

---

## Discusión

## 6.DISCUSIÓN.

### 6.1.EN LA LITERATURA.

En las restauraciones de cerámica dental, existen unos factores<sup>(58)</sup> asociados a la iniciación y propagación de grietas:

1. Forma de la restauración,
2. Falta de homogeneidad microestructural,
3. Tamaño y distribución de las imperfecciones de la superficie,
4. Tensión residual y gradientes de estrés, inducidos por el pulido y/o procedimientos térmicos,
5. El ambiente en contacto con la restauración,
6. Características de la interfase cemento-cerámica,
7. Espesor y variaciones de espesor de la restauración,
8. Módulo de elasticidad de los componentes de la restauración,  
y
9. Magnitud y orientación de las cargas aplicadas.

La tenacidad de fractura es definida<sup>(59)</sup> como la resistencia de un material a la propagación de defectos existentes bajo la aplicación de una tensión (*stress*). La fórmula  $K_{IC}=Y\sigma_f c^{1/2}$ , donde “ $K_{IC}$ ” indica la tenacidad de fractura, “ $Y$ ” es un parámetro geométrico que depende del estado de estrés de la superficie y de la geometría de la punta de la grieta, “ $\sigma_f$ ” es la tensión de fractura, y “ $c$ ” es el tamaño crítico de la grieta, muestra la relación entre la tensión de fractura y el tamaño crítico de la grieta. Así la tensión de fractura aumentará cuando se reduce el tamaño crítico de la grieta. Esto sugiere que una reducción de los defectos de la superficie debería causar un incremento de la fuerza de flexión.

De aquí viene el interés por mejorar las propiedades físicas de la cerámica feldespática convencional, en el momento que esta empieza a ser utilizada en dientes que deben soportar mayor carga, llevando a la industria a incorporar elementos en su composición química, que mejoran estas propiedades, como son<sup>(16)</sup>: el intercambio iónico o también denominado fraguado químico que consiste, por ejemplo, en la sustitución de iones sodio por iones potasio que son de mayor tamaño, y puede llevar a aumentos del 100% de la resistencia a la flexión; la adición de partículas cristalinas que obstaculizan la nucleación de fisuras como la leucita ( $K_2O \cdot Al_2O_3 \cdot 4SiO_2$ ) o el óxido de aluminio ( $Al_2O_3$ ). También existen procedimientos de laboratorio que reducen el fracaso de las restauraciones cerámicas<sup>(16)</sup>: una cerámica altamente pulida soporta tensiones 100 o 200 veces superiores a las que soporta la no pulida; se debe reducir el número de ciclos de cocción; el glaseado reduce el avance de fisuras, si este es eliminado con fresas, la resistencia transversal se reduce a la mitad comparado con una superficie de glaseado intacta.

Así pues, distinguimos dos métodos para mejorar las propiedades de la cerámica: uno químico, en el que se introducen modificaciones en la composición química de la cerámica; y otro físico (los procedimientos del laboratorio protésico), en el que básicamente se interviene en la superficie de la cerámica.

### **6.1.1. Métodos químicos:**

La leucita es una de las moléculas más utilizadas para mejorar las propiedades físicas de las cerámicas convencionales. Esta se incorpora a la cerámica a través de la fusión incongruente de feldespato o por adición deliberada de leucita sintética en forma de polvo<sup>(60)</sup>. Las porcelanas dentales tradicionales contienen de un 20 al 40% de su masa de cristales de

leucita<sup>(61)</sup>. En nuestro estudio, la cerámica ProCAD y Optec HSP contienen leucita en su composición.

La leucita es un mineral de silicato de aluminio-potásico ( $K_2O \cdot Al_2O_3 \cdot 4SiO_2$ ) con un alto coeficiente de expansión térmica y una transformación polimórfica<sup>(62)</sup>. Esta transformación polimórfica es un cambio que se produce al enfriarse la porcelana feldespática dental, en el que la leucita sufre una transformación de cúbica a tetragonal, y esto se acompaña de una contracción volumétrica del 1.2%. Esta contracción inicia la formación de microgrietas dentro y alrededor de los cristales y el desarrollo de la fuerza de compresión tangencial alrededor de los mismos<sup>(63)</sup>. En un artículo de Denry<sup>(64)</sup>, trabajaron con la hipótesis de que en ausencia de esta transformación cristalográfica, la contracción de los cristales de leucita disminuiría, de ese modo se limitaría la formación de microgrietas y se minimizaría el desarrollo de la fuerza de compresión tangencial alrededor de las partículas de leucita. Aunque la adición de polucita (leucita de cesio) fue efectiva en la estabilización de la leucita polimórfica cúbica a temperatura ambiente, el resultado de esta estabilización fue perjudicial a la resistencia de flexión de la porcelana reforzada con leucita y redujo la capacidad de desviación de grietas, y por tanto aumentó la velocidad de propagación de grietas. La leucita estabilizada tiene en conjunto una contracción baja durante el enfriamiento por la falta de transformación de cúbica a tetragonal y se reduce intrínsecamente su coeficiente de expansión térmica. Estos factores combinados producen pequeñas fuerzas compresivas tangenciales residuales alrededor de los cristales de leucita cúbica estabilizada más que alrededor de la leucita tetragonal. Aparentemente, el desarrollo de estas fuerzas de compresión tangencial alrededor de los cristales de leucita es el responsable de una parte importante del refuerzo de las porcelanas feldespáticas dentales.

Este alto coeficiente de expansión térmica ( $20-25 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ )<sup>(65)</sup> tiene efectos negativos en la porcelana con alto contenido en leucita, como podría ser, en ocasiones, responsable de la fractura de cerámica en la postsoldadura en prótesis metal-cerámica<sup>(62)</sup>, aunque esta propiedad también es particularmente utilizada para que esas porcelanas sean diseñadas para adherirse a metales preciosos y aleaciones de níquel<sup>(65)</sup>. Para evitar estos efectos negativos de la leucita, uno de los métodos que se han utilizado es el doble recambio iónico. Holloway<sup>(66)</sup>, a partir de una solución de cloruro de sodio y litio, consigue mejorar la resistencia a la flexión. En el estudio por difracción de rayos X, se observó la presencia de alúmino-silicato de litio en la superficie de las muestras estudiadas, y estos tienen un bajo coeficiente de expansión térmica. En otro estudio realizado por Fischer<sup>(67)</sup> sobre el doble recambio iónico, en el que inicialmente un proceso de recambio iónico en  $\text{KNO}_3$  es complementado por un segundo proceso de recambio en una mezcla de  $\text{KNO}_3$  y  $\text{NaNO}_3$ , concluye que este método puede ayudarnos a incrementar la fiabilidad clínica de las restauraciones dentales de vitrocerámica, porque la resistencia y dispersión de fuerzas mejoran substancialmente con este tratamiento. En otro trabajo, Denry<sup>(68)</sup> realizó la sustitución del potasio por rubidio o cesio, transformando la leucita en leucita de rubidio o leucita de cesio, también llamada polucita, y con ello han conseguido disminuir la expansión térmica de la cerámica Optec-HSP, modificar su microestructura, su patrón de desvío de grietas y la resistencia a la flexión del material. Estudios previos de estos mismos autores revelan que estos cambios se producen en una capa de un grosor estimado en  $140 \mu\text{m}$ <sup>(69)</sup>.

Con respecto a las microgrietas<sup>(70)</sup>, de las que ya se ha hablado brevemente, diremos que la presencia de estas tiene dos consecuencias principales: éstas pueden actuar como causa de tensiones y por ello reducir la fuerza-resistencia de la cerámica, y además pueden reducir la unión entre

las partículas de leucita y la matriz vítrea, reduciéndose la expansión térmica de la masa cerámica. De las microgrietas alrededor de las partículas de leucita podría esperarse el aumento de la tensión y reducción de la fuerza-resistencia, pero es difícil si esto es así realmente. La razón para esta duda es que las tensiones que crean las microgrietas están acompañadas por la fuerza de compresión tangencial residual en la matriz vítrea, alrededor de las partículas de leucita, y estas fuerzas compresivas son responsables de un efecto de refuerzo. Mackert, en uno de sus trabajos<sup>(70)</sup>, observa que existe una relación inversa entre el diámetro crítico de la partícula y la expansión térmica que lleva emparejada, y prueba la evidencia de que la microgrieta en porcelana dental puede minimizarse por una reducción significativa del diámetro de la partícula de leucita en menos de 4  $\mu\text{m}$ .

También se consigue mejorar una vitrocerámica reforzada incorporando partículas de cristal dispersas en su matriz vítrea, especialmente al incorporar una fase dispersa de cristales de alta fusión en una matriz de baja fusión. En el caso de utilizar partículas dispersas de vidrio que tengan propiedades mecánicas similares a su matriz vítrea, las partículas dispersas pueden ser ineficaces en reducir el número y tamaño de las grietas a menos que estén bajo tensión de compresión<sup>(61)</sup>.

Otros estudios<sup>(71)</sup> demuestran que las cerámicas submicrónicas  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$  tienen mejores propiedades físicas que las simples cerámicas de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  o  $\text{ZrO}_2$ .

Cuando hablamos de materiales cerámicos manufacturados industrialmente para ser utilizados en restauraciones dentales por el procedimiento de CAD-CAM, los autores de los trabajos consultados están de acuerdo en su fiabilidad, porque al ser producidos como bloques cerámicos, y no necesitar las altas temperaturas de las cerámicas procesadas en el laboratorio dental, todo ello supone un bajo riesgo de producir imperfecciones, como poros, mejorando la resistencia a la fractura

de los materiales<sup>(72)</sup>, aunque la mecanización puede inducir defectos superficiales y debajo de la superficie que pueden afectar adversamente su fiabilidad estructural<sup>(73)</sup>. Luthardt<sup>(74)</sup> propone la utilización de policristales de circonio tetragonal ytria-estabilizados (Y-TPZ), para mejorar la resistencia y fiabilidad de las cerámicas fabricadas para CAD-CAM. Y Apholt<sup>(75)</sup> comprueba que la resistencia a la flexión de InCeram-Zirconia mecanizada-sinterizada es adecuada para el armazón de prótesis parcial fija, comparando con InCeram-Alumina convencional.

Otra forma de mejorar las propiedades mecánicas de la cerámica CAD-CAM son el intercambio iónico, comentado anteriormente, y los tratamientos térmicos que veremos en el próximo apartado, pero ambos son largos y complejos<sup>(76)</sup>, y por tanto poco adecuados para su uso en clínica.

### **6.1.2. Métodos físicos-mecánicos:**

Son los métodos de laboratorio, y de clínica cuando trabajamos con cerámicas mecanizadas.

No por el hecho de aumentar el grosor de los materiales cerámicos dentales, se incrementa la resistencia a la flexión. Abed<sup>(77)</sup> demostró que la resistencia a la fractura de las coronas All-ceram de Procera® glaseadas y cementadas no aumentaba significativamente al incrementar el espesor de la cofia de 0.5 a 0.7 mm. El material de los núcleos tiene una gran resistencia, es densamente sinterizado, y está fabricado con óxido de aluminio. Estas cofias poseen una mayor resistencia a la flexión, superior a otros sistemas totalmente cerámicos (In-Ceram® e IPS-Empress®)<sup>(78)</sup>.

Uno de los puntos donde más se ha trabajado para mejorar el comportamiento de la cerámica dental, a nivel físico-mecánico, es también en la superficie de la misma (en el apartado anterior, pudimos observar que el recambio iónico produce sus efectos en la superficie del material) con el pulido y el glaseado. El pulido de la porcelana tiene ventajas estéticas para

conseguir un lustre adecuado al aspecto del diente<sup>(18)</sup>, pero también aporta otras ventajas, al eliminar y reducir los defectos superficiales grandes<sup>(79)</sup>.

Levy<sup>(80)</sup> probó el efecto de tratamientos superficiales (pulido con pómez y grabado) sobre el módulo de ruptura de las muestras de porcelana después de glaseadas, glaseadas al vacío y sobreglaseadas. Encontró que los valores promedios de los nueve grupos experimentales, variaba sólo mínimamente ( $\pm 8\%$ ) y notó que el pulido de las muestras glaseadas parecía mejorar la tensión de fractura. Rosenstiel<sup>(18)</sup> demuestra que la cerámica pulida es más resistente que la cerámica glaseada. Además, el glaseado, como método para mejorar la resistencia de la porcelana, está puesto en duda por otros estudios<sup>(81, 82, 83)</sup>. Giordano<sup>(84)</sup> hace referencia al trabajo de Levy y Rosenstiel, confirmando los resultados de éste al observar un aumento de la resistencia a la flexión de los materiales cerámicos pulidos entre un 15 y un 30%. Con respecto a la cerámica feldespática, observa que el glaseado aumenta la resistencia a la flexión, pero estos valores del glaseado son inferiores a los obtenidos con el pulido. Parece que este efecto de refuerzo por el pulido de la cerámica feldespática es aparentemente una combinación de la eliminación de defectos y la generación de tensión compresiva residual. El aumento de la resistencia a la flexión es aún mayor en la cerámica aluminosa, y esto puede atribuirse a su naturaleza cristalina. El material de alúmina es 50% cristalino, y los cristales pueden ser deformados plásticamente durante los procedimientos de acabado, llevando al desarrollo fuerzas-tensiones compresivas alrededor de los cristales. Una fuerza importante para causar fallos del material puede inhibir, en este material, la propagación de grietas.

Scurria<sup>(85)</sup> concluye que el pulido intraoral es comparable con el glaseado para obtener una superficie lisa en cerámica feldespática. Y se ha observado que, tanto con una u otra técnica, no existen diferencias significativas a la tinción, cuando las muestras son sumergidas en una

solución de café<sup>(18)</sup>. Por otro lado el glaseado puede ser conveniente por no ser perjudicial para la resistencia, y porque produce una superficie lisa que puede prevenir la adhesión bacteriana<sup>(83)</sup>.

El grabado ácido de la superficie es, para Thompson<sup>(59)</sup>, un método que puede modificar una distribución dada de defectos. El proceso de grabado puede eliminar defectos muy pequeños y reducir el tamaño de los defectos grandes, los cuales en dimensión lateral son grandes en superficie y decrecen con la profundidad del defecto. Y a nivel de microscopía electrónica de barrido, se ha observado que no existen diferencias en la superficie de las cerámicas mecanizadas grabadas con independencia del tiempo de exposición del grabado ácido<sup>(86)</sup>. Pero en la muestra estudiada, la modificación de los defectos por el grabado no tiene efectos en la resistencia a la flexión de los discos de Dicor® con defectos controlados, no proporciona cambios en el tamaño de los defectos críticos, ni mejora la resistencia a la fractura de los discos Dicor®. Lo que si observa Thompson es una mejoría en el comportamiento de las coronas cementadas con grabado y un cemento de resina.

Un tratamiento que se realiza habitualmente antes del cementado de las coronas totalmente cerámicas es el chorreado con partículas de aluminio de su superficie interna. Thompson<sup>(58)</sup> comprueba, en el análisis fractográfico de las coronas Dicor® fracasadas, que la fractura de estas se inicia a lo largo de la superficie interna. Esto se explica por dos mecanismos: la producción de grandes desperfectos, en comparación con la microestructura, como resultado de que la superficie interna de las coronas Dicor® es chorreada con abrasivo de alúmina previa a la cementación, y estos importantes desperfectos pueden actuar intensificando la tensión, facilitando el inicio de la fractura en niveles bajos de aplicación de fuerzas; el otro mecanismo es por el fracaso del cemento en la interfase cemento-restauración. Malament y Grossman<sup>(87)</sup> comprobaron que el

comportamiento de las coronas Dicor® cementadas con cementos de resina era mejor que las cementadas con fosfato de zinc (estas fallaron todas). Parece ser que los fallos del cemento de fosfato de zinc podrían aumentar la presión de flexión en el interior de la corona durante cargas de la superficie oclusal. Flexiones de este tipo podrían dar como resultado la producción de tensiones de estrés en la superficie interna, que podrían ser suficientes para inducir el inicio de fractura desde un defecto de la superficie.

Si nos centramos en las cerámicas mecanizadas, con respecto a estos tratamientos, Giordano<sup>(84)</sup> apunta que las cerámicas para CAD-CAM también se benefician del procedimiento de pulido, el cual incrementa significativamente la fuerza. No sucede así en el estudio de Lampe<sup>(1)</sup>, en el que el pulido de la cerámica Vita Mark II® llevó a disminuir la carga de fractura ( $3091 \pm 209$  N), seguramente por la pérdida de material, y el glaseado no tuvo una influencia significativa sobre la carga de fractura ( $3323 \pm 426$  N). Nakazato<sup>(76)</sup> comprueba que la flexión y la fuerza de flexión de fatiga se incrementaron con la mejora del perfil de superficie, utilizando cerámica VitaBlocks Mark II®. Y Noack<sup>(88)</sup> aconseja el uso de una pasta de pulir de diamante por su efectividad para pulir los bloques de CAD-CAM, y porque al mejorar la textura superficial de la cerámica incrementa las propiedades mecánicas<sup>(81)</sup>. Pero cuando Chen<sup>(79)</sup> compara las coronas ProCAD® pulidas con las ProCAD® glaseadas, observa una mejora de las propiedades de resistencia y fatiga con el glaseado. En el mismo estudio, las coronas ProCAD® demostraron mayor resistencia que las coronas Vita Mark II®. Con respecto a las cargas cíclicas, éstas reducen significativamente la resistencia de las coronas cerámicas, pero tiene menos efecto en las coronas CEREC que en las IPS Empress®.

Si se emplean tratamientos térmicos sobre la cerámica mecanizada, como es el recocido (*annealing*), Denry<sup>(89)</sup>, en su trabajo con cerámica Vita Mark II®, observó en el microscopio electrónico de barrido acortamiento y

redondeamiento de las grietas después del recocido. El recocido a 900°C durante 30 minutos, 1 hora o 2 horas, redujo significativamente la longitud de la grieta en la cerámica dental mecanizada indentada, comparándola con el grupo control. Sin embargo, la fuerza de flexión biaxial no fue afectada significativamente por dicho tratamiento.

Con respecto al nuevo material 3M™ Polymer Ceramic Block (EXM 260-3M™ Paradigm™ MZ100 Block), la fuerza de flexión<sup>(90)</sup> es estadísticamente superior a los materiales para CAD-CAM Vita Mark II® y ProCAD®.

## **6.2.CARGA COMPRESIVA A ROTURA.**

Los resultados para los materiales A y B no muestran diferencias estadísticamente significativas y lo mismo ocurre cuando comparamos A y C y también B y C. Este hecho quiere decir, y a la luz de los resultados, que los materiales respecto a la carga compresiva no son muy diferentes y además las desviaciones estandar son elevadas respecto a los valores medios. Esto es bastante común en este tipo de ensayos de materiales cerámicos ya que hay muchas variables en el proceso de fabricación (porosidad, homogeneidad, estado tensional...) que pueden afectar a las propiedades mecánicas del material.

Por otro lado, sí que encontramos diferencias cuando comparamos A, B y D, A con D, y B con D.

Dentro de cada una de las series, las hemos agrupado según las diferencias estadísticamente significativas.

Las muestras A1 y A4 son menores sus valores respecto a las muestras A2, A3, A5, A6, A7 y A8.

Para la serie de muestras B, podemos decir que solamente la muestra B7 muestra valores superiores significativamente respecto al resto de la serie.

La serie C muestra con mucha claridad como los resultados de las muestras C1 y C4 son superiores estadísticamente significativas respecto C2 y C3 que muestran valores inferiores.

### **6.3.ELASTICIDAD.**

Respecto a los valores de elasticidad, podemos decir que los resultados de la serie A y B son estadísticamente diferentes, lo mismo ocurre para los valores B y C pero no son estadísticamente diferentes los valores A y C.

Ni para el caso de los resultados de elasticidad para las muestras A, ni las muestras B ni las C tienen diferencias estadísticamente significativas comparando dentro de la misma serie. Esto es debido a que la elasticidad no depende en principio del tratamiento realizado sino del tipo de estructura y configuración que tiene cada uno de los materiales.

Cuando se comparan los resultados con la serie D, A es estadísticamente diferente a B y a D, pero B y D no presentan diferencias estadísticas.

### **6.4.DUREZA.**

Entre las series A y B y las series B y C no hay diferencias estadísticamente significativas. Sin embargo, las series A y C presentan diferencias estadísticamente significativas.

Dentro de la serie A solamente la muestra A2 muestra diferencias estadísticamente superiores a las demás muestras ensayadas. Su valor es

superior al resto. En lo que respecta a la serie B, todas las muestras tienen valores sin diferencias estadísticamente significativas y lo mismo ocurre con la serie C. No se muestran diferencias en las cuatro series.

Cuando comparamos las series A, B y D, si que encontramos diferencias estadísticas, especialmente son diferentes A y D, así como B y D.

### **6.5.RUGOSIDAD.**

Considerando las tres series en global A, B y C no se muestran diferencias estadísticamente significativas entre ellas, ni entre la A y la B, ni entre la B y la C, ni entre la A y la C.

Dentro de la serie A se puede decir que la A1, A3, A4 y A7 presentan una rugosidad menor significativa respecto al resto de las muestras de la serie A. Respecto a la serie B se puede afirmar que la B3 y B4 presentan menores valores significativos desde el punto de vista estadístico que respecto el resto de las muestras B ensayadas. En la serie C no hay entre las cuatro muestras ensayadas diferencias estadísticamente significativas.

Con respecto a la serie D, comparada con A y B, tampoco encontramos diferencias estadísticamente significativas.

### **6.6.DESGASTE.**

En los resultados obtenidos en 6 m de recorrido no se aprecian resultados estadísticamente diferentes entre la serie A y B ni tampoco entre la B y C, pero ya se observan entre la serie A y C.

Dentro de la serie A, B y C la velocidad de desgaste no presenta diferencias estadísticamente significativas entre los valores obtenidos.

Pero si se comparan las series A, B y D, sí que observamos diferencias estadísticamente significativas. A y D, y B y D presentan diferencias

Sin embargo, cuando los metros recorridos son 144 metros, las pequeñas diferencias que existían en 6 metros aumentan y permiten establecerse diferencias con significación estadística. Las diferencias son en este caso estadísticamente significativas entre A y B, entre B y C y entre A y C.

Con respecto a la serie D, existen diferencias entre A y B , A y D, y B y D.

Para la serie A en 144 metros las series A3 y A5 presentan valores inferiores que el resto de la serie estadísticamente significativos. Para la serie B los resultados de los ensayos B2, B3, B4, B5 y B7 presentan menores valores significativos que el resto de las series. Para la serie C, los ensayos C2 y C3 presentan menores valores estadísticamente significativos respecto a los ensayos C1 y C4.

## **6.7.DISCUSIÓN DE LAS MICROGRAFÍAS.**

Se puede apreciar en la figura 49 la superficie de una corona del grupo A1, y en la 50 y 51 a mayor detalle la superficie cerámica. Estas observaciones se realizan en microscopía electrónica de barrido que gracias a la profundidad de campo que presenta (enfoco correcto a diferentes alturas) permite observar las muestras en tres dimensiones. En la figura 52 se puede observar la superficie de fractura que es de tipo frágil y transgranular, es decir, la grieta se ha generado en el interior de la cerámica por sobrecarga y se ha propagado sin respetar la microestructura del material, o sea, ha atravesado los granos cristalinos y ha seguido una trayectoria de mínima energía.

En la figura 53 se aprecia la superficie de una corona del grupo A2, y en las figuras 54 y 55 se muestra como el grabado ácido ha aumentado la rugosidad de la superficie. La figura 56 muestra la microestructura desgastada por el desgaste abrasivo en la superficie cerámica, observándose en la figura 57 arrancamientos de material debido a la fragilidad del material. En estas zonas pueden tener una mayor rugosidad haciendo disminuir la resistencia mecánica de la zona concreta que acaba rompiendo no por el desgaste sino por la falta de tenacidad.

En la figura 58 se aprecia la superficie de la corona del grupo A4 en la que se observa rugosidad muy pequeña, hecho que se observa a mayor aumento en las figuras 59 y 60. En la figura 61 se aprecia la superficie de la corona del grupo A8 y en la 62 la superficie del desgaste abrasivo. En la figura 63 se observan aplastamientos de material en la superficie de desgaste del material entre las líneas dejadas por el desgaste abrasivo. Estos aplastamientos son partes de material más blando que la superficie, y que la presión ejercida por el desgaste hace aplastarlo contra la superficie de la corona actuando en ocasiones como lubricante ya que es un material más blando y hace aumentar la superficie de contacto entre el pin desgastador y la superficie desgastada; este hecho hace mejorar la resistencia al desgaste del material.

Las figuras 64 y 65 muestran la superficie de la corona del grupo B1 con una rugosidad superior a la de la anterior muestra, como a mayores aumentos también se muestra en la figura 66. Si un material presenta una mayor rugosidad, en general, su comportamiento al desgaste es peor ya que las zonas prominentes son desgastadas con más facilidad que si toda la superficie fuera plana, ya que la tensión en un caso se ejerce sobre una superficie muy pequeña y en el de la superficie más plana lo hace sobre una superficie mayor. Si hay una mayor superficie, la tensión ejercida es menor ya que la tensión es fuerza dividido por área. Si el área es grande la tensión

será pequeña y el material no se romperá o no se desgastará. Por tanto, para la mejora del comportamiento a desgaste es importante que la superficie sea lo más pulida posible. La figura 67 muestra una superficie de fractura frágil, donde no se aprecia daño importante en la superficie fracturada. Rompe, sin absorber una gran cantidad de energía.

La corona del grupo B2 muestra su superficie en las figuras 68, 69 y 70, observándose detalles de la rugosidad superficial por ataque ácido. Las zonas atacadas se aprecian redondeadas. Las figuras 71 y 72 muestran las superficies del desgaste abrasivo. Se aprecian gran cantidad de residuos de desgaste en la superficie, que son causadas por la elevada rugosidad que presenta. Si estos residuos son más duros que la superficie dental, provocarán una aceleración del desgaste y, si son más blandos, una ralentización, ya que actuarían como lubricantes sólidos. Las partículas más blandas pueden ser aplastadas en la superficie rugosa que se está desgastando. Estos residuos se colocan en los huecos que presenta el material y así disminuye la rugosidad, ejerciendo un efecto beneficioso respecto al desgaste del material.

En la figura 73 se aprecia la superficie de la corona del grupo B3 donde observamos una rugosidad muy pequeña debido al buen pulido realizado en esta muestra. En las figuras 74 y 75 se aprecia a mayores aumentos, observándose restos de material de pulido en la superficie cerámica.

Las figuras 76-78 muestran la superficie de la muestra B8, donde se aprecia una cierta heterogeneidad en las superficies de los materiales estudiados, como esferas en la superficie. Este hecho parece que sea debido al proceso de glaseado en el que se han pulido las partes más blandas y ha dejado las esferas más duras sin ataque. Esta imagen es típica de los materiales compuestos por dos materiales: uno más duro y otro más blando que actúa de conglomerante para dar consistencia al material. Estas

imágenes se aprecian con frecuencia en los materiales compuestos de restauración dental. El material se compone de una matriz blanda (generalmente polimérica) y de un refuerzo duro (generalmente inorgánico o cerámico). Cuando se produce el desgaste, éste tiene lugar de manera selectiva. En la figura 79 se aprecia la rotura frágil por planos de clivaje, es decir, la grieta se propaga por la microestructura más débil que se sitúa en unos ciertos planos cristalográficos del material que se llaman planos de clivaje.

Las figuras 80 y 81 muestran la superficie muy lisa y sin marcas de la muestra C3, y en las 83 y 84 se aprecian cristales de alúmina en el núcleo, observándose un poro en la capa externa de la muestra en la figura 84.

Las micrografías, desde la figura 93 a 108, muestran superficies de las diferentes coronas y detalles de la superficie de desgaste de las muestras del grupo D. En todas las muestras estudiadas se observa que la superficie de desgaste son rayas paralelas, no observándose arrancamientos por falta de tenacidad, sino solamente líneas de desgaste, indicando esta superficie que el material es homogéneo y en general resistente al desgaste, ya que las líneas que se observan son finas no produciendo grandes surcos en el material. Es un comportamiento de un típico material resistente al desgaste. La figura 107 muestra una superficie bien pulida de este material.