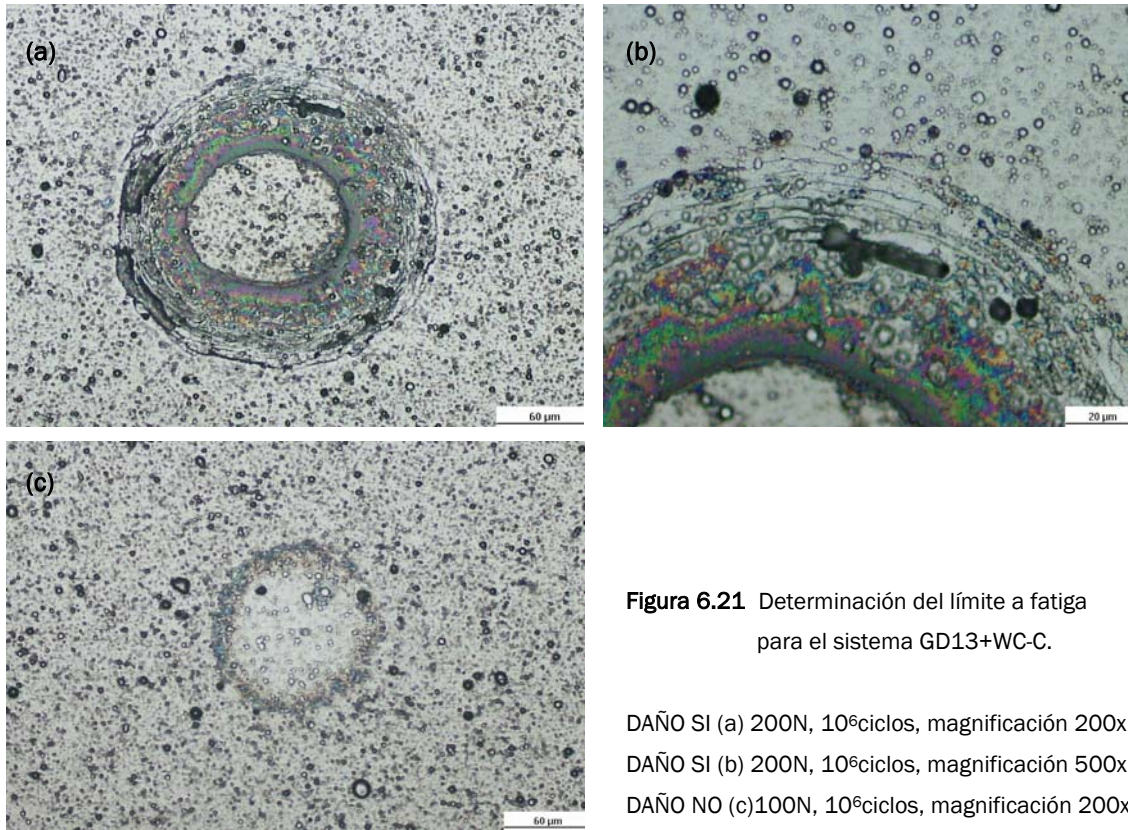
**Figura 6.20** Determinación del límite a fatiga para el sistema S390+WC-C.

DAÑO SI (a) 400N, 10<sup>6</sup>ciclos, magnificación 200x.

DAÑO SI (b) 400N, 10<sup>6</sup>ciclos, magnificación 500x

DAÑO NO (c)300N, 10<sup>6</sup>ciclos, magnificación 200x





**Figura 6.21** Determinación del límite a fatiga para el sistema GD13+WC-C.

DAÑO SI (a) 200N,  $10^6$  ciclos, magnificación 200x.

DAÑO SI (b) 200N,  $10^6$  ciclos, magnificación 500x

DAÑO NO (c) 100N,  $10^6$  ciclos, magnificación 200x

En la tabla 6.5 se compara el límite monotónico con el límite elástico de los dos sistemas estudiados. Los resultados muestran en ambos casos que para observar la aparición de grietas anillo, se debe aplicar tensiones superiores al límite elástico. Por lo tanto, existe cedencia plástica previa a la aparición de daño por grietas anillo.

	Límite monotónico/ $\sigma_Y$
GD13+ WC-C	2,15
S390 + WC-C	2,68

**Tabla 6.5** Relación entre el Límite monotónico y  $\sigma_Y$  de los sistemas estudiados.

En cuanto a la sensibilidad a fatiga, ésta se puede estimar como el cociente entre el límite a fatiga y el límite monotónico. Un material poco sensible a fatiga presentará un cociente cercano a la unidad. La determinación de este factor para los sistemas estudiados aparece en la tabla 6.6. Asimismo se presentan los valores correspondientes a una investigación previa utilizando los mismos sustratos y como recubrimiento TiN.<sup>17</sup>



	Sensibilidad a fatiga
<b>GD13+ WC-C</b>	0,58
<b>GD13+TiN</b>	0,78
<b>S390 + WC-C</b>	0,76
<b>S390+TiN</b>	0,81

**Tabla 6.6** Sensibilidad a fatiga de los sistemas estudiados.

Los valores que se muestran en la tabla 6.6 de sensibilidad a fatiga del sistema S390 recubierto con WC-C son menores que los del GD13+WC-C. Dado el carácter metálico del acero, estos resultados sugieren que el carácter cerámico del recubrimiento juega un papel importante en la determinación de los micromecanismos de fallo definidos como críticos en este trabajo; es decir, fisuras tipo anillo en la superficie del sistema recubierto.

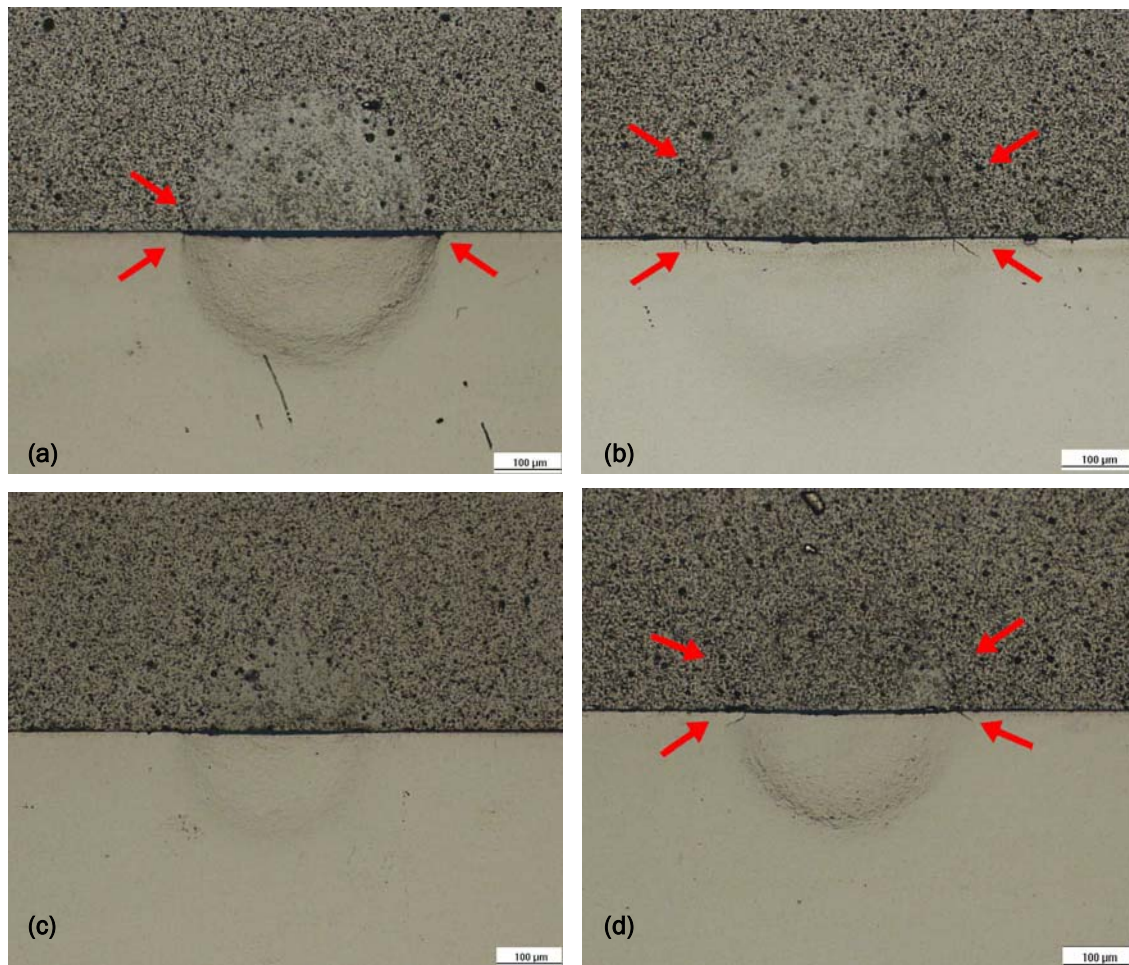
La comparación con los sistemas con recubrimiento TiN nos ofrece valores similares para el sustrato S390, pero la sensibilidad para el GD13 es menor que la de su homónimo recubierto con WC-C. A continuación, a través de la caracterización del daño en profundidad se intentará interpretar el papel de sustrato y recubrimiento en el origen de las fisuras y su crecimiento





### 6.3.4 CARACTERIZACIÓN DEL DAÑO POR FATIGA EN PROFUNDIDAD (SECCIÓN TRANSVERSAL)

Con el fin de observar el daño generado en profundidad por indentación esférica bajo cargas cíclicas, se siguió el mismo procedimiento que para los ensayos monotónicos. La inspección mediante microscopía óptica reveló las indentaciones tanto en vista superficial como en sección transversal. Además se realizaron micrografías mediante microscopía electrónica de barrido para un análisis en mayor profundidad del daño por fisuración.



**Fig 6.22** Daño generado en profundidad en el sistema GD13+WC-C por contacto esférico monotónico. Parte superior: superficie; parte inferior: intercara. a)  $1000\text{N}\cdot 10^3$  ciclos, b)  $1000\text{N}\cdot 10^4$  ciclos, c)  $600\text{N}\cdot 10^4$  ciclos, d)  $600\text{N}\cdot 10^5$  ciclos



En la figura 6.22 se muestra el comportamiento del sistema GD13+WC-C bajo indentación cíclica. Las imágenes a) y b) muestran la evolución del daño para una misma carga 1000N (por debajo de la carga crítica monotónica) para 1.000 y 10.000 ciclos respectivamente. El efecto de la fatiga se observa por la aparición de fisuración en el sistema y la acumulación gradual de daño cuasi-plástico, que para 10.000 ciclos es tan elevada que provoca la formación de más grietas en el recubrimiento penetrando claramente en el sustrato. Las imágenes c) y d) muestran indentaciones de 600N durante 10.000 ciclos y 600N durante 100.000 ciclos respectivamente. En la primera sólo apreciamos deformación cuasi-plástica. Para un mayor número de ciclos observamos el crecimiento de la deformación y la aparición de grietas anillo-cónicas con penetración en el sustrato.

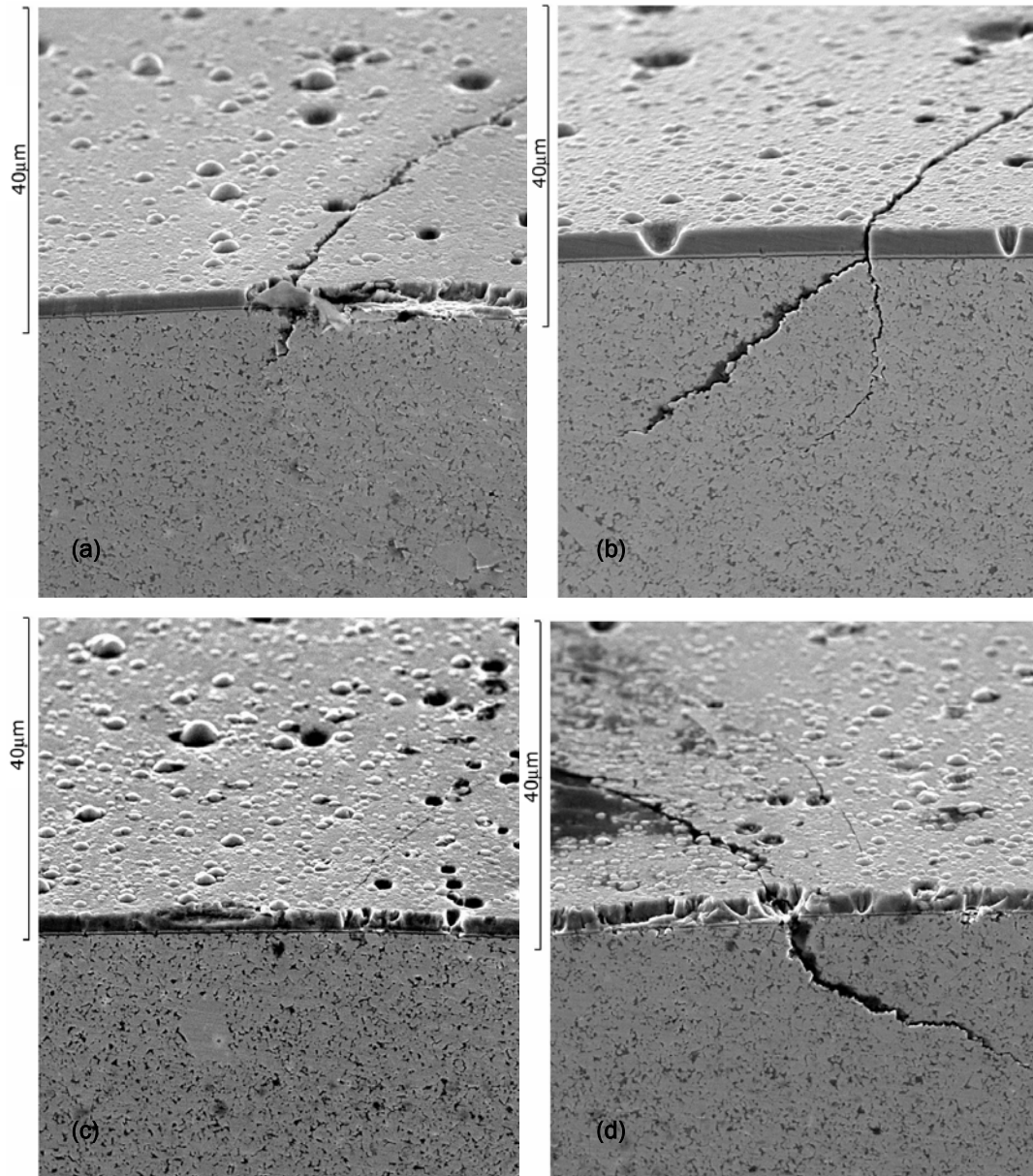
Las imágenes obtenidas por SEM, figura 6.23, corroboran el análisis realizado mediante microscopía óptica. En el caso de la carga de 1000N-1.000 ciclos observamos una grieta incipiente que acaba de penetrar en el sustrato. Al seguir ciclando la grieta se sigue desarrollando y en un momento determinado defleca y adquiere una trayectoria de 45°, evolucionando de manera estable ya que el campo tensional tractil disminuye al aumentar la profundidad del material hasta llegar a ser compresivo. Por otro lado observamos que aparece una grieta secundaria más fina que crece también en cuello de botella y finalmente parece adquirir una trayectoria oblicua. Esta última puede ser debida a que la acumulación de deformación plástica en el sistema dispara el campo de tensiones tractil (máximo en el perímetro de la huella) provocando más grietas anillo concéntricas u otras secundarias que crecen de fisuras pre-existentes como en este caso. El efecto de la fatiga se aprecia también en el espesor de la grieta, que se vuelve más ancha para un mayor número de ciclos. El rozamiento entre ambas caras de la grieta produce pérdida de material y por ello conduce a su ensanchamiento.

Las imágenes c) y d) muestran indentaciones de 600N durante 10.000 y 100.000 ciclos respectivamente. En la primera se observa una fisura muy fina que todavía no se ha desarrollado y a priori no ha llegado a la intercara. En la segunda imagen, la grieta ha penetrado en el sustrato, se ha ensanchado y crece de manera cónica.

La figura 6.23 demuestra que en todos los casos la grieta aparece en el recubrimiento y luego crece hasta superar la intercara y penetrar en el sustrato.



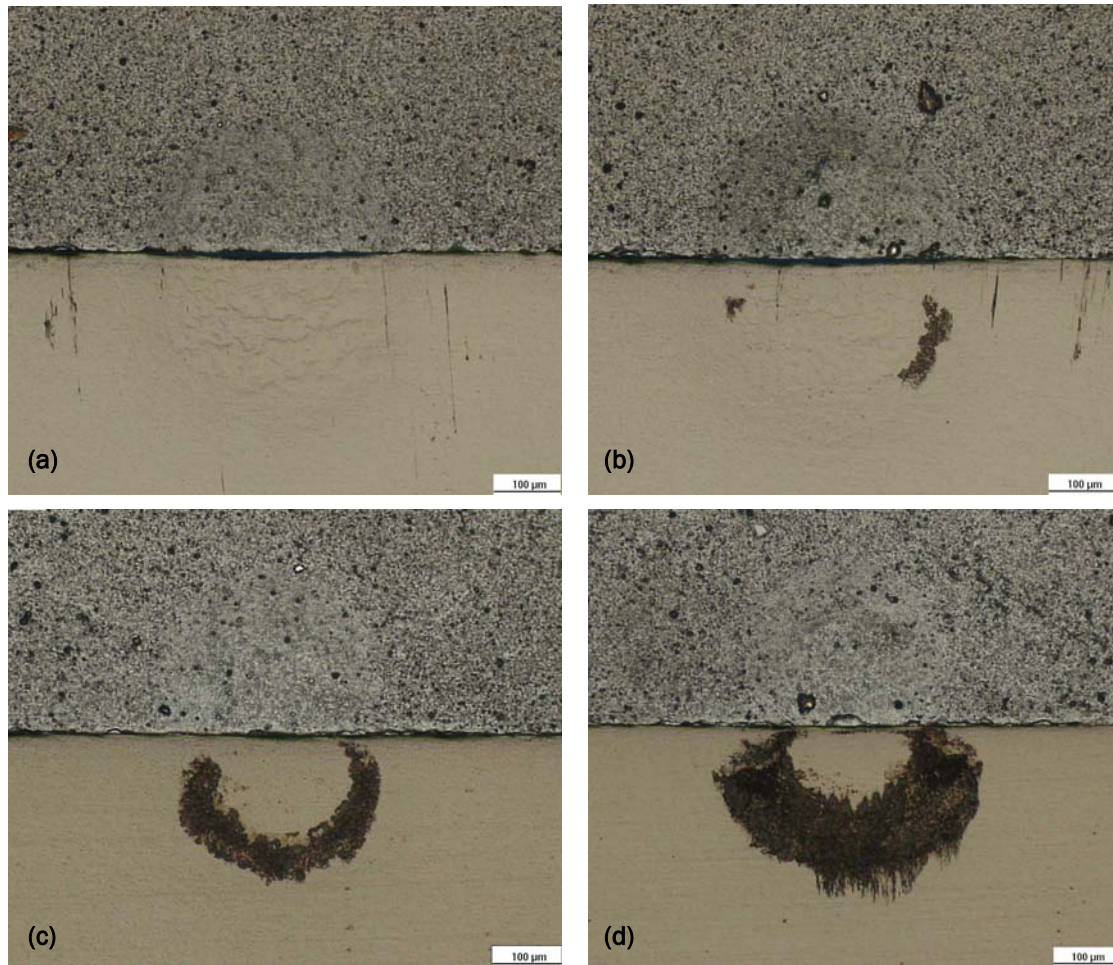




**Fig 6.23** Micrografías por SEM de la sección de la huella por indentación esférica del sistema GD13+WC-C  
a) 1000 N-1.000 ciclos, b) 1000N-10.000 ciclos, c) 600N-10.000 ciclos, d) 600N-100.000 ciclos

Las imágenes de microscopía óptica de la superficie indentada y la intercara para el sistema S390+WC-C se muestran en la figura 6.24. En ninguno de los casos para las cargas y ciclos aplicados se presentó fisuración (corroborado mediante observación por SEM). Sin embargo se aprecia el efecto de la fatiga para el mismo nivel de carga ilustrado por el aumento del daño cuasi-plástico





**Fig 6.24** Daño generado en profundidad en el sistema S390+WC-C por contacto esférico monotónico. Parte superior: superficie; Parte inferior: intercara. a)  $800\text{N}\cdot 10^3$  ciclos, b)  $800\text{N}\cdot 10^4$  ciclos, c)  $600\text{N}\cdot 10^4$  ciclos, d)  $600\text{N}\cdot 10^5$  ciclos





## 7 CONCLUSIONES

El objetivo de este estudio es analizar la respuesta mecánica bajo contacto esférico monotónico y cíclico de dos sistemas sustrato-recubrimiento.

La curva monotónica que presenta el GD13+WC-C es similar a la del sustrato GD13, hecho que se repite para el sistema S390+WC-C y el S390. Esto indica que la presencia del recubrimiento en los sistemas (sustrato-recubrimiento) no afecta la respuesta al contacto del sustrato como ente individual. Las curvas para los mismos sustratos recubiertos con TiN corroboran esta afirmación. Sin embargo las curvas de los sistemas GD13+WC-C y S390+WC-C si resultan muy diferentes, y su correspondiente intersección con las curvas elásticas de los sustratos indican valores de presión del orden de  $1/3$  la dureza de los sustratos, lo cual es coherente con lo que cabría esperar.

El comportamiento de los sistemas depende enormemente de la deformación plástica o cuasi-plástica de los sustratos. Considerando la aparición de una grieta circular como criterio de daño, se observa que en el caso del GD13 tanto el sustrato como el sistema recubierto presentan fisuración a valores de presión de contacto similares. Por otra parte, el sustrato S390 no exhibe fisuración alguna en el rango de presiones de contacto estudiadas, mientras que el sistema recubierto sí la presenta. En el contexto de la observación anterior, el hecho que bajo fatiga aparezca fisuración a presiones aplicadas por debajo de la carga crítica monotónica implica que ambos sistemas son sensibles a fatiga.

El daño por fisuración aparece siempre para valores de presión de contacto superiores al límite elástico. Siempre se produce cedencia plástica o cuasi-plástica previa a la generación de grietas. Las fisuras en ambos sistemas se generan en el recubrimiento para posteriormente penetrar y crecer hacia el interior del sustrato.

La sensibilidad a fatiga del sistema S390 recubierto parece ser algo menor que la observada para el caso del metal duro. Dado el carácter metálico del acero se podría describir como comportamiento "no esperado" y parece sugerir que el carácter cerámico del recubrimiento debe estar jugando el papel prominente en el origen de la fisuración. Las diferencias relativas entre los dos sistemas deben estar asociadas a los mecanismos de fallo y su localización: intrínseca al sustrato, recubrimiento y/o intercara o a una combinación más compleja de otros factores como las tensiones residuales resultantes de la deposición de los recubrimientos.





## **8 AGRADECIMIENTOS**

Me gustaría agradecer el apoyo de mi tutor Luís LLANES que me ha permitido realizar este proyecto dentro de su grupo de investigación.

Agradezco también la ayuda de los investigadores y técnicos de laboratorio del grupo de Fatiga y Fractura, en especial la de Elena TARRÉS y Giselle RAMÍREZ.

Por último, me gustaría mencionar a las empresas Balzers-Elay S.A., Durit Ibérica S.L. y Tyco Electronics AMP S.A. por su contribución en el desarrollo de este proyecto.





## 9 REFERENCIAS

- <sup>1</sup> Lawn, B. R., "Indentation of Ceramics with Spheres: A Century after Hertz", *J. Am. Ceram. Soc.*, **81** [8], 1977-94, 1998.
- <sup>2</sup> Seung Kun Lee,\*,† Sataporn Wuttiphan, and Brian R. Lawn\*., " Role of Microstructure in Hertzian Contact Damage in Silicon Nitride: I, Mechanical Characterization", *J. Am. Ceram. Soc.*, **80** [9], 2367-81, 1997.
- <sup>3</sup> K.-D. Bouzakis\*, N. Vidakis, K. David, "The concept of an advanced impact tester supported by evaluation software for the fatigue strength characterization of hard layered media", *Thin Solid Films* 355-356 (1999) 322-329
- <sup>4</sup> F. B. Langitan and B. R. Lawn, "Hertzian Fracture Experiments on Abraded Glass Surfaces as Definitive Evidence for an Energy Balance Explanation of Auerbach's Law," *J. Appl. Phys.*, **40** [10] 4009-17 (1969).
- <sup>5</sup> F. C. Roesler, "Brittle Fractures Near Equilibrium," *Proc. Phys. Soc. London*, B69, 981-92 (1956).
- <sup>6</sup> C. J. Culf, "Fracture of Glass Under Various Liquids and Gases," *J. Soc. Glass Technol.*, **41**, 157T-167T (1957).
- <sup>7</sup> A. G. Mikosza and B. R. Lawn, "Section-and-Etch Study of Hertzian Fracture Mechanics," *J. Appl. Phys.*, **42** [13], 5540-45 (1971).
- <sup>8</sup> E. Lugscheider \*, O. Knotek, C. Wolff, S. Ba"rwulf, "Structure and properties of PVD-coatings by means of impact tester", *Surface and Coatings Technology* 116-119 (1999) 141-146
- <sup>9</sup> R. Bantle, A. Matthews, "Investigation into the impact wear behaviour of ceramic coatings", *Surface and Coatings Technology* **74-75** (1995) 857-868
- <sup>10</sup> M. Stoiber, M. Panzenbock, C. Mitterer C. Lugmair, "Fatigue properties of Ti-based hard coatings deposited onto tool steels", *Surface and Coatings Technology* **142\_144** 2001 117\_124
- <sup>11</sup> S. Wuttiphan, B.R. Lawn, and N.P. Padture, *J. Am. Ceram. Soc.* **79**, 634 (1996).
- <sup>12</sup> B.R. Lawn et al, "Overview: Damage in brittle layer structures from concentrated loads", *J. Mater. Res.*, **Vol. 17**, No. 12, Dec 2002.





<sup>13</sup> ASM International, "Cemented Carbides", Tool Materials, ASM Specialty Handbook, Materials Park, USA, 36-58, 1998.

<sup>14</sup> Olle Wånstrand, Mats Larsson, Per Hedenqvist, "Mechanical and tribological evaluation of PVD WC/C coatings", *Surface and Coatings Technology* **111** (1999) 247-254

<sup>15</sup> Dreyer, K., Dohmann, P., Holzhauser, H., Müller, M., Van den Berg, H. y Weith, W., "Hardmetals for Tools and Wear Parts State of the Art", acta del PM World Congress, Granada, España, 1988.

<sup>16</sup> Torres, Y., "Comportamiento a fractura y fatiga de carburos cementados WC-Co", Tesis Doctoral, Universitat Politècnica de Catalunya, Barcelona, España, 2002.

<sup>17</sup> Montalan, F., "Comportamiento a fatiga por contacto esférico de tres sistemas sustrato – recubrimiento duros", Proyecto final de carrera, Universitat Politècnica de Catalunya, Barcelona, España, 2006.

<sup>18</sup> Noderström, H., "Comportamiento tribomecánico de sistemas sustrato – recubrimiento duros", Proyecto final de carrera, Universitat Politècnica de Catalunya, España, 2006.

<sup>19</sup> Tarrés, E., Nordenström, H., Jiménez-Piqué, E., Anglada, M. y Llanes, L., "Comportamiento mecánico al contacto de sistemas sustrato – recubrimiento duros: Influencia de la naturaleza del sustrato y del espesor del recubrimiento", actas del IX Congreso Nacional de Materiales, col. Congresos N° 53, vol. 1, Servizo de Publicacións da Universidade de Vigo, 369-72, 2006.



## ANEXOS

### A PRESUPUESTO

El presente estudio se basa en el trabajo continuado de una persona durante 5 meses, con soporte de diversos profesores, doctorandos y técnicos. Se ha desarrollado en el Laboratorio de Fractura y Fatiga de la Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales de Barcelona (ETSEIB), perteneciente a la Universidad Politécnica de Cataluña (UPC). Para su realización se han utilizado diferentes máquinas de ensayos, preparación y observación, disponibles en el citado laboratorio.

Las tareas básicas de esta investigación han sido:

- Preparación metalográfica de las diferentes probetas a estudiar.
- Ensayos bajo contacto monótonico y cíclico.
- Observación y medición de las probetas mediante diferentes técnicas de microscopía.
- Trabajo de investigación, análisis de resultados y ejecución por parte de personal cualificado.

En base a lo expuesto anteriormente, el presupuesto de este proyecto se estructura según tres conceptos base: la amortización de las máquinas utilizadas, el gasto asociado al material de laboratorio necesario para todas las tareas de la investigación y los honorarios del personal involucrado en la realización del proyecto. En cuanto al personal especializado se ha estimado en tiempos su participación:

- La intervención del profesor tutor en forma de reuniones ha sido de aproximadamente de 4 horas al mes. A nivel de honorarios se considerará al tutor como Ingeniero Jefe de Proyecto.
- La intervención de los doctorandos se estima en aproximadamente de 30 horas al mes. A nivel de honorarios se considerará al doctorando como Ingeniero Senior.
- El trabajo realizado por el autor del presente proyecto se estima en aproximadamente 120h cada mes. Los honorarios serán calculados en base a un Ingeniero Senior.
- La utilización de todos de los instrumentos y máquinas de ensayo necesitan el soporte de personal competente. La intervención de técnicos es imprescindible en el correcto uso de las diferentes máquinas y al buen funcionamiento del laboratorio. Se estima la intervención de los técnicos de laboratorio en 10 horas al mes.



En la tabla A.1 se pormenoriza el coste de cada uno de los conceptos que intervienen en el proyecto.

Concepto	Coste unitario	Cantidad	Subtotal
<b>Costes de amortización de la maquinaria</b>			
Pulidoras manuales ECOMET-4 de BUEHLER	10€/h	30 h	300 €
Máquina de corte ACCUTOM-2 de STRUERS	10€/h	20h	200 €
Encastradora LABOPRESS-3 de STRUERS	10€/h	2h	20 €
Máquina de ensayos FRANK 532	10€/h	15h	150 €
Máquina de ensayos INSTRON 8511	25€/h	400h	10.000 €
Microscopía óptica	20€/h	20h	400 €
Microscopía electrónica (MEB)	30€/h	3h	90 €
SUBTOTAL			11.160 €
<b>Material de laboratorio</b>			
Paño para la preparación metalográfica, 220 µm	200€/ud	1 ud.	200 €
Paño para la preparación metalográfica, 6 µm	100€/ud	1 ud.	100 €
Pasta de diamante, 6 mm	60€/litro	1/2 litro	30 €
Paño para la preparación metalográfica, 3 µm	100€/ud	1 ud.	100 €
Pasta de diamante, 3 mm	300€/litro	1/2litro	150 €
Lubricante	50€/litro	1/2litro	25 €
Disolventes	2€/litro	2,5 litros	5 €
Bolas indentación WC	2€/ud	20ud	40 €
Disco de corte de diamante	650€/ud	1ud	650 €
Resina encastre	150€/recip. 1'84kg	200gr	15 €
SUBTOTAL			1.315 €
<b>Honorarios personal especializado (periodo: 5meses)</b>			
Ingeniero Junior	12€/h	600h	7.200 €
Ingeniero Senior	30€/h	150h	4.500 €
Jefe de proyecto	60€/h	20h	1.200 €
Técnicos de laboratorio	25€/h	50h	1.250 €
SUBTOTAL			14.150 €
<b>TOTAL PROYECTO</b>			<b>26.626 €</b>

Tabla A.1. Presupuesto pormenorizado del proyecto de investigación



## **B ESTUDIO MEDIOAMBIENTAL**

Como ya se ha descrito en el apartado anterior el desarrollo del presente proyecto comporta las siguientes actividades:

- Preparación metalográfica de las diferentes probetas a estudiar.
- Ensayos bajo contacto monotónico y cíclico.
- Observación y medición mediante diferentes técnicas de microscopía de las probetas.
- Trabajo de investigación, análisis de resultados y ejecución.

En este contexto la valoración del impacto ambiental asociado a esta investigación se limitará al consumo de energía vinculado a la utilización de las diferentes máquinas de preparación y ensayo, a los materiales de las probetas y al tratamiento de los residuos derivados del uso del material de laboratorio necesario para la preparación de las muestras a analizar.

Es necesario indicar que el laboratorio está instalado en un sótano lo que provoca la utilización ininterrumpida de energía para iluminar las instalaciones. El consumo de energía asociado al uso de las máquinas se optimizó mediante planificación para reducir al máximo los procedimientos y ensayos suplementarios o innecesarios. Sin embargo el contacto por fatiga requiere ensayos muy prolongados en el tiempo necesitando muchas horas de funcionamiento y por consiguiente un gran consumo de energía.

Las probetas que han sido utilizadas para la realización de los ensayos han sido un número muy reducido. Asimismo, una de las ventajas de la mecánica de contacto hertziana es la de necesitar muestras muy pequeñas en la experimentación. Esto se traduce en muy poco material utilizado, por lo que por un lado supondrá menor cantidad de residuos y por otro ha supuesto un menor consumo de energía y de emisiones de CO<sub>2</sub> en su obtención y fabricación.

Las operaciones de preparación metalográfica de las muestras requieren varios pasos, utilizando máquinas de pulido y diferentes accesorios. Con el fin de obtener el acabado deseado se emplean diferentes paños de pulido, lubricantes y pasta de diamante de calidades cada vez más finas. Tras la utilización de cada paño, estos son limpiados con agua. Las aguas sucias de pulido con partículas residuales de la probeta, pasta de diamante y lubricante, se filtran mediante tamices. Sin embargo, los productos como el lubricante y las partículas de tamaño micrométrico no son filtrados y pasan a las canalizaciones.



En la preparación de las probetas se realizaron en ciertos casos procesos de corte. Para evitar el calentamiento de los discos de corte, las máquinas disponen de lubricación. Una vez retirados estos lubricantes se vierten sobre recipientes destinados a tal efecto, de manera que no se mezclen con otras sustancias y puedan ser objeto del tratamiento adecuado.

Por otra parte los desechos procedentes del encastrado de las probetas se depositan en los recipientes de residuos generales, lo que impide una optimización del tratamiento de dichos desechos.

Para la limpieza de las diferentes probetas, se utilizan productos químicos como acetona y etanol que después de su uso, se introducen en unos determinados envases para su posterior reciclaje.

