2 METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

2.1 PREPARACIÓN DE MUESTRAS DE Y-TZP

2.1.1 Material y propiedades mecánicas

En este trabajo se ha estudiado un material de circona estabilizada con Ytria (Y-TZP), cuya cantidad de estabilizante es 2,5 mol %, en forma de barras cilíndricas de 8 mm de diámetro y de 63 mm de longitud. La microestructura del material está constituida únicamente de granos de simetría tetragonal, lo cual ha sido comprobado por medio de difracción de rayos X y espectroscopia Raman. El tamaño de grano promedio es de 0,3 μm, y con una distribución bastante homogénea tal como se muestra en la *figura 2.1*.

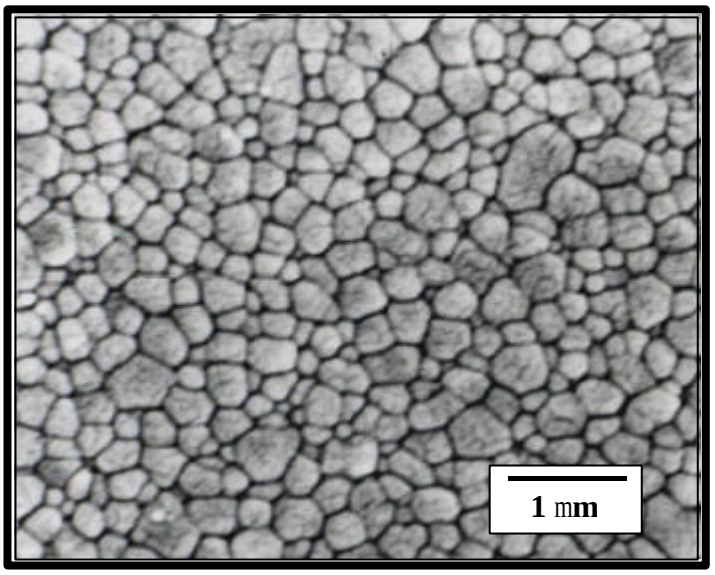


Figura 2.1: Microestructura del material Y-TZP (sin tratamiento térmico).

Este material se denominara en todo este trabajo AR ("as-received", con el objetivo de diferenciarlo de los materiales tratados térmicamente).

El material de partida, AR, tiene muy buenas propiedades mecánicas, pero valor de tenacidad de fractura es relativamente bajo, 4,5 MPa $m^{1/2}$, lo cual se debe a la baja transformabilidad de los pequeños granos tetragonales. Por tanto sería interesante aumentar su tenacidad, haciendo su microestructura más transformable.

Tabla 2.1 Propiedades mecánicas principales de la 2,5Y-TZP.

Propiedad mecánica	***Valor***
Módulo de elasticidad	200 GPa
Módulo de rotura	1075 MPa
Dureza	13,5 GPa

2.1.2 Tratamientos térmicos

Los tratamientos térmicos se realizaron con el propósito de obtener una microestructura con granos tetragonales más grandes, que permitieran una mayor transformabilidad del material. El crecimiento de los parámetros microestructurales tiene el inconveniente de ir acompañado del crecimiento de los defectos naturales que ocasionan un descenso de la resistencia mecánica. Por esto se impone una optimización de los parámetros de los tratamientos térmicos que permitan obtener la mejor combinación de propiedades.

Se utilizaron las temperaturas más altas posibles en el horno disponible ya que se comprobó que el empleo de temperaturas más bajas necesita de tiempos de tratamiento muy largos para obtener microestructuras similares. La temperatura seleccionada fue 1650°C, estudiándose la influencia del tiempo de duración del tratamiento y la velocidad de enfriamiento en la microestructura.

Los tiempos de permanencia empleados fueron desde 40 minutos hasta 10 horas. La velocidad de enfriamiento promedio utilizada en los tratamientos fue de 20 °C/min, para velocidades menores, cuando el tamaño de grano es muy grande, se produce la transformación de fases de tetragonal a monoclínico, durante el enfriamiento.

2.1.3 Procedimiento de preparación de las muestras pulidas

Para la determinación de la tenacidad, así como de la influencia de los procesos de mecanizado en la tenacidad de fractura, se utilizaron muestras en forma de disco, las cuales se obtuvieron por medio de cortes realizados a las barras cilíndricas, con un disco de diamante en una cortadora automática *Struers Accutom 50*, a una velocidad de 700 m/min y un avance de 0,05 mm/min. Los espesores de las muestras cortadas varían en función de la propiedad analizada y el ensayo utilizado, siendo aproximadamente de 1 mm para las muestras de resistencia, y entre 1,5-2 mm para las muestras de tenacidad.

Las muestras después del corte fueron desbastadas con un disco de diamante cuyo tamaño promedio de las partículas es de 68 μm (180 grit), con el objetivo de obtener una superficie plana y eliminar las tensiones residuales del proceso de corte. Las presiones utilizadas en estas muestras fueron muy bajas, para no introducir tensiones residuales muy elevadas. Posteriormente se realizó el pulido con pasta de diamante de diferentes granulometrías (30, 6 y 3 μm) sucesivamente, sobre paños de plástico pegados sobre discos de metal.

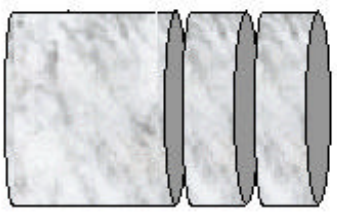


Figura 2.2: Representación del corte de los discos de la barra del material.

Las presiones utilizadas en el proceso de pulido, así como la relación de eliminación de material son mucho menores que las utilizadas en el desbaste. El espesor eliminado por ambos procesos es aproximadamente de 50 µm, siendo la relación de desbaste/pulido 30/20, con esta metodología se consigue la eliminación de la capa con tensiones residuales ocasionada por el proceso de mecanizado anterior, obteniéndose superficies sin apenas tensiones residuales.

2.1.4 Procedimiento de preparación de las muestras mecanizadas (desbaste plano)

La preparación de las muestras desbastadas es similar a las pulidas, pero en este caso no se realizó el proceso de pulido posterior al desbaste. Este proceso de desbaste plano se realizó en la pulidora automática BUEHLER Ecomet 4, que nos brinda la posibilidad de variar la presión de la máquina sobre las muestras, siendo esta la variable estudiada en este proceso, manteniendo constante la velocidad de desbaste (3,6 m/s), así como el enfriamiento de las muestras con abundante agua. Con este proceso se garantiza que las muestras tengan las superficies planas y paralelas, así como una magnitud y un perfil de tensiones residuales determinado para todas las muestras.

Este proceso presenta como características que las tensiones tanto hidrostáticas como de cizalla son pequeñas, siendo la tensión hidrostática máxima alcanzada menor de 1 MPa. La superficie de contacto, el tiempo y el área de contacto de la herramienta con la muestra es considerablemente grande, y las tensiones de mecanizado predominantes son las de cizalla. Este proceso fue llevado cabo con abundante enfriamiento, por lo cual la temperatura alcanzada en la superficie no tiene un valor considerable.

Las presiones de desbaste utilizadas fueron 0,09 y 0,9 MPa, y el esquema de tratamiento mecánico se muestra en la *figura 2.3*.

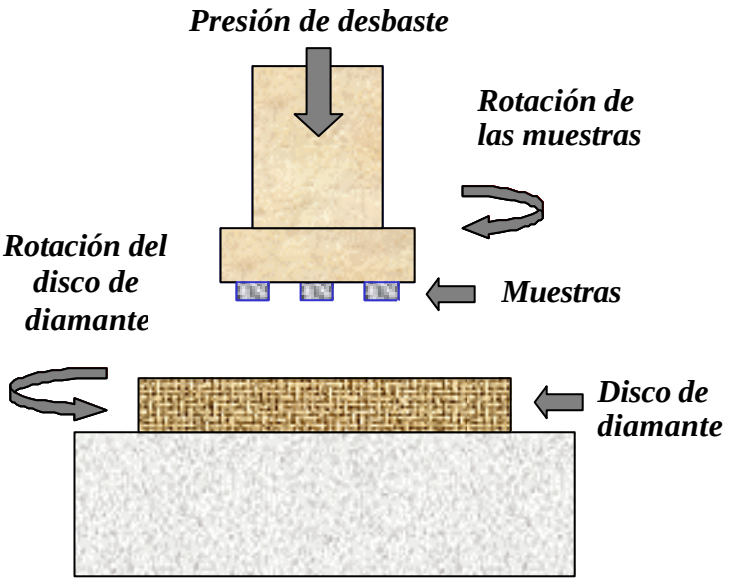


Figura 2.3: Esquema del proceso de desbaste

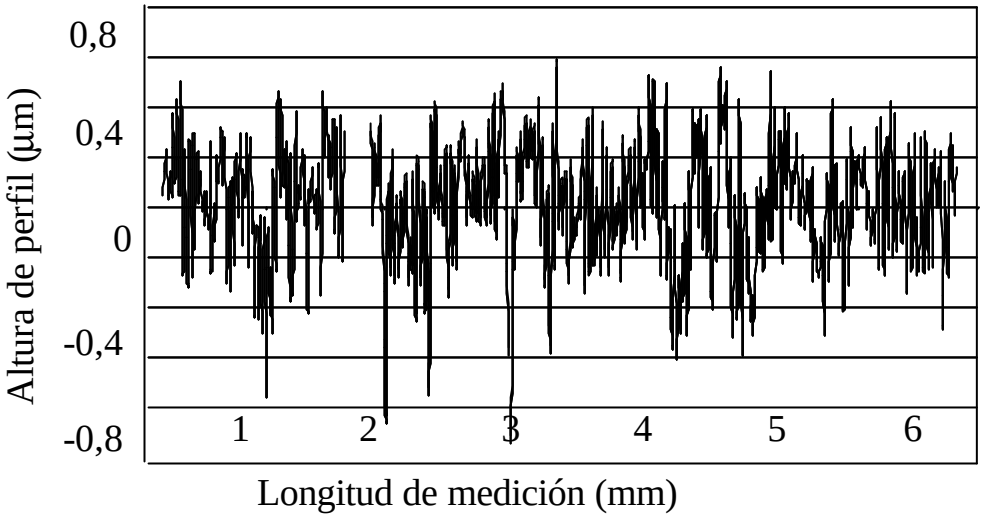


Figura 2.4*:* Perfil de rugosidad de las muestras desbastadas

Por este proceso de mecanizado se obtiene la superficie de la muestra con cierta rugosidad, que se debe a la granulometría del disco abrasivo, utilizándose el mismo para todos los experimentos, lo que caracteriza este proceso como intermedio en el supuesto

proceso de fabricación. El perfil de rugosidad se muestra en la *figura 2.4*, y cuyo valor de deviación promedio del perfil desde la línea media en toda la longitud de la muestra, *Ra*, es de <0,23.

2.1.5 Procedimiento de preparación de las muestras rectificadas

La preparación de las muestras rectificadas se realizó en una rectificadora plana industrial, utilizando como herramienta de mecanizado una muela de diamante, cuyo tamaño de grano máximo es de 100 µm (120 grit size). En este proceso se eliminó 0,1 mm de espesor en cada pasada de mecanizado. En todos los casos las muestras después del proceso de mecanizado "final", presentaron un espesor aproximado de 1 mm las muestras para determinar la resistencia mecánica, y 2 mm las utilizadas para tenacidad.

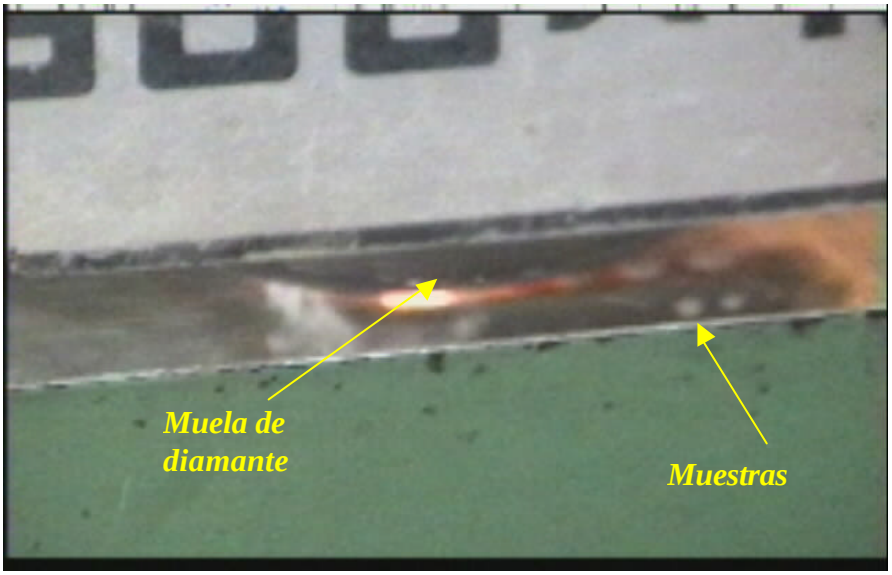


Figura 2.5: Foto del proceso de rectificado

Este proceso se caracteriza por tener elevadas tensiones (tensión hidrostática), consiguiéndose relaciones de eliminación de material muy elevadas, capaces de eliminar hasta 3,5 mm de una pasada, como ha sido reportado por *Pfeiffer y col.* [105]. Aunque se realice por medio de varias pasadas, el espesor eliminado en cada una de éstas incluye la capa transformada anteriormente. El área de contacto de la herramienta y la pieza es muy pequeña, lo que condiciona que la tensión hidrostática sea mucho mayor que la de cizalla. A pesar de que el enfriamiento se realizó con abundante líquido refrigerante, se produce un considerable calentamiento en la superficie de la muestra, constatado por medio de las imágenes tomadas durante el proceso.

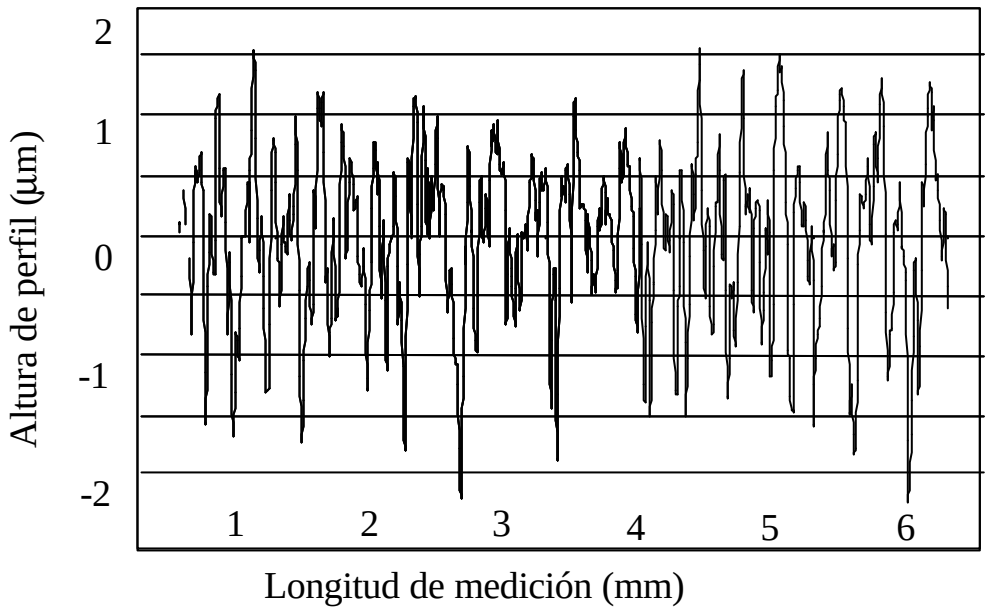


Figura 2.6*:* Perfil de rugosidad de las muestras rectificadas

La rugosidad obtenida por este proceso de mecanizado es mayor a la obtenida por el desbaste plano, *Ra*=0,53, debido a las vibraciones del sistema que influyen en el acabado superficial.

2.2 PROCEDIMIENTO UTILIZADO PARA LA DETERMINACIÓN DE LA RESISTENCIA

Las muestras utilizadas en los ensayos convencionales para determinar la resistencia tienen dimensiones considerables, siendo necesario el empleo de un ensayo que permitiera realizar éstos en muestras con dimensiones más pequeñas. Por estas razón se utilizó el ensayo de flexión biaxial de discos de 8 mm de diámetro y espesores entre 0,9 –1 mm.

2.2.1 Ensayo de flexión biaxial

El ensayo de flexión biaxial tiene ventajas comparado con los ensayos uniaxiales: fácil preparación de las muestras, y uso de muestras delgadas.

El ensayo utilizado es el “Ball on three balls” el cual es más tolerante a algunas desviaciones de la planitud del disco y la fricción entre la probeta y la bola de carga es mínima.

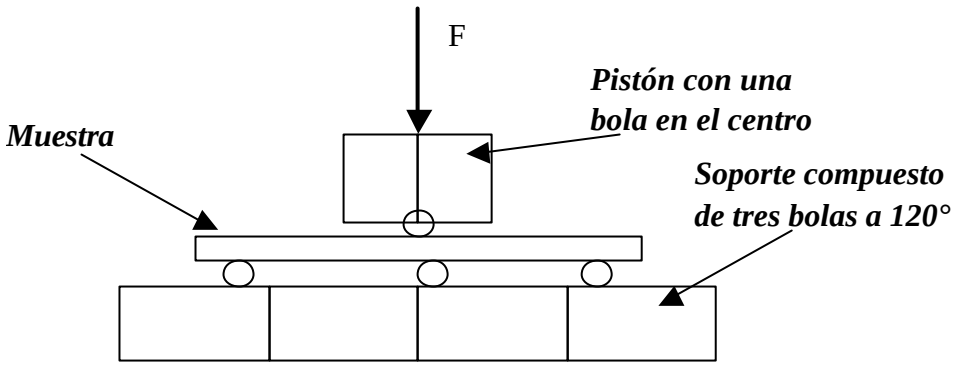


Figura 2.7: Esquema del ensayo de flexión biaxial

El campo de tensiones en el disco depende de la carga aplicada, de la configuración geométrica del ensayo, el espesor y el diámetro del disco, el tamaño y posición de las bolas y también de las propiedades elásticas de los materiales de las bolas y el disco. La evaluación de este ensayo requiere del conocimiento exacto de estas relaciones entre carga aplicada y tensión de tracción máxima.

La expresión utilizada para el cálculo de la resistencia es la propuesta por *Shetty* [168], la cual puede ser aproximadamente independiente del número de bolas de soporte.

$$s_{\max} = \frac{3F(1+u)}{4pt^2}\left[1 + 2\ln\frac{R_a}{b} + \frac{(1-u)}{(1+u)}\left(1 - \frac{b^2}{2R_a^{\,2}}\right)\frac{R_a^{\,2}}{R^2}\right] \qquad (2.1)$$

Los términos de la expresión se definen a continuación:

F- carga aplicada

t- espesor del disco

ν- relación de Poisson del material del disco

b- radio del área de carga (radio de contacto de la bola de carga con la superficie del disco)

R – radio del disco

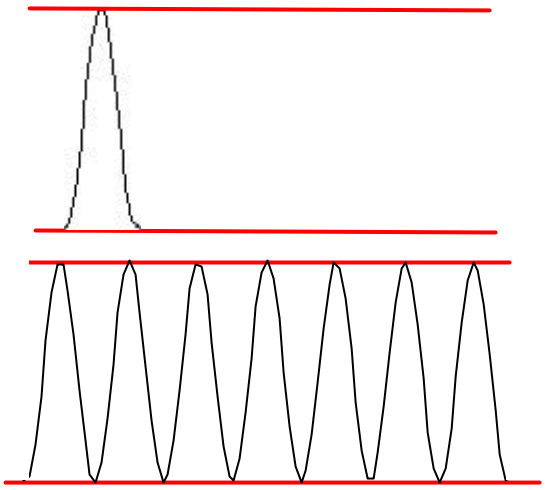
R_a – radio del soporte

Los resultados obtenidos con la expresión anterior representan a la tensión máxima en los discos con un error menor de 2%, pero para discos más finos puede ser mucho mayor [171], y tiene validez para un amplio rango de discos y geometría de soportes, donde debe cumplirse como condición $0{,}05 < t/R < 0{,}6$. Este modelo puede fallar por dos razones: Si la muestra es gruesa o el radio de la bola de carga es muy pequeño, la fractura puede inducirse por contacto Hertziano. La segunda razón es que si la muestra es fina y su módulo elástico es bajo puede ocurrir encorvamiento.

2.3 PROCEDIMIENTO UTILIZADO EN LOS ENSAYOS DE RESISTENCIA AL CONTACTO

Los ensayos de contacto se realizaron con esferas de carburo de tungsteno de diámetro 1,98 mm, material que tiene mayor dureza que la circona y su deformación durante el ensayo es mucho menor. Los ensayos se realizaron en una máquina de ensayos servo-hidráulica Instron modelo 8511; la velocidad de aplicación de la carga durante el ensayo fue de 100 N/seg en el caso de ciclo simple, y los ensayos de fatiga de contacto fueron realizados a 20 Hz.

Estos fueron realizados tanto en contacto con el medio ambiente, así como en aceite de silicona para estudiar el efecto de la humedad del aire. La humedad del laboratorio durante los ensayos fue de 40% y la temperatura de 20°C. Las cargas utilizadas en estos ensayos fueron desde 100 hasta 1000 N, en todas las condiciones de ensayo, y mayores de 1000N sólo para muestras pulidas.



Ciclo simple

Figura 2.8: Esquema de ensayo de contacto realizados.

2.3.1 Determinación del efecto del contacto en la resistencia a la fractura

Las muestras indentadas fueron ensayadas posteriormente a la fractura, utilizando el ensayo de flexión biaxial, la superficie indentada se colocó en la parte donde la tensión es de tracción, evaluándose el efecto del daño de contacto en la resistencia del material, mediante la estadística de Weibull con un número promedio de 15 muestras.

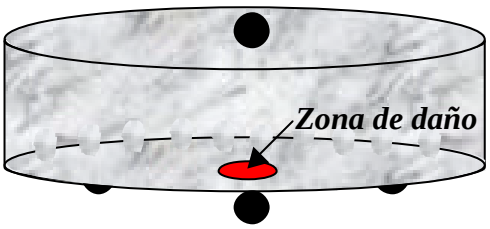


Figura 2.9: Esquema del ensayo de resistencia de muestras ensayadas a contacto.

El daño del material fue observado en la superficie de las muestras fracturadas, por medio de microscopia electrónica de barrido. Determinándose el tipo de daño, así como sus formas y dimensiones para cada tipo de muestra y condición de ensayo.

2.4 PROCEDIMIENTO UTILIZADO EN LOS ENSAYOS DE CHOQUE TÉRMICO

El estudio de la resistencia al choque se realizó con muestras indentadas en el centro. En este caso las indentaciones se realizaron sin protección de la humedad del medio ambiente en la superficie indentada, permitiendo el crecimiento de las fisuras antes de la medición de la longitud y antes del choque térmico, por tanto el crecimiento observado después del choque térmico, se debe solamente a las tensiones térmicas.

El mayor crecimiento subcrítico se produce justo después de retirar la carga de indentación, aunque continua creciendo mas lentamente con el transcurso del tiempo, después de 24 horas de exposición al medio no se observa un crecimiento apreciable de las fisuras de indentación. Las mediciones de las fisuras se realizaron pasado este tiempo de la indentación. Las muestras utilizadas tienen longitudes con una desviación del valor medio de sólo de 5 μm para las muestras pulidas cuidadosamente, y 12 μm para las muestras mecanizadas.

El calentamiento se realizó en un horno de mufla, manteniéndose en el horno hasta 40 minutos, para obtener la temperatura homogénea en toda la muestra. Después del choque térmico en aceite de silicona a 10°C, se midieron nuevamente la longitudes de las fisuras con un microscopio óptico con campo oscuro.

2.5 DETERMINACIÓN DE LAS TENSIONES RESIDUALES PRODUCIDAS POR DESBASTE

La medición de tensiones residuales se realizó por 3 métodos diferentes. En el primer caso por difracción de rayos X, determinándose la tensión promedio de la capa superficial, así como las tensiones principales que influyen en el aumento de tenacidad. En segundo lugar se realizó el ensayo de eliminación sucesiva de capas empleando como técnica de medición la difracción de rayos X, con el objetivo de determinar el perfil de distribución de tensiones dentro de la capa superficial.

Como tercer ensayo se realizó la determinación de las tensiones principales por medio del ensayo de tenacidad por indentación (método destructivo), conociendo la distribución de tensiones residuales en cada tipo de mecanizado.

2.5.1 Método de rayos X

El análisis de tensiones por rayos X se realizó en un difractómetro Siemens D500, configurado en la geometría Bragg-Brentano con un recorrido q-$2q$. El cátodo utilizado fue de cobre con un filtro de vanadio y la longitud de onda K_a = 1,54060 nm.

Primeramente, se realizó un barrido rápido de la muestra sobre un amplio rango $2q$, con el objetivo de localizar las posiciones de los picos de mayor intensidad, en los cuales se realizó la medición de las tensiones residuales. Fue utilizada la técnica de $\text{sen}^2 y$ para todas las mediciones, y los resultados de los picos fueron analizados para determinar la magnitud y distribución de las tensiones.

Tabla 2.3 Los parámetros utilizados en los ensayos fueron los siguientes.

Parámetro	**Valores**
$2q$ inicial	46
$2q$ final	66
j	0, 180°
y	0; 26,57; 39,33; 50,77; 63,43°
Tamaño de paso	0,025

Todos los datos obtenidos tienen la misma corrección sistemática, como son:

1- Corrección de la absorción, la cual elimina la influencia del área irradiada y la geometría de difracción en la distribución de intensidad medida.
2- Corrección de fondo, elimina la dispersión de la intensidad que no contribuye a las líneas de difracción.

3- Corrección de polarización de Lorentz, elimina la dependencia de la dispersión y la intensidad difractada del ángulo de difracción q.
4- Corrección de $a_{2,}$ elimina la dispersión de la intensidad debido a la radiación de $Ka_{2.}$

2.5.2 Método para determinar las tensiones residuales por Indentación

Este método consiste en comparar los resultados de tenacidad (longitud de fisuras) de las muestras mecanizadas con las muestras sin tensiones residuales debido a este proceso. Se realizaron las indentaciones en el centro de la muestra, con la protección del aceite de silicona en la superficie, a altas cargas para obtener fisuras bien desarrolladas.

La medición de la longitud de dichas fisuras se realizó inmediatamente después de la indentación, evitando el crecimiento posterior de éstas.

Para el cálculo de las tensiones residuales por este método es necesario conocer el perfil de la distribución de las tensiones, determinada por otro método.

2.6 TÉCNICAS UTILIZADAS PARA EL ESTUDIO DE LA MICROESTRUTURA

El análisis de los parámetros microestructurales se realizó por las técnicas de análisis de imágenes, las cuales fueron tomadas en la superficie de las muestras pulidas y atacadas térmicamente, utilizando microscopía electrónica de barrido, permitiendo determinar la cantidad, tamaño y distribución de los granos. Otras de las técnicas utilizadas son la difracción de rayos X, espectroscopía Raman y microscopía electrónica de transmisión, mediante las cuales se identificaron las fases presentes en estos materiales.

2.6.1 Espectroscopía Raman

Una de las técnicas para la caracterización de la composición microestructural de estos materiales es la espectroscopía Raman. Esta técnica es utilizada por su capacidad para detectar la presencia de fase monoclínica y tetragonal en la circona, y, por tanto, permite estudiar la transformación martensítica que influye sobre las propiedades del material.

La gran ventaja de esta técnica es que no necesita de ninguna preparación de la muestra, lo que podría modificar sus propiedades físicas. La mayor limitación de esta microscopía es que la señal Raman es muy débil, representa solo un 10^{-6} de la intensidad de la frecuencia incidente y por eso hay problemas de fluorescencia que pueden interferir con la señal Raman. Por tanto, hay que utilizar fuentes de excitación muy intensas.

2.6.2 Lectura de una curva Raman

El ensayo da como resultado una curva de la intensidad Raman (en unidades arbitrarias) en función de la frecuencia correspondiente. Cada pico representado en la curva es característico de una estructura cristalina.

Para nuestro estudio, nos fijamos en las formas polimorfas de la circona.

1 La circona cúbica presenta una línea asimétrica a 625 cm^{-1}, bastante ancha y por eso es difícil de distinguir.

2 Las fases tetragonal y monoclínica tienen varios picos en común por encima de 300 cm^{-1}, pero presentan algunos picos separados que las caracterizan, entre ellos se encuentran los picos a 148 y 264 cm^{-1}, los cuales son típicos de

la fase tetragonal. Las líneas a 181 y 192 cm^{-1} ponen de manifiesto la presencia de fase monoclínica.

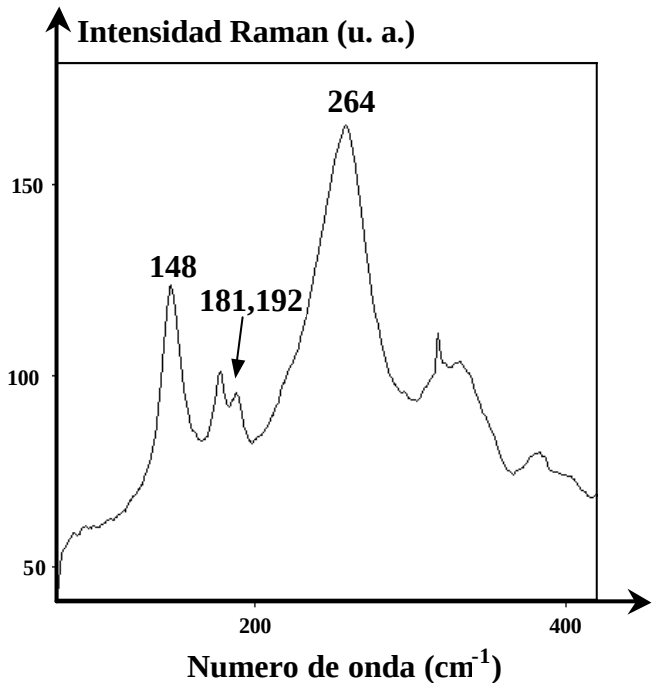


***Figura 2.14**:* Espectro de una circona Y-TZP

Otra ventaja de esta técnica es que permite realizar microanálisis cuantitativos, ya que la intensidad de las bandas Raman es directamente proporcional a la concentración de las fases que las producen.

2.6.3 Cálculo de la cantidad de fase monoclínica

La proporción de fase tetragonal transformada, es decir la proporción de fase monoclínica, es una función de las intensidades de los picos de la fase tetragonal I_t^{148} y I_t^{264} y de los picos de la fase monoclínica $I_m^{181,192}$.

$$V_m = f\left(I_t^{148}, I_t^{264}, I_t^{181,192}\right) \qquad (2.2)$$

Estas intensidades se calculan mediante algunos programas que permiten determinar la intensidad de los picos por medio de la integral de cada pico, por ejemplo el programa "Pegrams" que fue el empleado en este trabajo. La integral de los picos característicos de las fases presentes para el análisis se calcula como se muestra en la *figura 2.15*.

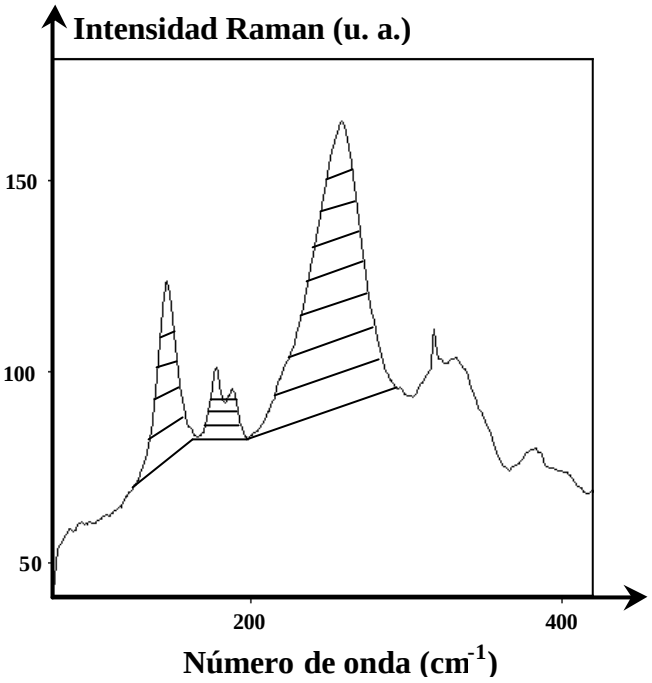


Figura 2.15: Cálculo de las Integrales de los picos de las fases tetragonal y monoclínica.

Para el cálculo de la cantidad de fase monoclínica se emplean algunas expresiones la planteada por *Garvie y Nicholson* [186].

$$C_m = \frac{\left(I_m^{181} + I_m^{192}\right)}{F\left(I_t^{148} + I_t^{264}\right) + \left(I_m^{181} + I_m^{192}\right)} \qquad (2.3)$$

donde *F* es un factor para convertir la intensidad obtenida por espectroscopia Raman del material de referencia, en intensidad de los picos obtenidos por difracción de rayos X. El valor de este factor para este material es 0,97.

2.6.4 Determinación de las fases por difracción de rayos X

La técnica de difracción de rayos X permite identificar las fases presentes en el material estudiado, es decir que nos da información acerca del tipo de distribución de los átomos presentes y los parámetros de la red cristalina, donde la posición angular de los picos que aparecen en las líneas de interferencia caracterizan la estructura cristalina presente en el material.

La determinación cuantitativa de las fases se realizó a partir de los difractogramas, utilizando el método de difracción con incidencia rasante y constante, con el objetivo de estudiar solo las fases presentes en la capa superficial producida por el mecanizado. Además se utilizó el método de Rietveld que permite profundizar aun más en la composición de fases obtenida por estos procesos de mecanizado.

2.7 PREPARACIÓN DE LAS MUESTRAS DE TENACIDAD

2.7.1 Preparación de las muestras de tenacidad del ensayo IM

Para la formación de fisuras con la punta aguzada se utilizó la técnica de indentación Vickers, evitándose el crecimiento subcrítico de las fisuras de indentación por efecto del medio ambiente.

Se emplearon varias cargas de indentación desde 20 hasta 62,5 Kg. Las muestras empleadas tanto en el ensayo *IM* como *IBS*, se indentaron con la superficie de la muestra perpendicular al eje de la carga, obteniéndose generalmente las cuatro fisuras con dimensiones similares.

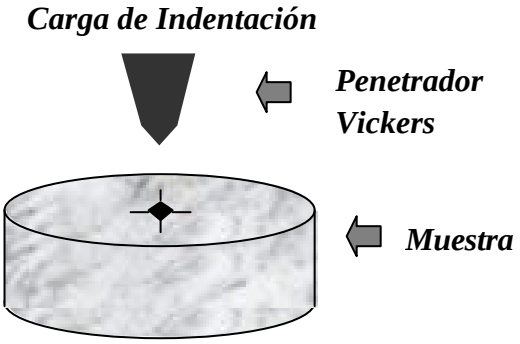


Figura 2.16: Esquema de la indentación de una muestra.

La indentación se realizó en el centro de la muestra lo que permite realizar posteriormente el ensayo de flexión biaxial con las muestras indentadas, para determinar la tenacidad por el método de IBS.

2.7.2 Preparación de las muestras para el ensayo SCF

En el caso de las muestras en forma de disco del ensayo de flexión biaxial, la fisura debe quedar en el centro de la muestra, para obtener resultados de tenacidad correctos. La preparación se realizó por un procedimiento diferente a las demás muestras, se cortaron discos de las barras tratadas térmicamente, y fueron desbastados y pulidos lográndose un ángulo de inclinación entre 3 y 5° entre las caras del disco.

La indentación se realizó utilizando el dispositivo especial empleado en la preparación de la muestras IM e IBS (la indentación en el centro de la muestra), aplicándole a la muestra un desplazamiento aproximadamente igual a la diagonal de la huella, en el sentido de espesor mayor del disco, que permite que la fisura mayor de la indentación quede en el centro de la muestra (*figura 2.20*).

Figura 2.19: Fisuras de una indentación en una muestra oblicua

Las muestras fueron mecanizadas por la superficie que no presenta la indentación, obteniéndose los discos con las caras pulidas y paralelas. Posteriormente fueron recocidas a temperatura de 1100°C, eliminándose las tensiones residuales ocasionadas por la indentación y el proceso de desbaste y pulido.

Figura 2.20: Representación de una muestra mecanizada con una fisura superficial y una capa de tensiones residuales.

Estas muestras fueron mecanizadas posteriormente con las diferentes condiciones de cada proceso (pulido desbaste y rectificado), eliminándose la huella de indentación y el corazón de la transformación debajo de ésta, quedando la muestra plana con solo una pequeña fisura superficial en el centro de la muestra. En el caso de las muestras desbastadas y rectificadas se obtiene además una capa de tensiones residuales en la superficie alrededor de la fisura como se muestra en la *figura 2.20*.

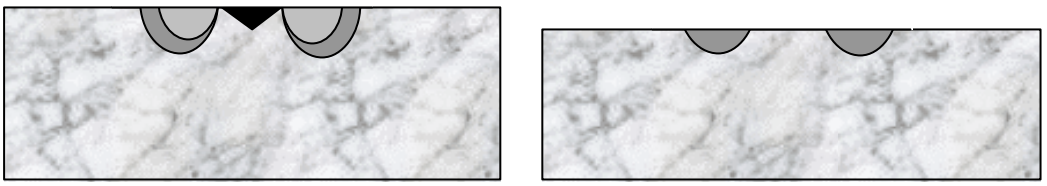


Figura 2.21: Representación del crecimiento de las fisuras de indentación por una carga constante, en el materia 10H.

Los ensayos SCF se realizaron utilizando el ensayo de flexión biaxial "Ball on Three Balls", con las muestras sumergidas en aceite de silicona, a velocidades de aplicación de la carga lo suficientemente altas (mayores de 50 MPa/s) con el objetivo de minimizar el efecto de la fatiga estática. Las fisuras fueron medidas en la superficie de fractura por medio de Microscopía Electrónica de Barrido, observándose la geometría y relación entre la longitud en la superficie ***c*** y la profundidad *a*.

Para el material 10H no se obtienen buenos resultados por este procedimiento, porque las fisuras son muy pequeñas, incluso las que se originan en la parte más alta de la muestra es menor que las otras, lo que trae como consecuencia que al eliminar la huella de indentación desaparecen también las fisuras.

Para la preparación de las muestras SCF en el material 10H se empleó un procedimiento diferente, el cual consiste en obtener fisuras de indentación por el ensayo IM, mediante cargas de indentación altas (62,5 Kg). Posteriormente fueron ensayadas a flexión, ocasionando un crecimiento estable de la fisura, sin que se produzca la rotura de la muestra. Se realizan los pasos posteriores de alivio de tensiones, y eliminación de la huella de indentación, quedando un sistema de 4 fisuras (*figura 2.22 b*). La fractura se producirá por la fisura del centro de la muestra.

2.8 MEDICIÓN DE LA LONGITUD DE FISURA POR MICROSCOPÍA ÓPTICA

La medida de longitud de las fisuras se realizó con un microscopio óptico, empleando un ocular graduado que permite medir las impresiones y las grietas con una resolución cercana a un micrómetro. Para estas medidas se utilizó la interferometría Nomarski realizando la medición en el campo oscuro, el cual permite medir con exactitud la longitud total de la fisura. Estas mediciones se realizaron inmediatamente después de la indentación y aunque se limpió cuidadosamente la superficie, no se aplicó disolvente alguno que eliminara el aceite de la superficie y ocasionara el crecimiento de la fisura por fatiga estática.