



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA
DE MÉXICO**

FACULTAD DE QUÍMICA

**SÍNTESIS Y ESTUDIO DE PROPIEDADES
FÍSICAS DE CERÁMICAS BIOEUTÉCTICAS**

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE
INGENIERA QUÍMICA METALÚRGICA

P R E S E N T A:

ERÉNDIRA MARTÍNEZ ACEVEDO



MÉXICO. D.F.

2007



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

Dedicada

A la memoria de Maria Isabel Acevedo Velázquez †, mi madre.

A mi padre Ricardo Martínez Valdivia con todo mi amor y
agradecimiento

A mi esposo José Manuel Vázquez Chávez e hija Kali Paola
Vázquez Martínez por el amor y el apoyo incondicional.

Lo más importante es adiestrar la
mente para no ser engañados,
practicar el pensamiento crítico y
formular preguntas. La aceptación
pasiva es un hábito muy peligroso.

Noam Chomsky

Agradecimientos

A la máxima casa de estudios la Universidad Autónoma de México por darme la oportunidad de formarme profesionalmente

A la persona que se encargó de la realización de este trabajo y quien estuvo pendiente de él, a mi asesor el Dr Eligio A. Orozco Mendoza al igual que a mi supervisor técnico el Dr. Lauro Bucio Galindo, así como al técnico del laboratorio el Sr. Ángel Osornio por todo el apoyo brindado en el manejo de los instrumentos.

Al programa de becas para tesis de licenciatura en proyectos de investigación (PAPIIT) del Instituto de Física, por el apoyo económico para la realización de este proyecto.

Al laboratorio de microscopia y de difracción de rayos X del Instituto de física, así como a la Dra. Margarita Navarrete por el apoyo técnico del ultrasonido láser del Instituto de Ingeniería

A mi abuela Micaela y a mi Tía Sara, por ser mis segundas madres.

A mis hermanos Pablo y Ricardo, por el cariño y apoyo, así como a mis pequeñas hermanas Abril y Maria José, por su cariño.

A Margarita por su apoyo.

A mis amigas Claudia, Evelyn y Carmen por su apoyo y cariño incondicional.

A mis cuñadas Bertina y Ere por su apoyo y cariño.

A mi suegra Paula por su apoyo.

A mis amigos de la Universidad, en especial a Ana Elisa, Dolores, Mercedes, Verónica, David, Raymundo, Raúl, Pepe, Pablo, Manuel P, por su amistad, cariño y apoyo.

A mis amigos del Instituto de Física, Ivonne, Manuel, Cesar, Eric, Gabriela, José, Sra. Leticia, Sra. Laura, Sra. Irma, Sra. Susana, Dra. Lucia, por el apoyo y su confianza.

ÍNDICE

Introducción.....	i
I. Objetivos.....	iii
II. Hipótesis.....	iv
Capítulo 1. Aspectos Generales.....	1
1.1. Hueso	1
1.1.1. Propiedades mecánicas del hueso.....	4
1.2. Biomateriales	6
1.3. Biocerámicas	8
1.3.1. Materiales cerámicos.....	10
1.3.1.1. Clasificación según su estructura.....	11
1.3.1.2. Clasificación según su función.....	11
1.4. Biovidrios	13
1.4.1. Vidrios.....	14
1.4.1.1. Temperatura de transición del vidrio.....	15
1.4.1.2. Estructura de los vidrios.....	16
1.5. Vidrios Bioactivos	18
1.5.1. Bioactividad.....	19
1.5.1.1. Clases de Bioactividad.....	20
1.5.1.2. Índice de Bioactividad.....	21
1.5.1.3. Mecanismos del enlace bioactivo.....	24
1.6. Vidrio de fosfato	25
1.6.1 Bioabsorbible.....	25
1.7. Vitrocerámicos	26
1.7.1. Formación de Vitrocerámicos.....	28

1.7.2. Rutas de procesamiento para la producción de vitrocerámicos.....	29
1.8. Cerámicas Bioeutéticas.....	30
1.8.1. Mecanismos de implantación.....	31
1.8.2. Wollastonita.....	33
1.8.3. Fosfato de calcio.....	35
1.8.4. Porosidad.....	38
1.9. Ingeniería de Tejidos.....	42
Capítulo 2 Propiedades Mecánicas.....	44
2.1. Compatibilidad biomecánica de los biomateriales.....	44
2.1.1. Diseño mecánico.....	44
2.1.2. Durabilidad mecánica.....	45
2.1.3. Propiedades físicas.....	45
2.2. Propiedades Mecánicas de Vidrios Bioactivos y Vitrocerámicas.....	46
2.3. Índice de Calidad (Iq).....	48
2.4. Pruebas Mecánicas relacionadas con la evaluación del (Iq).....	50
2.4.1. Prueba de Compresión.....	50
2.4.2. Módulo de elasticidad o Young (E).....	51
2.4.2.1. Prueba Ultrasónica.....	52
2.4.3. Tenacidad a la Fractura (K_{IC}).....	53
2.4.3.1. Tenacidad a la Fractura por Indentación.....	54
2.4.3.2. Prueba de Microdureza.....	56
2.5. Energía de Deformación Superficial (Ur).....	57
2.5.1. Indentación Instrumentada.....	57
2.5.1.1 Relación de carga-profundidad de indentación de la deformación inelástica superficial.....	58

Capitulo 3 Metodología experimental.....	65
3.1. Síntesis de cerámicas bioeutéticas.....	65
3.1.1. Fusión del vidrio.....	65
3.2. Materiales y metodología.....	66
3.3. Análisis.....	68
3.3.1. Análisis Térmico Diferencial (DTA).....	68
3.3.2. Difracción de rayos X (XRD).....	69
3.3.3. Microscopio electrónico de barrido (SEM).....	70
3.3.3.1 Metalografías.....	70
3.4. Propiedades físicas y mecánicas.....	71
3.4.1. Prueba de Compresión.....	71
3.4.2. Modulo de Young.....	73
3.4.2.1. Densidad.....	73
3.4.2.2. Ultrasonido Láser.....	74
3.4.3. Tenacidad a la Fractura (K_{IC}).....	75
3.4.3.1. Prueba de Microdureza.....	76
3.4.4. Prueba de Indentación Instrumentada.....	77
Capitulo 4 Resultados y Discusión.....	82
4.1. Síntesis y estructura cristalina.....	82
4.2. Evolución de la microestructura con los tratamientos térmicos.....	87
4.3. Índice de Calidad.....	97
4.3.1. Prueba de Compresión.....	98
4.3.2. Modulo de Young.....	99
4.3.2.1. Densidad.....	99
4.3.2.2. Técnica de Ultrasonido Láser.....	100
4.3.3. Deformación Máxima σ_{max}/E	102

4.3.4. Tenacidad a la Fractura K_{IC}	103
4.3.5. Índice de Calidad Mecánico Iq_{mec}	105
4.3.6. Valores del Índice de Calidad Iq	107
4.4. Energía de Deformación Superficial U_r.....	109
Capítulo 5 Conclusiones y Recomendaciones.....	119
Bibliografía.....	121
Introducción	121
Capítulo 1	123
Capítulo 2	127
Capítulo 3	129
Capítulo 4	131
Apéndice A.....	134
I. Nomenclatura Utilizada	134
II. Wollastonita	136
III. Whitlockita ó TCP	137
Apéndice B.....	140
I. Termodinámica de los materiales cerámicos	140
II. Cinética de las transformaciones estructurales	140
III. Solidificación	140
IV. Solidificación de eutécticos	142

V. Bibliografía.....	144
Glosario.....	145

Introducción

La función primaria de los huesos en el cuerpo humano es la de servir como soporte y protección para ciertos órganos. Por esto, para reparar ciertas lesiones, es importante contar con un sustituto óseo que sea capaz de satisfacer esas necesidades mecánicas y biológicas.

Los materiales empleados en la fabricación de prótesis o en la reposición de órganos son conocidos como biomateriales^[1,2], algunas de las primeras aplicaciones en ortopedia se iniciaron con el uso de aleaciones de acero, por ejemplo, aceros inoxidable y aceros al cromo-cobalto y desde hace tiempo, también se usaron aleaciones de titanio con niobio-tantalio, sin embargo, muchas lesiones no se pueden aliviar con estas aleaciones, por lo que ha sido necesario desarrollar nuevos materiales de origen polimérico y/o cerámico para cubrir muchas de las posibles aplicaciones.

Un gran número de investigadores han estudiado la bioactividad, (capacidad de enlazarse e integrarse espontáneamente al hueso en el cuerpo vivo)^[1,3,4], de vidrios y cerámicas, así como su capacidad de unión con tejidos blandos y duros. Hench y colaboradores^[1,3] descubrieron que es posible la unión química entre huesos con vidrios y cerámicas con ciertas estructuras y composiciones, que actualmente se conocen como biovidrios y biocerámicas. Recientemente se ha puesto mucho interés en estos materiales ya que a nivel superficial, la interaccionan con los fluidos fisiológicos da lugar, en algunos casos, a la formación de una capa de hidroxiapatita (HA), mientras que el resto del material puede de manera razonable integrarse al hueso.^[1,3,4,7,9]

La aplicación de cerámicas basadas en fosfato de calcio y silicato de calcio como posibles sustitutos de los huesos, fueron investigados por P.N. De Aza y colaboradores.^[5,6,7,8] Estos investigadores trabajaron con esos compuestos mezclándolos en proporciones que corresponden al punto eutéctico de su diagrama de fases, ver figura 1. En este trabajo se eligió para su estudio, el sistema de componentes $\text{CaO-P}_2\text{O}_5\text{-SiO}_2$ que se

pudo sintetizar a partir de la composición binaria silicato de calcio CaSiO_3 (W) y fosfato tricálcico $\text{Ca}_3(\text{PO}_4)_2$ (TCP) usada por P.N. De Aza. En donde la fase bioactiva (W), funciona como soporte y permite el enlace con el tejido óseo y con el tiempo se integra al hueso, y la fase (TCP) se disuelve al estar en contacto entre el hueso propiciando la formación de hidroxiapatita, este sistema presenta porosidad en el medio fisiológico, lo cual es deseable en los implantes, para que el tejido óseo crezca dentro de la estructura porosa.[6,7,8]

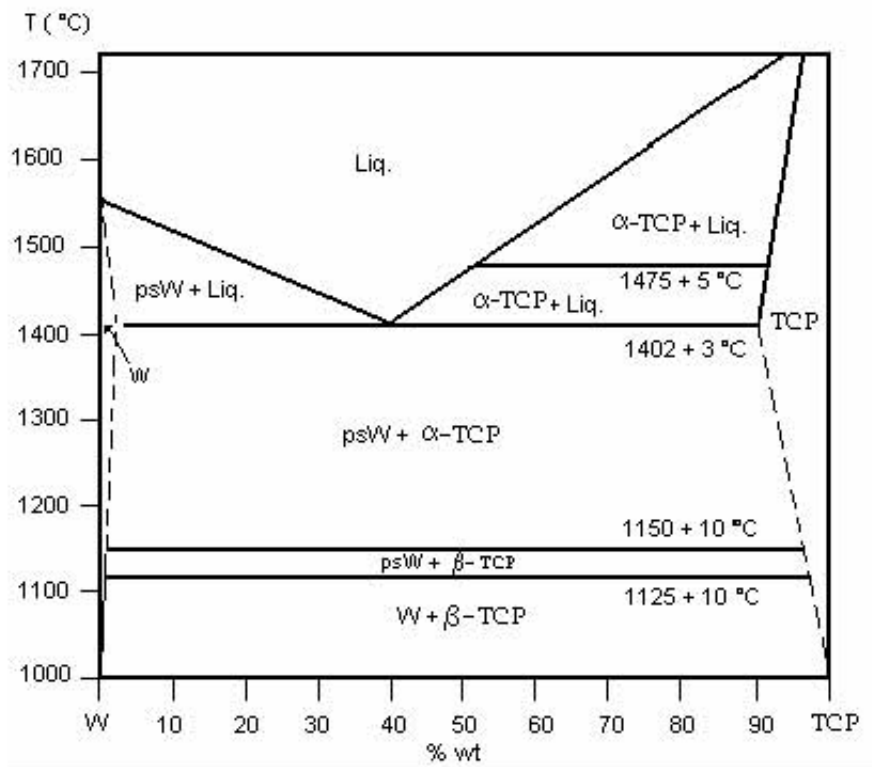


Figura 1. Diagrama de fases W y TCP reportado por P.N. De Aza y col.[5,6,7]

P.N. De Aza y colaboradores, han bautizado a este material como Cerámica Bioeutética, mientras que S. López-Esteban y colaboradores han propuesto su aplicación como implante tanto en estado vítreo como cuando se tiene la mezcla eutéctica de las dos fases (W - TCP) .[10]

En el presente trabajo se realizó la síntesis del vidrio y de la cerámica bioeutética (siguiendo el proceso de Silceram^[11]) para estudiar su viabilidad como implante óseo. Se avocó a la caracterización de sus propiedades mecánicas para determinar el llamado Índice de Calidad (Iq),^[12] propuesto por Hench, esto implicó medir ciertos parámetros que permitieron calcular esa propiedad y compararla con la de otros materiales, incluyendo los implantes de hueso.

Como una alternativa se propuso utilizar el método de Indentación Instrumentada para medir la Energía de Deformación Superficial (Ur)^[13], que este caso sería el resultado de la interacción mecánica entre el implante-hueso en el periodo de absorción, donde se esperaría que la (Ur) del implante sea comparable o semejante a la sección ósea con la que se va interaccionar.

La tesis se dividió en cinco capítulos, el primero se refirió a información básica sobre propiedades y síntesis de biomateriales, el segundo, se relacionó con la descripción del tipo de pruebas mecánicas que serían necesarias para determinar el (Iq) mencionado antes, así como la (Ur), el tres se refirió a la síntesis y caracterización de los biocerámicas, el cuatro es un compendio de los resultados y su discusión que llevó al final a establecer las conclusiones y recomendaciones del capítulo cinco asociadas con la investigación.

I. Objetivos

- a. Sintetizar el material bioeutético.
- b. Caracterizar su composición química, microestructura, cristalinidad.
- c. Evaluar el (Iq) para estimar si es posible emplear este material para implantes en huesos.
- d. Evaluar la (Ur) para estimar si es posible aplicar este material en los periodos de absorción entre el implante y el hueso.

II. Hipótesis

- a. Al calentar una vitrocerámica a diferentes temperaturas por bajo del eutéctico se induce el crecimiento de los dominios (los microcristales P_2O_5) que al final tendrán la estructura eutéctica.

- b. Desde el punto de vista mecánico un buen implante sería aquel cuya energía de deformación fuera comparable a la del hueso que es necesario sustituir temporalmente, mientras se absorbe el material y crece el nuevo hueso.

Capítulo 1

Aspectos Generales

Hoy en día, las enfermedades relacionadas con el sistema músculo-esquelético representan la causa más común de incapacidad física y afectan a cientos de millones de personas en todo el mundo. Algunos ejemplos que reflejan la importancia de este problema son:

- El número de fracturas relacionadas con osteoporosis se ha duplicado en la última década. Se estima que 40% del total de mujeres con más de 50 años de edad sufrirá alguna fractura osteoporótica.
- Los problemas articulares representan más de la mitad de las afecciones crónicas en personas de más de 65 años.
- Las lesiones causadas por accidentes de tráfico, trabajo, hogar etc., sufren una gran demanda los dispositivos para regeneración y reparación ósea.
- Existen algunas deformidades y enfermedades relacionadas con el sistema músculo-esquelético que dejan lisiados a muchos niños y les privan de un desarrollo normal

Por lo tanto, las patologías y traumatismos relacionados con el hueso son un tema de gran impacto en la sociedad.

1.1. Hueso

El hueso es un tejido vivo compuesto por minerales, proteínas, agua, células y otras macromoléculas. Aunque las propiedades del hueso varían a la proporción de las diversas sustancias de acuerdo a las diferentes partes del esqueleto, edad del individuo o presencia

de alguna enfermedad, el tejido óseo contiene en forma general dos tercios de sustancias inorgánicas y un tercio de sustancias orgánicas. La fase inorgánica o mineral representa entre un 60 y un 70% en peso del tejido óseo, contiene además entre un 5 y un 8% de agua y el resto está constituido por la matriz orgánica la cual está compuesta en un 90% por colágeno y un 5-8% por otras proteínas^[1,2,3]

Según la localización del hueso dentro del esqueleto y el grado de madurez del mismo, la proporción y distribución de las fibras y fase mineral dentro de la matriz varía, difiriendo en la forma del arreglo de las fibras, en el tamaño y en la densidad. Debido a esto, el tejido óseo puede dividirse en varios tipos dependiendo del grado de madurez y de la estructura macroscópica del mismo.

Según el grado de madurez, el tejido óseo se clasifica en fibrilar y laminar. El hueso fibrilar está considerado como un hueso inmaduro o primitivo y normalmente se encuentra en los embriones y recién nacidos, en los callos formados en el período de remodelación después de una fractura y en la región de la metáfisis de los huesos en crecimiento. Este tipo de huesos tiene fibras gruesas que no están orientadas uniformemente. Tiene más células por unidad de volumen que el hueso laminar, su contenido mineral varía y las células están dispersas al azar. El hecho de que las fibras de colágeno estén desorientadas le confiere a este tipo de hueso isotropía con respecto a las características mecánicas del tejido. ^[1,3]

El hueso laminar se comienza a formar un mes después del nacimiento, por lo que este tipo de hueso es más maduro que el fibrilar y de hecho se forma a partir del proceso de remodelación del hueso inmaduro. El hueso laminar se encuentra a lo largo del esqueleto maduro tanto en el hueso esponjoso como en el cortical.

Según la estructura macroscópica del tejido, existen dos tipos de hueso, el esponjoso o trabecular y el compacto o cortical. El hueso esponjoso, como su nombre lo indica, se asemeja a una esponja, con una porosidad interconectada de entre un 50 y un 90%. Este tipo de hueso se encuentra principalmente en la epífisis, es decir, en los extremos de los huesos largos, pero también se encuentra en huesos cuboides como las vértebras.

El hueso cortical se encuentra en la parte superficial de los huesos y es homogéneo macroscópicamente. Su grosor varía de acuerdo al segmento de la diáfisis o zona entre los

extremos del hueso y según su localización en el esqueleto. Este tipo de hueso es el que soporta las diferentes cargas, y fuerzas de torsión y compresión que recaen sobre el hueso.

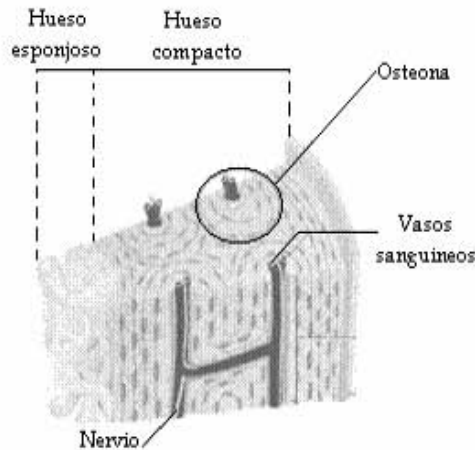


Figura 1.1. Esquema de hueso esponjoso y compacto.^[1,2,3]

Como se mencionó anteriormente, el hueso es un material compuesto formado por una fase inorgánica y una fase orgánica. La fase mineral o inorgánica es la fase mayoritaria y está compuesta principalmente por un fosfato de calcio análogo a la hidroxiapatita cristalina. Esta apatita está presente como pequeños cristales en forma de láminas, de 20 a 80 nm de longitud y 2 a 5 nm de espesor. Las diferentes modificaciones que pueda tener la hidroxiapatita, es decir, las sustituciones de los grupos fosfato o hidroxilo por grupos carbonato, o las sustituciones de los grupos hidroxilo por fluoruros o cloruros, así como las sustituciones de los iones Ca^{2+} por otros cationes como Na^+ , K^+ y Mg^{2+} , pueden alterar algunas propiedades físicas de los cristales como por ejemplo su solubilidad.

La fase orgánica de la matriz extracelular del hueso determina la estructura y las propiedades mecánicas y bioquímicas de éste. Aproximadamente el 90% de la fase orgánica está formada por colágeno tipo I y el 10% restante está formado por proteínas.

El colágeno es una proteína de muy baja solubilidad y es el componente estructural principal de la matriz ósea.^[1,2,3]

El hueso es un tejido conectivo muy específico y se desarrolla mediante un proceso llamado osteogénesis. Durante la formación del hueso, ciertas células denominadas osteoblastos segregan sustancias que forman estructuras que inicialmente son amorfas, conocidas como tejido osteoide, que posteriormente se convierten en densas y fibrosas.

Los cristales de fosfato de calcio son depositados en el tejido osteoide, cambiando así la matriz ósea. Los osteoblastos tienden a ser atrapados por las estructuras antes mencionadas y al endurecerse se transforman en osteocitos, dando lugar a la osteogénesis. La secreción de los osteoblastos no se convierte totalmente en fibras, sino que también hay una especie de cemento entre las fibras. Ambos, cemento y fibras, se combinan con los cristales de fosfato de calcio y los osteoides, formándose así el hueso.

1.1.1. Propiedades mecánicas del hueso

El hueso constituye el primer elemento estructural del cuerpo humano; sirve de protección a los órganos vitales internos, además de servir como un almacén para los recursos minerales del organismo. El sistema esquelético soporta cargas de diferentes tipos debido a las diversas actividades de un individuo, tanto compresivas como de tracción o de cizalladura. [3]

En el caso de la resistencia mecánica del hueso, ésta depende también de la dirección en la cual es cargado el hueso. La resistencia mecánica depende también de si el hueso es cargado a flexión, compresión o tracción.

Por todo esto, no es posible especificar la resistencia o las propiedades elásticas del hueso cortical con un único valor. Las propiedades mecánicas del hueso cortical ensayado a tracción y a compresión en la dirección transversal y longitudinal, se presentan en la Tabla 1.1^[4]. Los valores mostrados en ella son sólo indicativos del orden de magnitud de cada propiedad, dependiendo mucho cada una de las condiciones de ensayo, y se puede variar en cada dirección del espacio, según el tipo de simetría presente.

Tabla 1.1. Propiedades mecánicas del hueso y como varían con el tipo y la orientación del hueso.^[3,4]

Tejido	Resistencia a la Tensión (MPa)	Modulo elástico (GPa)	Máxima Resistencia (%)
Hueso cortical Longitudinal)	130	12.0	3
Hueso cortical (transversal)	60	13.4	1
Hueso trabecular	2	0.39	2.5

El hueso presenta un comportamiento viscoelástico, ya que sus propiedades mecánicas son sensibles tanto a la velocidad de deformación como al tiempo de aplicación de la carga.

Las propiedades del hueso trabecular no han sido estudiadas con la profundidad con la que lo han sido las del hueso cortical. Las propiedades de este tipo de hueso dependen altamente de la densidad del mismo. Aunque el rango de variación es muy amplio, se ha visto que los valores referentes al módulo elástico se encuentran entre los 50 y 100 MPa, mientras que los valores relativos a la resistencia a la compresión están entre 5 y 10 MPa.^[4]

El hueso puede modificar su resistencia como respuesta a las tensiones mecánicas. El tejido óseo, colocado en una situación de tensión mecánica. Se fortalece mediante un aumento en el depósito de sales minerales y en la producción de fibras de colágeno. Sin estímulo mecánico, el hueso no se remodela normalmente, ya que la resorción del tejido supera a su deformación. Las principales tensiones mecánicas que se ejercen sobre el hueso son las resultantes de la actividad de los músculos esqueléticos y de la gravedad. Si una persona permanece en cama o tiene un hueso fracturado con un aparato de yeso, la resistencia de los huesos no sometidos a esfuerzos disminuye.

Se ha estudiado materiales que pueda sustituir, remplazar, aumentar al hueso, este campo es el de los biomateriales que se explicaran en las siguientes secciones.

1.2 Biomateriales

El término biomaterial acompaña a todos aquellos materiales que son utilizados para aplicaciones médicas principalmente, aunque también se encuentran bajo esta clasificación otros materiales de uso extracorporal.

Hoy en día existen diferentes definiciones de lo que realmente es un biomaterial, por una parte, se tiene que un biomaterial es “un material ideado para interactuar con los sistemas biológicos para evaluar, tratar, aumentar o sustituir cualquier tejido, órgano o función del cuerpo” según la Second Consensus Conference on definitions in Biomaterials, Chester, U.K, 1992. Por otro lado, hay quienes definen a los biomateriales como “aquellos materiales de origen natural o sintético que se utilizan para dirigir, suplementar o reemplazar alguna función de un tejido vivo”. [4,11]

Entre las sustancias más importantes utilizadas como biomateriales para la regeneración ósea se encuentran algunos metales y aleaciones, cerámicas, vidrios biológicos, polímeros naturales y sintéticos y materiales compuestos que se generan con mezclas de los anteriores.[4,5,6,7,8]

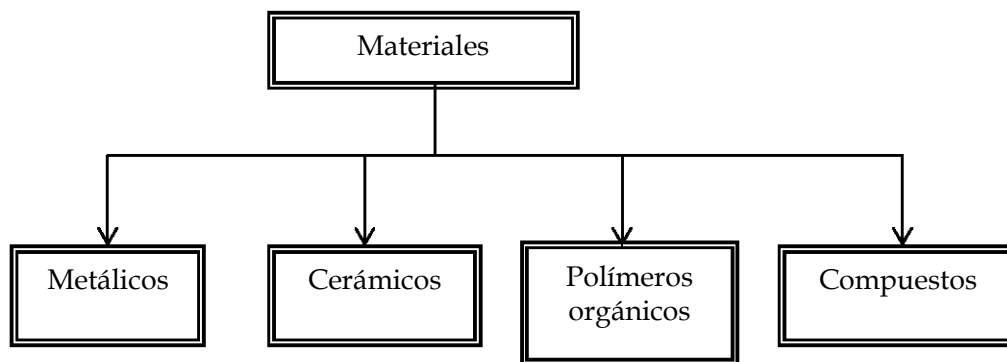


Figura 1.2 Clasificación de los biomateriales.[8]

En cada uno de los grupos podemos tener materiales cristalinos y materiales no cristalinos (amorfo o “vidrios”). En general, se sobreentiende que todos los materiales incluidos en esta clasificación son sólidos a la temperatura de su utilización, que normalmente es a la temperatura ambiente.

Los principales requisitos que debe cumplir un material de implante pueden ser agrupados en Biofuncionalidad (que es la habilidad de un dispositivo de comportarse de una manera apropiada de acuerdo a la aplicación para lo que se diseñó); biocompatibilidad (la habilidad de mantener en buen desempeño su función por el tiempo necesario) y finalmente la ingeniería de producción.

Las cerámicas abarcan un amplio campo por sus aplicaciones como biomateriales, incluyendo a la alúmina, fosfatos de calcio, compuestos de carbono, de silicio etc., y han sido de particular interés entre los investigadores y clínicos, debido a su excelente biocompatibilidad, pero desde una perspectiva de mercado, estos materiales aún están en proceso de desarrollo por la diversidad de las aplicaciones posibles.

Cualquier material aplicable en implantes quirúrgicos tiene un amplio espectro de posibilidades de reaccionar bioquímicamente al estar dentro del cuerpo. Este espectro de posibilidades puede dividirse en las siguientes categorías.^[6,9]

- 1) Casi inerte: Hay una interacción mínima con los tejidos del anfitrión, el implante sería cubierto con un tejido fibroso no adherente ya que su anfitrión intentara aislarlo por ser un cuerpo extraño. La fijación está por la interacción mecánica pura. Esto también se conoce como fijación morfológica (las cabezas femorales de alúmina y zirconia).
- 2) Poroso: La fijación se da por el intercrecimiento biológico del tejido huésped del anfitrión implantándose en los poros. Esto también se conoce como fijación biológica (Hidroxiapatita y los metales porosos revestidos de hidroxiapatita usados para vástagos femorales).
- 3) Bioactivo: La fijación por vinculación química entre el implante y los tejidos finos del anfitrión (vidrios bioactivos, hidroxiapatita y vitrocerámicos bioactivos, se usan en dispositivos dentales y ortopédicos).

-
- 4) Reasorbible: implante que se disuelve químicamente o que es removido por las células del cuerpo. No hay fijación, solo el reemplazo por el implante con los tejidos (fosfatos tricálcicos).

Un enlace interfacial estable entre el tejido y el implante debe llevarse en orden para obtener una respuesta física equivalente y una estimulación física controlada.

Una teoría general de los biomaterial fue expresada por Hench y Ethridge en 1982 como:^[8]

- Un material ideal para implante se desempeña como si fuera el equivalente del tejido huésped.
- Axioma 1. El tejido en la interfase debe ser equivalente al tejido huésped normal.
- Axioma 2. La respuesta del material estimulado físicamente debe ser similar al del tejido reemplazado.

En esta teoría general se requiere que un biomaterial tenga tanto compatibilidad bioquímica como compatibilidad biomecánica.^[9]

Uno de los mayores retos que tienen por delante el campo de los biomateriales es el desempeño a largo tiempos de las prótesis, sobre todo en la interfase implante hueso.

En las últimas décadas, la atención se ha enfocado hacia aquellos materiales cerámicos que tienen un gran parecido con la fracción mineral del hueso, como las biocerámicas.

1.3. Biocerámicas

En particular los metales han sido ampliamente utilizados debido a sus propiedades mecánicas. Sin embargo, los implantes metálicos presentan una resistencia mucho mayor a la del hueso, lo cual conlleva a un estado tensional, otra desventaja de los materiales metálicos para aplicaciones de osteosíntesis es su gran facilidad para corroerse, lo cual también afecta el comportamiento biológico. Por lo tanto se hace necesaria la utilización de materiales que posean tanto propiedades mecánicas como una composición química más cercanas a las del hueso.

En los últimos años se han estudiado las interacciones biológicas y los mecanismos interfaciales de los materiales biocerámicos, por ejemplo los implantes bioactivos forman un enlace interfacial fuerte con los tejidos duros y suaves,^[2,3,4] que se explica en la sección 1.4.

En la Figura 1.3, se representó una posible clasificación de las biocerámicas empleadas en la actualidad, desde un punto de vista de su composición química.

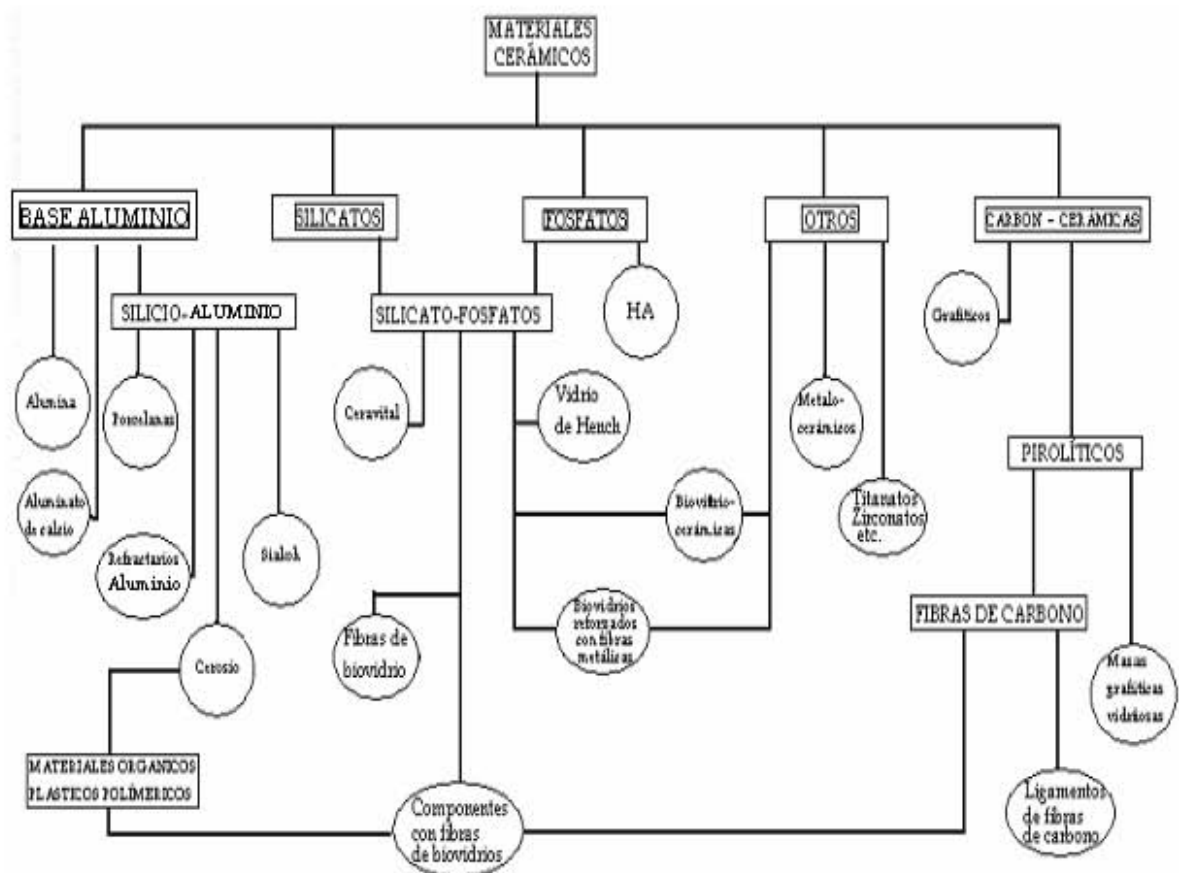


Figura 1.3. Clasificación por grupos de los materiales biocerámicos^[4]

La utilización de cerámicas para la reconstrucción ósea se basa en su semejanza estructural respecto a la fase mineral del hueso. A pesar de la alta fragilidad de los materiales cerámicos, algunos de ellos poseen propiedades físicas iguales o mejores que algunas aleaciones metálicas como por ejemplo resistencia al calor, corrosión, desgaste y una gran dureza entre otras; por lo que se mencionan propiedades y ejemplos de los materiales cerámicos a continuación

1.3.1. Materiales cerámicos

Debido a sus enlaces químicos, por lo general son duros y frágiles, con alto punto de fusión, tiene baja conductividad eléctrica, buena estabilidad química y térmica, y elevada resistencia a la compresión, sin embargo las combinaciones con otros elementos hacen de estos materiales, productos con propiedades especiales.

En los cerámicos pueden presentarse en tres microestructuras básicas: cristalina, vítrea y una mezcla de cristalina y vítrea.

Los cerámicos cristalinos tienen buenas propiedades a alta temperatura y la deformación plástica bajo carga sólo ocurre en esas condiciones, debido al deslizamiento de bordes de grano ó movimiento de dislocaciones. Algunos cerámicos cristalinos pueden aumentar su tenacidad incorporando partículas cerámicas a la matriz, mediante la utilización de métodos apropiados de manufactura y fabricación, y un cuidadoso control de la pureza y del tamaño de grano.

Son comunes los materiales cerámicos que contienen una mezcla de fases cristalinas y vítreas. Durante el horneado o el sinterizado se busca crear fases vítreas para mejorar la unión entre partículas cristalinas, en los vidrios cerámicos, para mejorar su resistencia se dejan precipitar fases cristalinas en una matriz vítrea.

El comportamiento mecánico de los cerámicos depende de manera importante del proceso de manufactura. Las propiedades de los materiales cerámicos son muy sensibles a la pureza de sus materias primas y al control de la microestructura, incluyendo las fases de los bordes de grano y la porosidad, la cual es consecuencia del método de producción. [7,8]

Los materiales cerámicos pueden clasificarse según su composición, su estructura, sus propiedades, sus tecnologías de fabricación, sus productos, sus funciones, sus aplicaciones, etc.[8] A continuación, daremos algunos ejemplos.

1.3.1.1 Clasificación según su estructura

En general casi todos los materiales cerámicos presentan, desde el punto de vista estructural, enlaces covalentes con grados variables de carácter iónico y metálico. La clasificación estructural de la figura 1.4 se refiere, más que a los ordenamientos a de largo alcance, es decir, a la presencia o no de estructuras cristalinas. Esta clasificación es esquemática, ya que muchos productos cerámicos policristalinos presentan fases vítreas en una importante proporción.

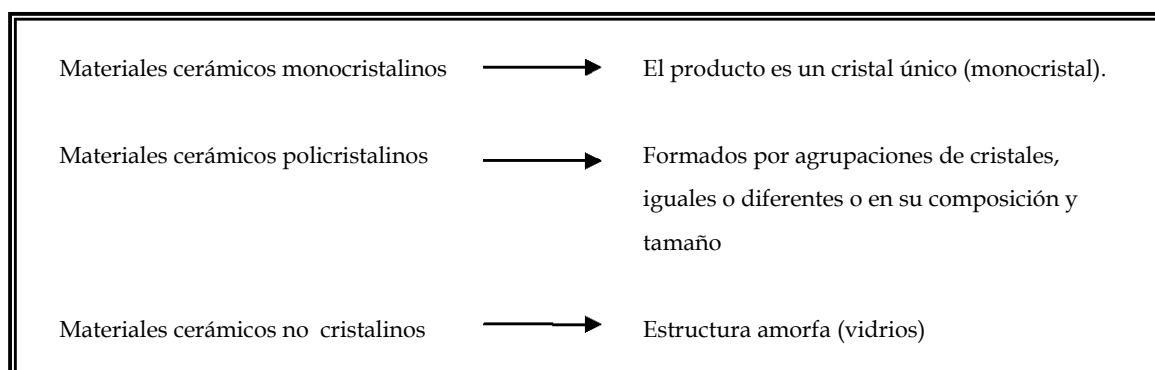


Figura 1.4 Clasificación según la estructura cristalina^[8]

1.3.1.2 Clasificación según su función

El actual desarrollo de los materiales cerámicos ha llevado a su clasificación según la función que estén destinados a cumplir, independientemente del producto de que se trate, Tabla 1.2.

Tabla 1.2 Clasificación según su función.^[8]

Función	Ejemplos y usos
Eléctrica y electrónica	<ul style="list-style-type: none"> • Aislantes (porcelanas, Al_2O_3, etc.) aisladores sustratos. • Ferroeléctricos ($BaTiO_3$, etc.) capacitores. • Piezoeléctricos (id), osciladores, transductores, etc. • Semiconductores (óxidos de metales de transición): termistores, varistores. • Conductores iónicos ($\beta-Al_2O_3$, ZrO_2) electrolitos sólidos, sensores.
Magnética	<ul style="list-style-type: none"> • Ferritas: memorias, sensores.
Óptica	<ul style="list-style-type: none"> • Lentes, prismas, etc. (vidrios): oftalmología e instrumental óptico. • Filtros ópticos (cristalinos y no cristalinos) • Translúcidos (Al_2O_3): lámparas de vapor de sodio, IR, etc. • Laser de estado sólido (vidrios de Nd_2O_3; $Y_2O_3 + ThO_2$)
Química	<ul style="list-style-type: none"> • Sensores de gases (ZrO_2, SnO_2): alarmas, detectores • Sensores de humedad ($MgCrO_4$): hornos de microondas • Soportes de catalizadores (Al_2O_3, vidrios, cordierita): catalizadores inorgánicos (Pt, etc.) y orgánicos (enzimas) • Electrodo (grafito, titanatos, boruros): industria electroquímica y procesos fotoquímicos.
Térmica	<ul style="list-style-type: none"> • Aislamiento térmica (refractarios aislantes): hornos • Transmisión térmica (SiO_2, SnO_2, TiO_2): calefactores • Refractarios en general
Mecánica	<ul style="list-style-type: none"> • Elementos estructurales (cerámica roja): construcción • Cementos, hormigones: construcción • Abrasivos (Al_2O_3 diamante, TiC, WC, etc.): herramientas de corte. Pulido
Nuclear	<ul style="list-style-type: none"> • Combustibles nucleares (UO_2, PuO_2) • Protección (vidrios con PbO, grafito, SiC, Al_2O_3, etc.)
Biológica	<ul style="list-style-type: none"> • Prótesis óseas y dentales; recubrimientos (Al_2O_3, etc.), sustitutos vitrocerámicas en base a fosfatos y fluorsilicatos. • Huesos artificiales (biovidrio, vitrocerámica A-W)

1.4 Biovidrios

Dentro del grupo de los materiales cerámicos tenemos las vitrocerámicas y los biovidrios, los cuales han demostrado ser buenos candidatos para aplicaciones biomédicas relacionadas con la regeneración del tejido óseo. Los llamados biovidrios, han ocupado un lugar importante en el área de la medicina regenerativa ósea. De forma general los biovidrios se dividen en vidrios de base SiO_2 y vidrios de base P_2O_5 . Los biovidrios de silicio fueron desarrollados en los años 70 por Hench principalmente^[4,6,9,10], y han demostrado ser altamente bioactivos, sin embargo su tasa de reabsorción resulta ser muy baja para algunas aplicaciones. Por otro lado, el desarrollo de los vidrios de fosfato para aplicaciones biomédicas, se remonta a principio de los años 80.

Estos vidrios pueden ajustarse a la composición de la fase mineral del hueso, y además presentan un amplio rango de velocidades de degradación, que puede ser modificado dependiendo de la composición química del sistema vítreo.^[4] Por lo que, es posible obtener vidrios con disolución a largo o corto plazo, según la aplicación requerida.^[4]

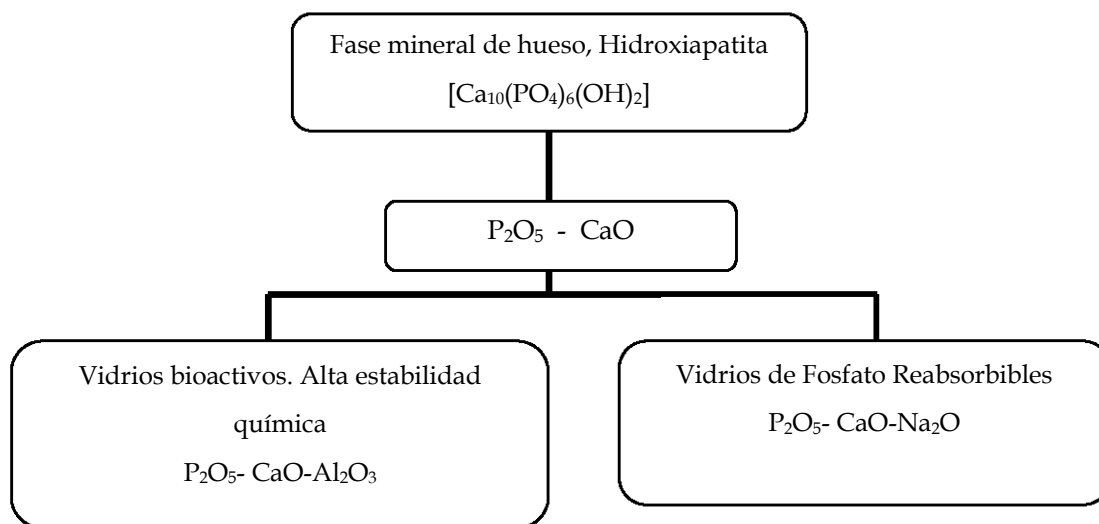


Figura 1.5. Líneas de desarrollo de los vidrios para aplicaciones biomédicas^[4]

1.4.1 Vidrios

Un vidrio puede ser descrito como un material sólido que se forma a partir de compuestos inorgánicos, isotrópicos, a altas temperaturas,^[8] que conforman un grupo singular de cerámicas, con estructura amorfa (aunque también se puedan tener vidrios metálicos).

Presentan propiedades mecánicas que limitan sus aplicaciones; como por ejemplo tienen poca ductilidad, ya que no se deforman a temperatura ambiente. En realidad son materiales duros pero frágiles al mismo tiempo.

El éxito en la manufactura del vidrio radica en controlar la temperatura del proceso, para regular los esfuerzos internos que lo hacen quebradizo. Estos esfuerzos se aprovechan para producir vidrio de extrema dureza y resistencia, por ejemplo, si se emplea la técnica del templado. Templar un vidrio es someterlo a un calentamiento controlado y después enfriarlo rápidamente.

En un vidrio no se puede hablar de una temperatura de solidificación como en los materiales cristalinos sino que siempre debemos referirnos a un rango de temperaturas, cuya extensión además será función de las condiciones en las que se esté verificando el proceso de enfriamiento. Al enfriar el líquido se va haciendo cada vez más viscoso. El volumen específico va disminuyendo de manera continua. Esta contracción es el resultado de la combinación de dos efectos:^[13]

- Como en la mayor parte de las sustancias cristalinas al enfriarse se reduce las distancias interatómicas y consecuencia el volumen.
- Se produce un reordenamiento de los átomos, que se va haciendo más lento a medida que progresa el enfriamiento, hasta que finalmente llega un momento en que la viscosidad es tan alta que ya no permite más movimientos atómicos y por tanto cesa el reordenamiento. A la temperatura a la que esto ocurre se le denomina vitrificación.

El rango de temperatura comprendido entre la fusión y la vitrificación es lo que se conoce como *transición vítrea*.^[8]

El fenómeno de la cristalización para los vidrios requiere tiempos largos ya que las posiciones de equilibrio de la red cristalina se alcanzan a través de mecanismos difusivos. Esto significa que para alcanzar el estado amorfo hay que enfriar al líquido lo suficientemente rápido para que no puedan ocurrir los movimientos difusivos que llevan a los átomos a ocupar sus posiciones de equilibrio en la red cristalina. En el caso de los vidrios metálicos este enfriamiento debe ser extraordinariamente rápido, mientras que los vidrios de silicatos no presentan una tendencia a la cristalización tan grande y por lo tanto no se requiere enfriamientos tan rápidos.

1.4.1.1 Temperatura de transición del vidrio (T_g)

La temperatura de transición del vidrio se define como el pasaje del líquido sobreenfriado al sólido vítreo.^[14] Un líquido sobreenfriado es un estado metaestable, que se puede caracterizar termodinámicamente, y que cristaliza si se introducen en él núcleos de cristalización.

Se considera la Figura 1.6. la representación de la variación del volumen específico, al disminuir la temperatura partiendo del estado líquido (de derecha a izquierda en la figura 1.6). La primera parte de la curva *a* muestra una disminución gradual del volumen (o sea un aumento de la densidad) hasta llegar al punto *b*. Si el enfriamiento es lento, y existe (o se forman) núcleos de cristalización, la sustancia cristalizará a la temperatura de fusión T_f ; la cristalización va acompañada de una brusca disminución del volumen específico *b-c*. Pero si la velocidad de enfriamiento es lo suficiente elevada, no se producirá la cristalización, sino que se tendrá un líquido sobreenfriado, cuyo volumen específico seguirá disminuyendo siguiendo la misma pendiente *e*. La temperatura de transición del vidrio T_g puede diferir, para cada material, en algunos grados, según las velocidades de enfriamiento (F' , F'').^[8]

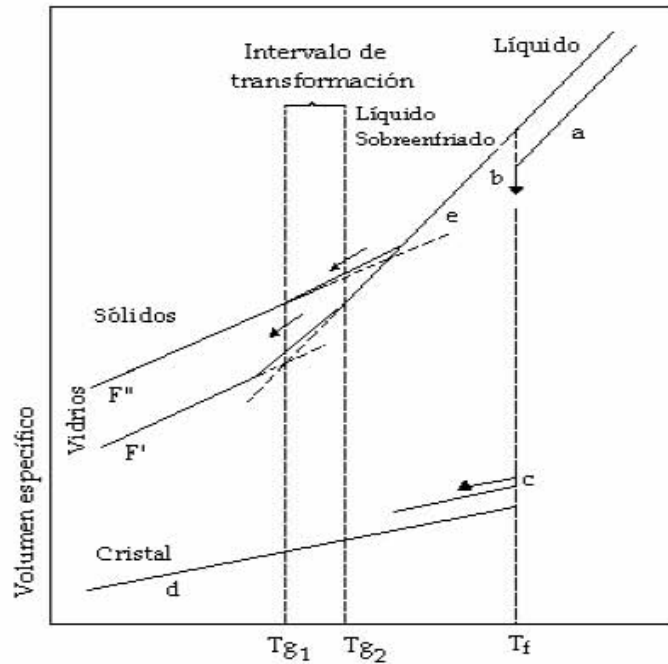


Figura 1.6. Relación volumen específico Vs temperatura, T_g es la temperatura de transición del vidrio, T_f es la temperatura de fusión.^[8]

1.4.1.2. Estructura de los vidrios

Los materiales cerámicos no cristalinos, muestran estructuras desordenadas, figura 1.7. El desorden puede ser total (sólidos amorfos) o bien puede haber microdominios con ordenamiento de corto alcance, que es el caso más común.

Desde un punto de vista estructural, los vidrios comunes de óxido de silicio, están constituidos por una red desordenada de tetraedros de SiO_4^{4-} unidos por sus vértices en distintos ángulos. Figura 1.7.^[8,13]

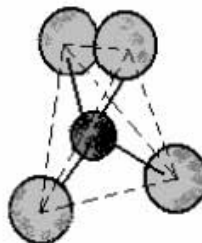


Figura 1.7. Tetraedro de silicio rodeado de cuatro átomos de oxígeno.^[8,13]

Cuando se habla de un material amorfo, figura 1.8, se puede decir que se trata de un material totalmente desordenado pero esto no es cierto ni siquiera para un líquido. Las posiciones relativas de los primeros vecinos son prácticamente las mismas en un amorfo y en un cristal, por lo tanto no se puede hablar de un desorden total. La diferencia fundamental entre un amorfo y un cristal es que el primero su orden está restringido a los vecinos más próximos y por lo tanto sólo presentan orden de corto alcance.

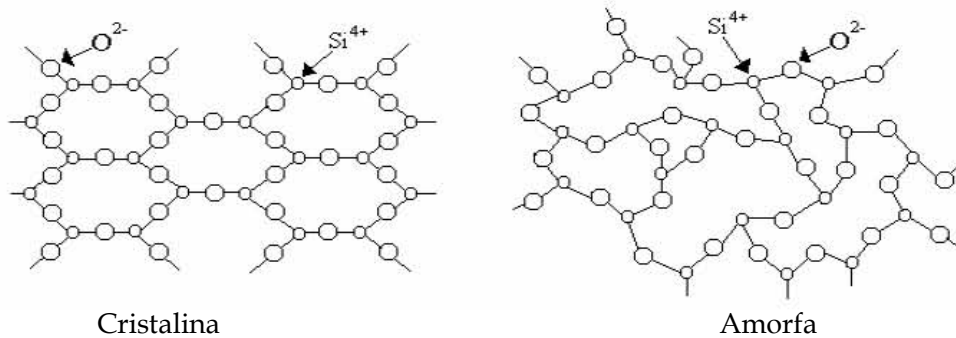


Figura 1.8. Estructura cristalina y vítrea de silicatos.^[8,13]

A la vista de esta estructura se puede afirmar que la sílice en cualquiera de sus variedades tiene una estructura muy abierta, esto va a ser el punto fundamental en la formación de vidrios porque va a permitir la incorporación de grandes cantidades de impurezas a la red, como lo que se ve a continuación.

Hay óxidos capaces de formar vidrios como SiO_2 , B_2O_3 y P_2O_5 (formadores de red).

También hay óxidos como los de Na, K, Ca o Mg capaces de romper la red del vidrio (modificadores de red) y hacen que el vidrio se cristalice. Los iones de oxígeno entran en la red de SiO_2 en los puntos de unión de los tetraedros, dejando iones de oxígeno con un electrón desapareado (Si-O^-). La gran proporción de volumen abierto de la estructura permite que los iones metálicos (cationes alcalinos M^+ y alcalinotérreos M^{2+}) se acomoden sin tener que entrar a formar parte de la red. Figura 1.9. La estructura de los vidrios silicatos es muy abierta, y variable debido a la flexibilidad del ángulo del denominado puente de oxígeno, Si-O-Si , que puede variar entre 120° y 180° .

La modificación reduce el punto de fusión y la viscosidad de la sílice, lo que se hace que se produzca un vidrio a bajas temperaturas.

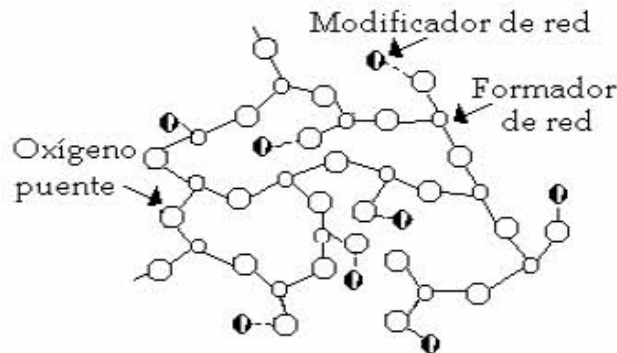


Figura 1.9. Estructura que muestra el volumen abierto a partir de los modificadores y formadores.^[13]

Estas estructuras dependen del proceso de fabricación, y particularmente de la velocidad de enfriamiento.

Al igual que los vidrios de Si. Los vidrios de fosfato están formados básicamente por configuraciones tetraédricas de fósforo (PO_4^{3-}).^[4]

Para mejor entendimiento de la estructura de los vidrios varias teorías han sido propuestas, siendo las de Zachariase y la de Van Wazer las que mejor se adaptan a los vidrios.^[4] Donde se postula que un “vidrio al igual que un cristal, estaba formado también por tetraedros de Si, siendo la principal diferencia entre estos dos, en el cristal la presencia de simetría y periodicidad en la red cristalina y en el vidrio la ausencia de dichas características en la red vítrea”.

1.5. Vidrios Bioactivos

Los vidrios bioactivos son materiales cerámicos que tienen la capacidad de enlazarse iónicamente con algunos tejidos, entre ellos el hueso, intercambiando iones o grupos moleculares con el medio fisiológico donde son implantados. Los principales representantes de este grupo son los vidrios de base silicio y los de base fosfato.

La composición de los vidrios bioactivos es fundamental para permitir el enlace con los tejidos del receptor, ya que la adhesión a estos se puede observar solamente con materiales que contienen dióxido de silicio (SiO_2), pentóxido de fósforo (P_2O_5), óxido disódico (Na_2O) y óxido cálcico (CaO), siendo el SiO_2 el componente principal.

Algunos vidrios con composiciones basadas típicamente en combinaciones de SiO_2 - CaO - NaO - P_2O_5 han demostrado la formación de uniones con el hueso. La característica principal de estos materiales es que desarrollan en su superficie una capa biológicamente activa de hidroxiapatita carbonatada (HCA) la cual provee la interfase de unión con el tejido.

Estos materiales reaccionan en contacto con el fluido formando una especie de gel hidratado en la superficie el cual es rico en iones Ca^{2+} y P^{5+} . La cristalización de esta capa conlleva a la formación de apatita y por lo tanto a la unión con el hueso. Por lo que esta capa formada en la superficie del implante es similar tanto químicamente como estructuralmente a la fase mineral del hueso, y es por esto que se da la unión interfacial hueso-implante.^[4,9]

1.5.1 Bioactividad

Un material bioactivo es aquel que obtiene una respuesta biológica específica en la interfase, lo cual nos lleva a la formación de enlace entre el tejido y material. Se ubica entre bioabsorbible y bioinerte. ^[9,10]

Un material bioactivo crea un ambiente compatible con la osteogénesis (crecimiento de hueso) con la mineralización de la interfase, desarrollando una unión de enlace natural entre el material vivo y no vivo por ejemplo la vitrocerámica A/W.

La rapidez de desarrollo del enlace interfacial puede ser referido como el nivel de bioactividad.^[9,10]

La bioactividad relativa y el tiempo de dependencia en la formación interfacial del hueso-implante de varias biocerámicas ver la Figura 1.10.

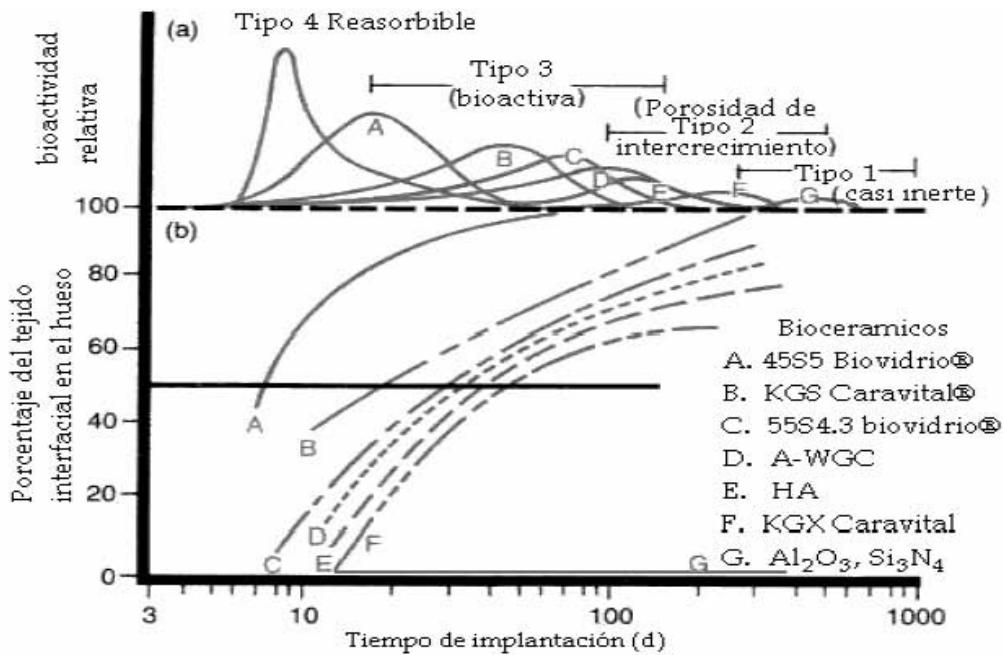


Figura 1.10. Espectro de bioactividad de varios implantes biocerámicos, (a) velocidad relativa de bioactividad, (b) dependencia con tiempo de la formación del enlace con el hueso en la interfase.^[6,9,10]

1.5.1.1 Clases de Bioactividad

Las características de la bioactividad de la hidroxiapatita y de los vidrio bioactivos son notablemente diferentes, por lo tanto, se dio lugar a dos clases distintas de comportamiento de bioactividad; clase A y clase B.^[6,9,10]

- Clase A: Es el proceso por el que una superficie biológica es colonizada por células libres osteogénicas, en un entorno defectuoso, como resultado de una intervención

quirúrgica. La respuesta extra e inter celular, es evocada por el material bioactivo de la clase A en la interface. Tales materiales sería osteoprodutivo.

- Clase B. Un camino bioconduutivo que permite crecer al hueso alrededor de este, así el material exhibe solamente una respuesta extracelular en la interface. Tales materiales serían osteoconductivos.

Así que los materiales que contiene hidroxiapatita son osteoconductivos, mientras que los vidrio bioactivos son osteoconductivos y osteoprodutivos. Ninguno de estos materiles son osteoinductivos, esto es que se requiere la presencia de las proteínas del hueso.

La bioactividad de diferentes biocerámicas se muestra en la Tabla 1.3.

1.5.1.2. Índice de Bioactividad

Todo material bioactivo forma una unión interfacial con los tejidos. Sin embargo, el tiempo de unión, la resistencia, mecanismos y el espesor de la zona de unión difieren entre ellos.^[9]

La tasa de desarrollo de la unión interfacial entre el implante y el hueso puede ser referido a un nivel de bioactividad. Hench, introdujo un índice de bioactividad (I_b), relacionado al tiempo donde 50% de la superficie se ha unido al hueso. El valor de I_b es $100 / (\text{el tiempo que le toma la interfase para alcázar la unión al 50\%})$ ^[9,10]

$$I_b = 100 / t_{0.5bb} \quad 1$$

I_b es el índice de bioactividad

t_{bb} es el enlace al hueso (bonded to bone)

Los valores de índice de bioactividad más conocidos se muestran en la Tabla 1.3.

Tabla 1.3. Valores de índice de bioactividad y clase de bioactividad de diferentes biocerámicas^[6,9,10,17,18]

Biocerámicas	Valor de I_b	Clase de bioactividad
45S5 Biovidrio	13	A
5254.6 Biovidrio	10.5	A
A/W Vitrocerámico	6.0	B
Ceravital Vitrocerámico	5.6	B
5554.3 Biovidrio	3.7	B
Hidroxiapatita	3.1	B
Cerevital k6X, k6X'	2.3	B
Al_2O_3	0	0

Los vidrios bioactivos de la clase A con un I_b alto > 8 , también tienen la capacidad de enlazar a tejidos finos suaves.^[9]

En valor alto de este índice (entre 8-10), implica un tiempo de unión muy corto. Lo cual garantiza una unión firme y estable tanto con el hueso como con los tejidos.

En el diagrama ternario Na_2O-SiO_2-CaO , Figura 1.11, se puede observar la dependencia composicional con la bioactividad. En la región A, los vidrios son bioactivos y se unen al hueso, todas las composiciones en esta región tienen un 6%wt de P_2O_5 ; en medio de esta área, hay una pequeña región indicada con una línea discontinua dentro de la cual también ocurre la unión con los tejidos blandos ($I_b > 8$). Los vidrios de la región B se comportan como materiales aproximadamente inertes y son encapsulados por tejidos fibrosos no adherentes cuando son implantados. Las composiciones en la región C, son reabsorbidos por el tejido en un lapso de 10 a 30 días.

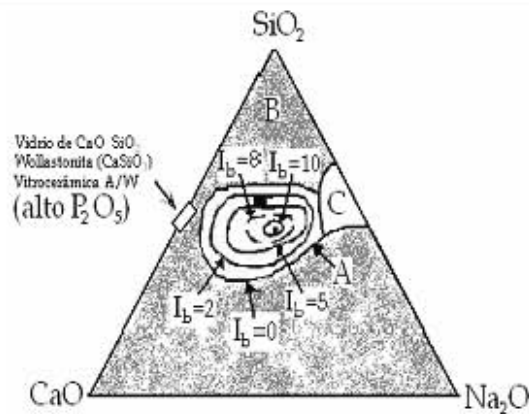


Figura 1.11. Dependencia composicional, (%wt) de la capacidad de los vidrios y vitrocerámicas bioactivas de establecer enlace con el hueso y los tejidos.^[6,9,10]

Es importante tomar en cuenta que pequeños cambios en la composición de un biomaterial pueden afectar significativamente sus características, siendo posible que un material bioactivo se transforme en un material bioinerte o reabsorbible.

La capacidad de algunos materiales cerámicos de establecer unión tanto con el hueso como con los tejidos, se ha demostrado para cierto rango de vidrios bioactivos que contienen SiO_2 , Na_2O , CaO y P_2O_5 en proporciones específicas. Existen tres claves de composición característica de los vidrios que los distinguen de los vidrios tradicionales de este sistema:

1. Menos del 60% mol de SiO_2
2. Alto contenido Na_2O y CaO .
3. Una proporción de $\text{CaO}/\text{P}_2\text{O}_5$ mayor de 5.1

Estas características de composición hacen que la superficie del vidrio sea altamente reactiva cuando se expone a un medio acuoso.

1.5.1.2 Mecanismos del enlace Bioactivo

Una característica común de los materiales bioactivos es la dependencia del tiempo, es decir la cinética de modificación de la superficie del implante que ocurre después de la implantación.^[9,10]

La Figura 1.12 resume la secuencia de los niveles de reacción que ocurre sobre la superficie de un vidrio bioactivo hasta que el enlace con el hueso es formado. Los primeros cinco estados ocurren sobre el vidrio en la interfase y son independientes de la presencia de tejido. Estos ocurren en agua destilada, solución buffer (tris-buffer) o en fluidos corporales simulados (SBF). Estas reacciones resultan en una capa cristalina de Hidroxiapatita carbonatada (HCA) formada sobre la superficie del implante. En los estados del seis al once es necesario que el implante este enlazado al hueso.^[5,8]

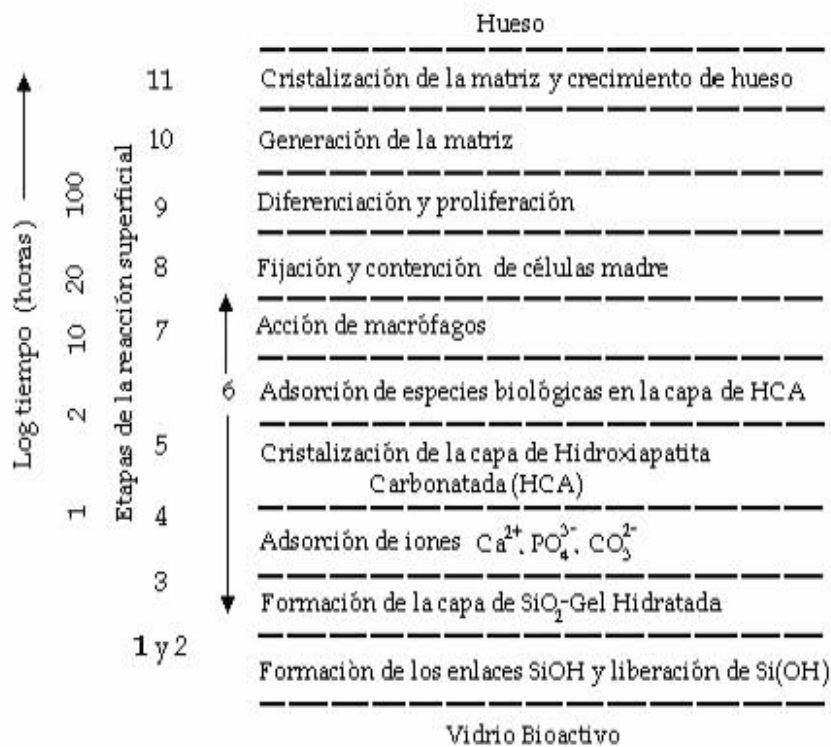


Figura 1.12. Secuencia de la reacción interfacial implicada en la formación de unión entre los tejidos y los vidrios bioactivos.^[6]

1.6 Vidrios de Fosfato

En las últimas décadas, los vidrios de fosfato, específicamente los de fosfato de calcio, han sido ampliamente estudiados no sólo por su composición química, la cual se asemeja a la de la fase mineral ósea, sino también por su solubilidad, la cual varía según la composición del vidrio^[4,10,15,16]. La elevada solubilidad de algunas composiciones, que inicialmente fue causa del rechazo de este tipo de vidrios, puede ser de gran provecho en el campo biomédico, ya que le confiere al material la propiedad de ser biodegradable y servir así de soporte en las primeras etapas del proceso de reparación ósea y de disminuir sus propiedades mecánicas gradualmente mientras el tejido óseo se regenera.

Debido a la solubilidad, este tipo de vidrios puede ser considerado como un material reabsorbible o biodegradable.

1.6.1 Bioabsorbible

En las dos últimas décadas los materiales bioabsorbibles han sido utilizados y experimentados en diferentes aspectos de la cirugía ortopédica como alternativas para la fijación de fracturas, artrodesis, osteotomías y daños en los ligamentos y meniscos. Este tipo de materiales fueron desarrollados para eliminar la necesidad de una segunda intervención quirúrgica debida a la remoción del implante ya que los mismos tienen la finalidad de proveer la rigidez suficiente para que el hueso comience a sanar, mantener sus propiedades mecánicas mientras que el hueso forma el callo óseo y luego iniciar su degradación o período de reabsorción.

Los materiales bioabsorbibles son la mejor alternativa para el soporte temporal de diferentes tipos de tejido por las siguientes razones:^[4]

- En la etapa de reparación de un tejido (como el hueso, tendones, músculo, piel, etc.), los implantes absorbibles mantienen las propiedades mecánicas requeridas por el

tejido. Con el tiempo, el implante se desintegra gradualmente y las tensiones son transferidas en forma gradual al tejido en cuestión.

- No requieren una segunda intervención quirúrgica para retirar el implante.
- Después de la reabsorción del implante, los riesgos o complicaciones a largo plazo relacionadas con el implante, pueden ser reducidos.

1.7 Vitrocerámicos

Los vitrocerámicos son sólidos policristalinos obtenidos por una cristalización controlada de vidrios. Consiste en una o varias fases cristalinas y una matriz vítrea de pequeño volumen que rellena los poros; se obtienen por los métodos habituales (fusión y conformado en caliente de la masa fundida), pero luego son sometidos a un tratamiento térmico que promueve la cristalización controlada, mediante ciclos térmicos adecuados y de la presencia de agentes nucleantes en su composición.^[8,19]

Sus características estructurales son: a) una o más fases cristalinas formadas por cristales muy pequeños (generalmente entre 0.1 y 1 μm) que constituyen el 90% al 98% en volumen, y b) una fase vítrea residual (2 al 10% en volumen).^[8,19]

Las propiedades de los vitrocerámicos son superiores a las del vidrio de partida.

Tabla 1.4. Algunos tipos de vitrocerámicos de mayor aplicación industrial.^[8]

Sistema y (agentes Nucleantes)	Fase cristalinas más importantes	Características más destacadas	Ejemplos de usos
Li ₂ -Al ₂ O ₃ -SiO ₂ (TiO ₂ ; P ₂ O ₅)	β-espodumeno β-eucryptita β-cuarzo	Bajos coeficientes de dilatación (por ej. 0.5 x 10 ⁻⁶ /°C	Vajilla para cocinar y servir. Tapas de cocinas Espejos para telescopios Intercambiadores de calor.
MgO-Al ₂ O ₃ -SiO ₂ (TiO ₂ ; P ₂ O ₅)	α-corderita cristobalita	Alta resistividad mecánica, térmica y eléctrica	Cojinetes Ojivas para misiles Molinos de bolas
Sistema y (agentes Nucleantes)	Fase cristalinas más importantes	Características más destacadas	Ejemplos de usos
CaO-Al ₂ O ₃ -SiO ₂ (Fe ₂ O ₃ ; Cr ₂ O ₃ ; ZnO)	Anortita Wollastonita	Buena resistencia mecánica y a la intemperie. Bajo costo.	Construcción (revestimiento, fachadas, escaleras, etc) Cañerías, desagües
Na ₂ O-BaO-Al ₂ O ₃ -SiO ₂ (TiO ₂ ; ZnO)	Nefelina Celsiana	Alta resistencia al impacto (con esmalte a compresión)	Vajilla de mesa
K ₂ O-MgO-Al ₂ O ₃ -SiO ₂ (B ₂ O ₃ + F)	Fluoroflogopita	Maquinable en torno sin romperse. Alta resistencia eléctrica	Piezas de precisión; aislamiento térmica y eléctrica

En un vitrocerámico la fase cristalina es producida por el crecimiento de cristales a partir de una fase vítrea homogénea y esto lo distingue de los cerámicos tradicionales.

Ventajas

- Mejores propiedades mecánicas.
- Adaptabilidad a medio

Desventaja

- Díficiles de procesar y controlar estructura.

Aproximadamente el 40% de la cristalinidad en los vitrocerámicos tienen poco efecto en la bioactividad, de hecho la bioactividad sigue siendo observable hasta el 100% de cristalinidad.

1.7.1 Formación del vitrocerámicos

El primer paso en la producción de un vitrocerámico es asegurarse de que no ocurra la cristalización durante el enfriamiento desde la temperatura de conformado. Se puede utilizar un diagrama TTT (del inglés "time-temperature-transmations"), figura 1.13 (a). Si el vidrio se enfría con demasiada lentitud, se cruzará una línea de transformación; empezará la nucleación y el crecimiento de cristales, pero de manera no controlada. La adición al vidrio de óxidos modificadores, de manera muy similar a la adición de elementos de aleación en el acero, traslada la curva de transformación hacia tiempos más prolongados, evitando la desvitrificación incluso a bajas velocidades de enfriamiento.^[12,14,15,16]

La velocidad de nucleación y crecimiento es muy dependiente de la temperatura como se ilustra en la Figura 1.13(b)

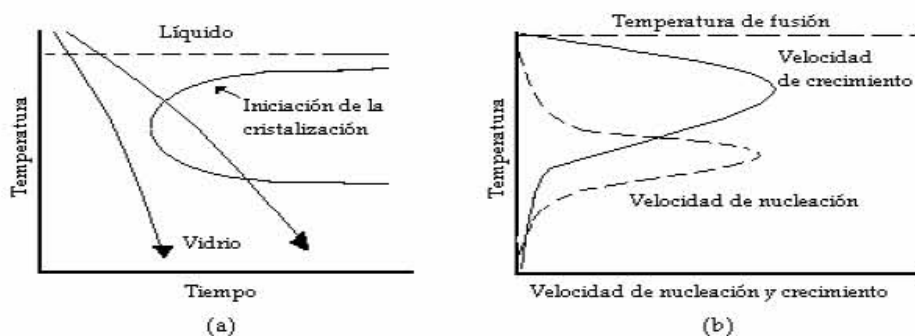


Figura 1.13. Producción de un vitrocerámico (a)Diagrama TTT El enfriamiento debe ser rápido, para evitar la iniciación de la cristalización. (b) La velocidad de nucleación de los precipitados es alta a bajas temperaturas, en tanto que la velocidad de crecimiento de los precipitados aumenta a temperaturas mayores.^[8,12,19]

1.7.2 Rutas de procesamiento para producción la de vitrocerámicos

Las rutas de procesamiento

- Método convencional (2 estados): El método convencional para producir un vitrocerámico es la desvitrificación (formación de fases cristalinas a partir de fases vítreas) de un vidrio por tratamiento térmico Figura 1.14 b). El primer estado es a baja temperatura del tratamiento térmico a una temperatura que da una alta velocidad de nucleación (alrededor de T_N en la Figura 1.14 a)) por lo que se forma una alta densidad de núcleos a través del interior del vidrio. Una alta densidad de núcleos es importante por que nos lleva a una microestructura deseable consistente en un gran número de pequeños cristales. El segundo estado a más alta temperatura del tratamiento térmico alrededor de la temperatura T_G para hacer crecer los núcleos a una velocidad razonable. [20]

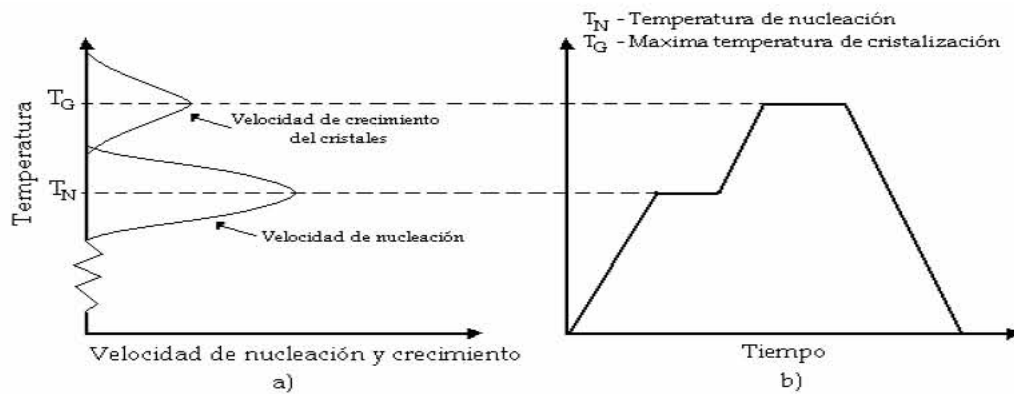


Figura 1.14. Cristalización de un vidrio a la forma de un vitrocerámico a) La velocidad de crecimiento y nucleación es dependiente de la temperatura con un traslape insignificante.

(b) Tratamiento térmico de los dos estados.[20]

Los vidrios de partida, pueden conformarse previos a la cristalización empleando un estabilizante; los métodos de conformado de los vidrios tradicionales son tales como la colada y la forja o más especiales como la extracción. La producción de vidrio y los subsiguientes tratamientos térmicos son en general intensivos en cuanto a energía y por lo tanto caros.

- Método Convencional Modificado (un solo estado): Si hay una superposición extensiva de las curvas de velocidad, entonces la nucleación y el crecimiento

pueden tomar lugar durante un solo estado de tratamiento térmico a una temperatura T_{NG} como se indica en la Figura 1.15. Este método se ha llevado a cabo para un sistema de vitrocerámico conocido como "Silceram".

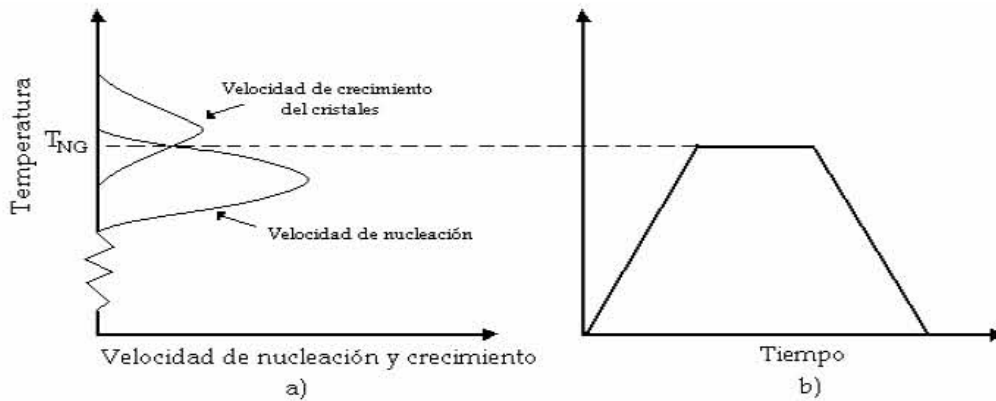


Figura 1.15. Cristalización de un vidrio a la forma de un vitrocerámico por tratamiento térmico en un solo estado a) La velocidad de crecimiento y nucleación es dependiente de la temperatura con un traslape significante. (b) Tratamiento térmico de un solo estado.^[20]

- Método Petrurgic: este método la nucleación y crecimiento del cristal pueden tomar lugar durante el enfriamiento.

Tanto el método convencional modificado y el método Petrurgic son más económicos que el método convencional.

1.8 Cerámicas Bioeutéticas

Como se menciona en la introducción, en este trabajo se estudiaron cerámicas bioeutéticas (vitrocerámicas), con una microestructura eutéctica regular laminar^[7] contiene 40%wt CaSiO_3 y 60%wt $\beta\text{-Ca}_3(\text{PO}_4)_2$. La composición y los tratamientos térmicos están basados en el diagrama de fases binario, con los estudios antes realizados por los P.N. De Aza y colaboradores.^[21,22,23,24] Figura 1.16.

Este bioeutético tiene una capacidad para formar enlaces químicos fuertes con alta bioactividad (W) y reabsorbilidad (TCP), esta ultima se disuelve al estar en contacto con los fluidos fisiológicos y deja huecos, porosidad interconectada, que son colonizados por las células óseas; el material bioactivo se enlaza al tejido óseo y con el tiempo se transforma en hueso, P.N. De Aza y colaboradores.^[21,22,23,24]

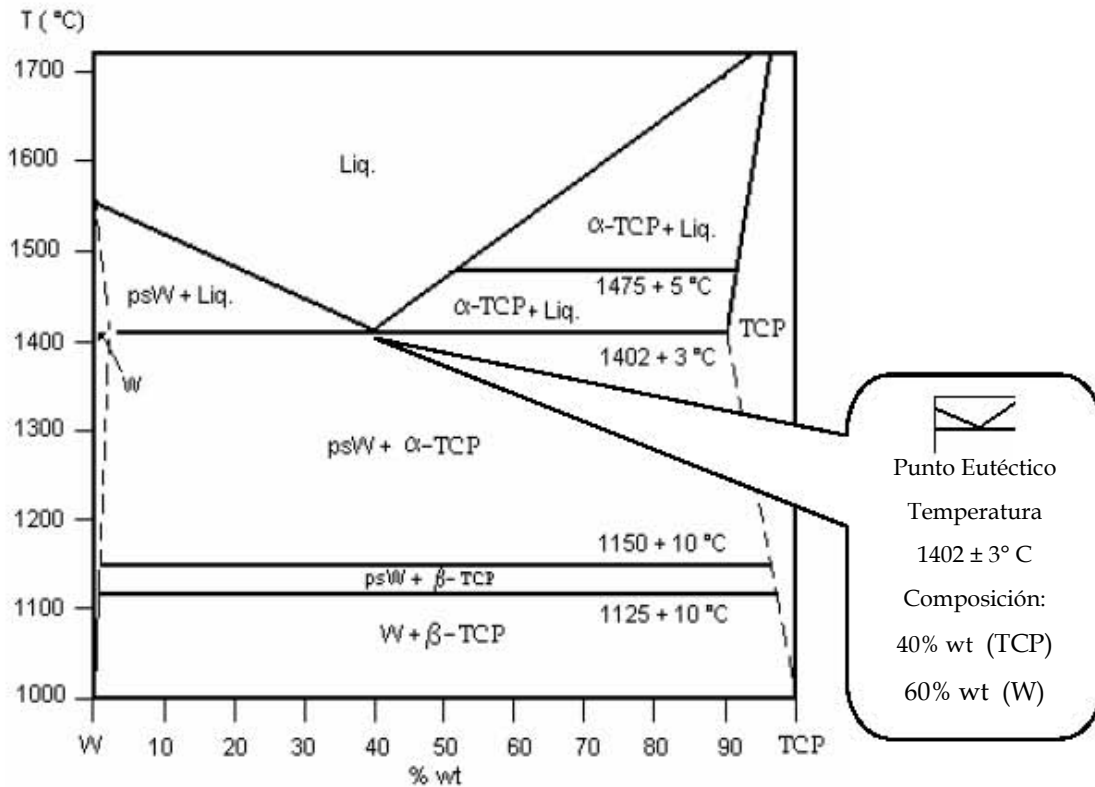


Figura 1.16. Diagrama de fases (W) y (TCP) reportado por N. De Aza de c.^[21,22,23]

La cerámica bioeutética funciona como vidrio bioactivo y/o como biocerámica compuesta de dos fases, a saber, (TCP)-(W) ó vidrio/(TCP)-(W) dependiendo del tratamiento térmico.

1.8.1 Mecanismos de implantación

Al inicio de la reacción dos mecanismos toman lugar casi simultáneamente.^[22,23]

- 1 La fase de (W) en el contacto con suero fisiológico simulado (SBF) inicia una reacción que es controlada por la difusión, debido al intercambio de protones del (SBF) por iones Ca^{2+} de la red (W), por otra parte los cristales de (W) se transforma en una fase silica casi amorfa, con un subsecuente incremento del pH y la decadencia de los iones Ca^{2+} y Si^{4+} en la interfase del material eutéctico y el (SBF).
- 2 Una reacción inicia simultáneamente, la reacción de las laminillas de (TCP) con los iones OH^- y Ca^{2+} presentes en el medio confinado a un $\text{pH}=0.5$ dando lugar a una transformación pseudomórfica de (TCP) a (HA) de acuerdo a la reacciones que se muestran en la Figura 1.17.
- 3 Se precipita una capa de (HA) sobre la superficie del material desde el (SBF) por las reacciones del fosfato, y por ultimo el efecto de la combinación de las reacciones que se produjeron, se efectuó la decadencia en la concentración de iones Si^{4+} y Ca^{2+} en la solución de (SBF), y el incremento del $(\text{PO}_4)_2$.

Los mecanismos de reacción de composición eutéctica con (SBF) es inicialmente muy rápida y posteriormente lenta debido a la combinación de los protones del medio (SBF) a la interfase.

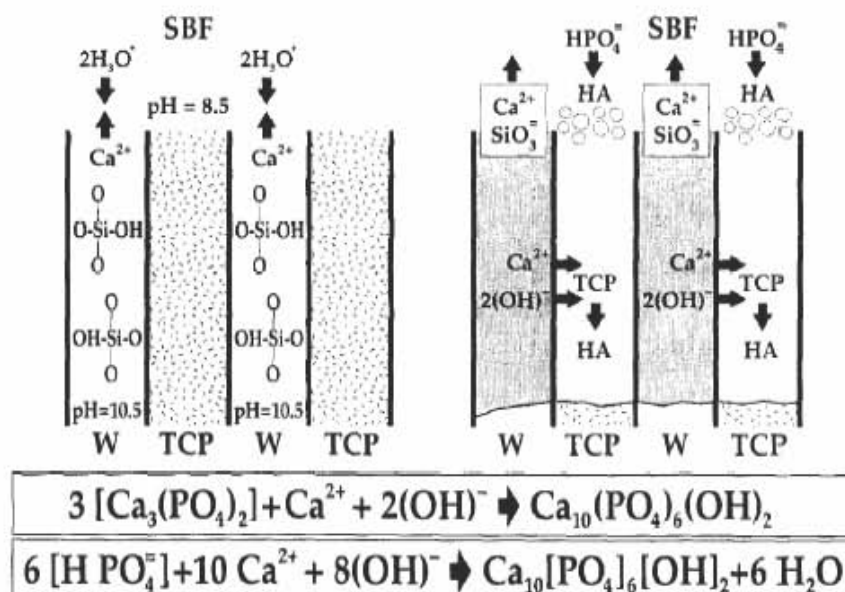


Figura 1.17. Representación esquemática de los mecanismos de formación de la (HA)^[22]

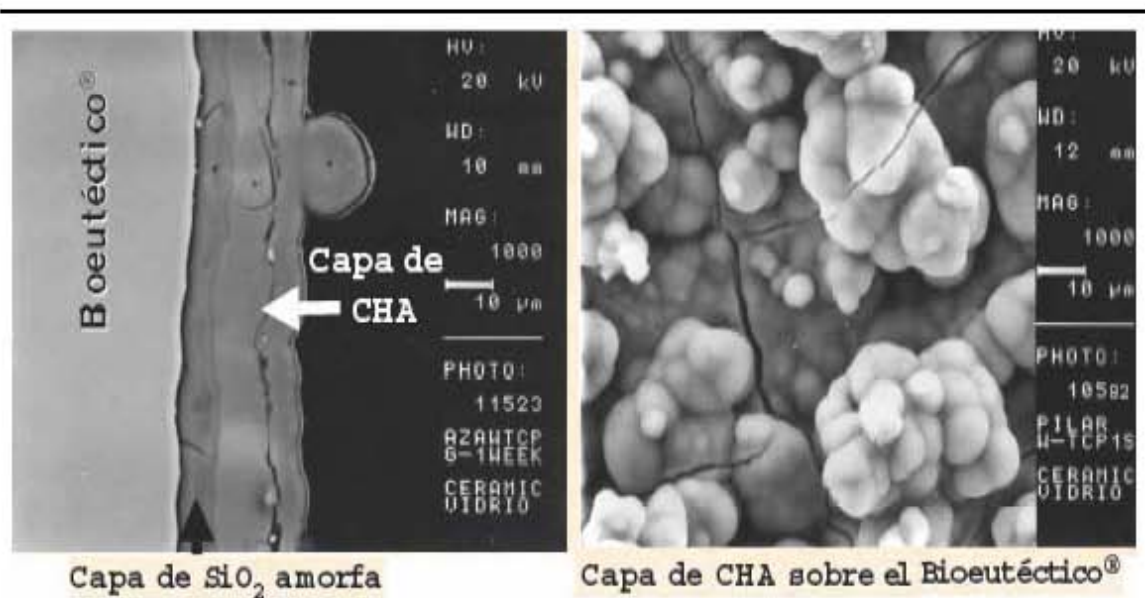


Figura 1.18. Imagen de la cerámica bioeutética medio (SBF)^[23]

Aunque la biodegradación del implante puede ser deseable, es recomendable que se inicie una vez que el implante haya cumplido su función como matriz estructural osteoconductiva para la formación ósea

1.8.2. Wollastonita (W)

La Wollastonita (CaSiO_3) es un mineral del grupo de los silicatos, recibe su nombre en honor al mineralogó inglés H. Wollaston (1766-1828). La wollastonita posee una composición teórica de 48.6% wt de CaO (óxido de calcio) y 51.7% wt de SiO_2 (dióxido de silicio). En la naturaleza pueden encontrarse otros iones que sustituyen al calcio como el hierro y el manganeso.

La Wollastonita es un mineral polimorfo, es decir, posee diferentes estructuras físicas bajo la misma composición química CaSiO_3 . Los dos polimorfismos más conocidos del silicato monocálcico son: Wollastonita formada a baja temperatura o α -wollastonita y pseudowollastonita formada a alta temperatura o β -wollastonita. Existen dos formas estrechamente relacionadas del polimorfismo a baja temperatura, la cuales son: Wollastonita-1T que posee una estructura cristalina triclínica y la wollastonita-2M que

posee una estructura cristalina monoclinica. E general, cuando se habla de wollastonita, se refiere a la forma triclinica.^[25] Figura 1.19 y Figura 1.20.

La estructura cristalina de la wollastonita -2M consiste en cadenas de oxígeno-sílice (SiO_4) tetraédricas unidas para formar infinitas cadenas triples unidimensionales de $[\text{Si}_3\text{O}_9]^{6-}$. Éstas, están enlazadas entre sí por iones de calcio coordinadas con los átomos de oxígeno.

La pseudowollastonita (high wollastonita o ciclowollastonita) es un ciclosilicato estable a temperaturas cercanas a los 1126°C . El tetraedro (SiO_2) está colocado en tres anillos miembros de $[\text{Si}_3\text{O}_9]^{6-}$, los cuales están unidos y neutralizados por iones calcio (Ca^{2+}). La pseudowollastonita forma cristales triclinicos-pseudo-hexagonales. *La pseudowollastonita se revierte a wollastonita a temperatura ambiente.*^[25]

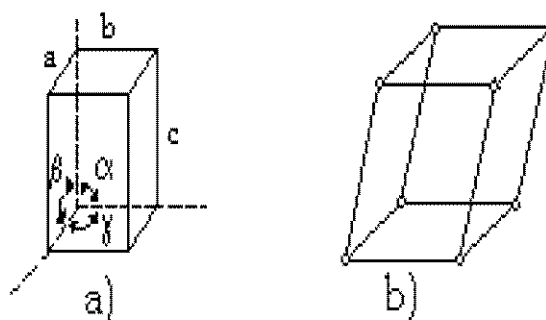


Figura 1.19.a) Red espacial que muestra los parámetros reticulares.

Sistema cristalino b) Triclinico, tres ejes desiguales, sin ser perpendiculares cualquiera de ellos $a \neq b \neq c$ $\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$ [8]

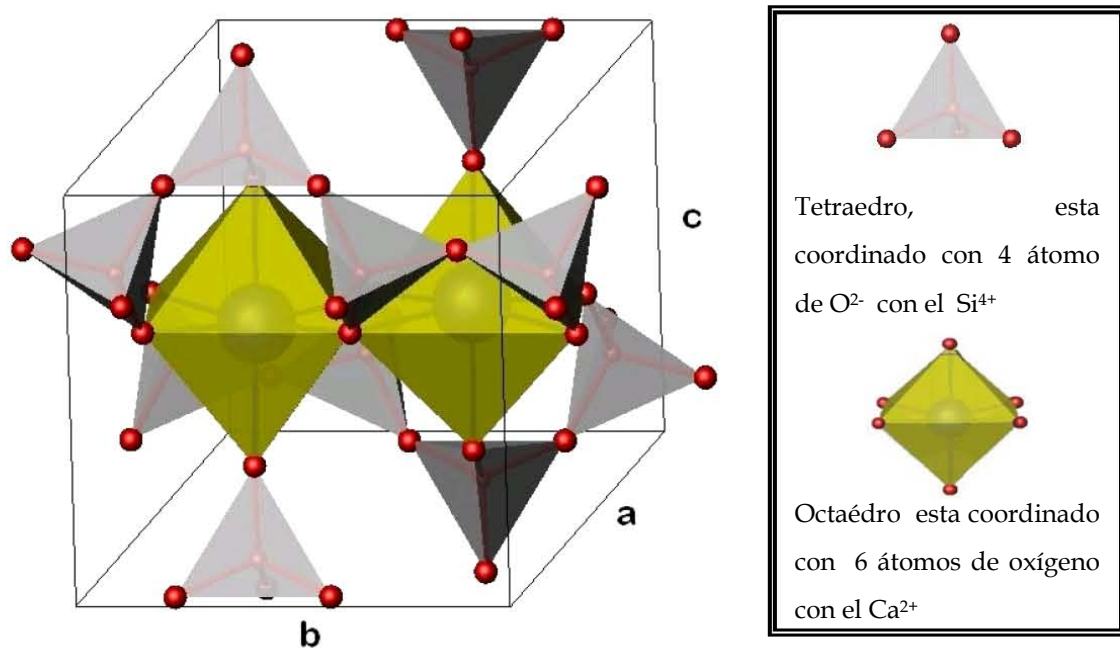


Figura 1.20. Wollastonita, sistema cristalino Triclínico, con tetraedros de SiO_4 y octaedros de Ca^{2+} [Apéndice A]

Se ha demostrado que la wollastonita puede utilizarse como biomaterial, por presentar buena aceptación tanto en células como en animales de laboratorio, además de una gran durabilidad. [7,8,17,22,23,24]

1.8.3. Fosfato de Calcio

Los fosfatos son minerales formados por una unidad básica de grupos tetraédricos (PO_4) con carga negativa 3-. Dicha unidad se puede combinar formando iones metálicos 1:1, o más en combinaciones complejas comúnmente. A altas temperaturas se forman varios fosfatos, el fosfato tetracálcico ($\text{Ca}_4(\text{PO}_4)_2$), fosfato tricálcico ($\text{Ca}_3(\text{PO}_4)_2$) en sus fases α -TCP, α' -TCP, β -TCP, monetita ($\text{Ca}_2(\text{PO}_4)_2$), y mezcla de óxido de calcio. La hidroxiapatita no es estable bajo estas condiciones. La presión parcial de agua es de suma importancia para determinar las fases estables. [16,26,27]

Tabla 1.5. Compuestos más conocidos del fosfato de calcio.^[26]

Nombre	Formula	Ca/P
Fosfato monocálcico	CaP_2O_6	0.5
Fosfato monocálcico monohidratado	$\text{CaP}_2\text{O}_6 \cdot \text{H}_2\text{O}$	0.5
Fosfato diácido de calcio	$\text{Ca}(\text{H}_2\text{PO}_4)_2$	0.5
Fosfato diácido de calcio monohidratado	$\text{Ca}(\text{H}_2\text{PO}_4)_2 \cdot \text{H}_2\text{O}$	0.5
Monitita	CaHPO_4	1.0
Fosfato octacálcico	$\text{Ca}_2\text{P}_2\text{O}_7$	1.0
Brucita	$\text{CaHPO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$	1.0
Fosfato octacálcico	$\text{Ca}_8\text{H}_2(\text{PO}_4)_6 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$	1.33
α-fosfato tricálcico (α-TCP)	$\alpha\text{-Ca}_3(\text{PO}_4)_2$	1.5
Whitlockita (β-TCP) ver figura 1.21.	$\beta\text{-Ca}_3(\text{PO}_4)_2$	1.5
Hidroxiapatita	$\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$	1.67
Fosfato tetracálcico	$\text{Ca}_3(\text{PO}_4) \cdot \text{CaO}$	2.0

Para el β -fosfato tricálcico su estructura cristalina es hexagonal y para el α -fosfato tricálcico es monoclinica. Figura 1.21. y Figura 1.22.

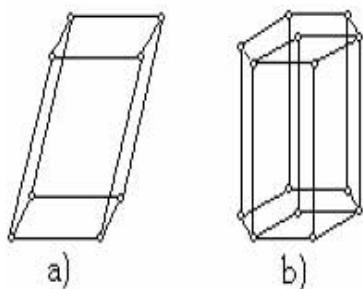


Figura 1.21. Sistemas cristalinos a) Monoclinico, tres ejes desiguales, uno de los cuales es perpendicular a otro de los dos restantes $a \neq b \neq c$ $\alpha = \gamma = 90^\circ \neq \beta$. b) Hexagonal, tres ejes iguales coplanares a 120° y un cuarto eje desigual perpendicular a su plano $a = b \neq c$ $\alpha = \beta = 90^\circ$ $\gamma = 120^\circ$.^[26]

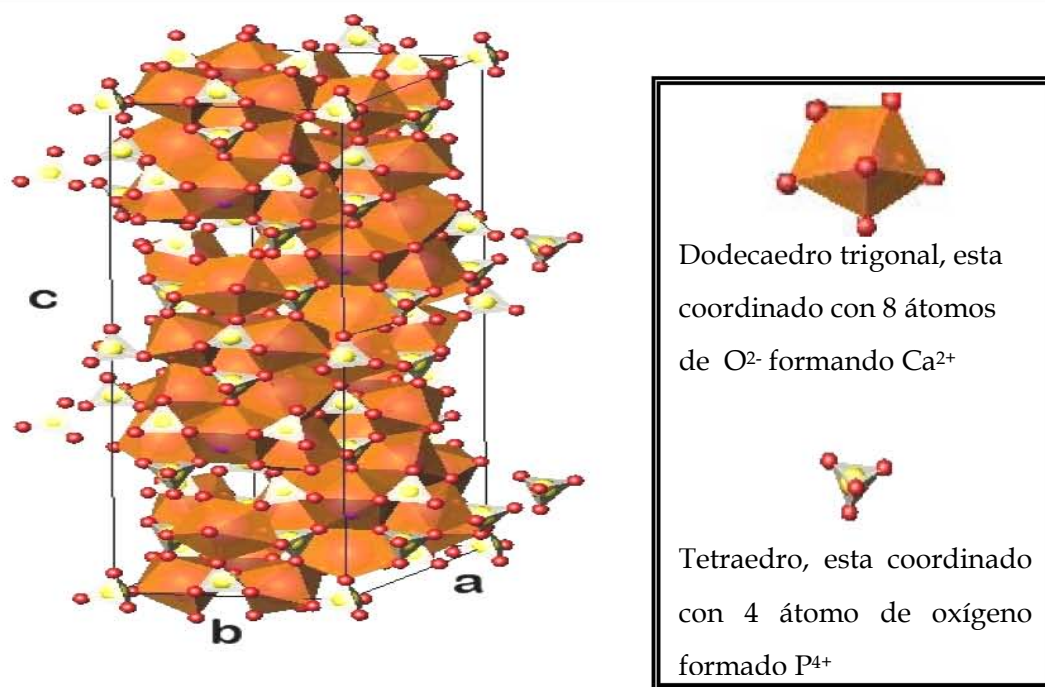


Figura 1.22. Whitlockita, sistema cristalino Hexagonal, con tetraedros de PO_4^{3-} y con Dodecaedros de Ca^{2+} [Apéndice A]

- El fosfato en el vidrio bioactivo da la capacidad de enlazar químicamente al tejido óseo, formando una capa de apatita activa, son formulados con una composición cercana a la fase mineral del hueso. Se caracterizan por se materiales bioabsorbibles y biodegradables, estas propiedades se encuentran estrechamente ligadas con su solubilidad.[6,15,26,28, 29,30]
- Los fosfatos son compuestos insolubles pero al adicionar iones metálicos alcalinos o un ion amonio los hace solubles.[26]

Las cerámicas basadas en fosfatos de calcio han sido utilizadas en medicina desde hace aproximadamente 30 años. Dependiendo de la aplicación, se utilizan cerámicas bioactivas o bioabsorbibles, para lo cual se usan diferentes fases de estas cerámicas de fosfato de calcio.

Las fases estables de estas biocerámicas dependen considerablemente de la temperatura y de la presencia de agua, tanto durante el procesamiento como en el medio donde luego se utilizarán. Es importante entender la relación existente entre la relación Ca/P, pH y solubilidad. Así tenemos que, mientras menor sea la relación Ca/P, el nivel de pH disminuirá y la solubilidad aumentará.

Con respecto al β -fosfato tricálcico, se trata de un material que además de ser bioactivo es bioreabsorbible. El β -TCP, con tamaño de grano entre 50 y 200 micras se reabsorbe por la acción de las células óseas, cumpliendo así dos funciones:

- Aportación, in situ, de Ca y P lentamente y de forma continuada.
- Aparición de porosidad progresiva, de tamaño de poro adecuado para el crecimiento del hueso neoformado, a medida que el β -TCP es degradado por el medio fisiológico.^[6,29]

Es posible que se forme hidroxiapatita en medio acuoso a partir de β -Ca₃(PO₄)₂ de acuerdo a la siguiente reacción propuesta por Newesley^[15]



- Relación Ca/P

De forma general se considera que los materiales con valor alto de Ca/P (>1.5) son estables y los de bajo (Ca/P<1.5) son reabsorbibles. La microestructura también juega un papel importante en la degradación del material, se considera que un material totalmente denso es más estable y en cambio los porosos son más degradables.

1.8.4 Porosidad

Desde el punto de vista de fijación biológica. La porosidad es deseable en un implante, para que el tejido crezca dentro de la estructura porosa. Para que se acepte que el tamaño de los poros para el crecimiento óseo en los implantes porosos, debe oscilar entre 100 μm y 500 μm .

El hueso esponjoso está diseñado para absorber energía procedente de impactos sobre las articulaciones. Por ello su estructura tridimensional de trabéculas delimita cavidades llenas de elementos blandos a modo de una esponja. Desde punto de vista mecánico, *las estructuras porosas llenas de fluidos son el mejor sistema mecánico para absorber la energía procedente de los impactos.*^[3] Figura 1.23.



Figura 1.23. Los huesos vivos son porosos^[1]

La producción de un implante poroso y bioactivo puede generar las siguientes ventajas respecto a los implantes convencionales.^[3,9]

1. El cociente del área superficial entre el volumen de la prótesis porosa es mucho mayor que una pieza maciza, lo cual induce a una mayor bioactividad.
2. Los poros interconectados permiten el crecimiento de tejido, lo cual favorece al anclaje del implante con los huesos adyacentes.
3. La porosidad interconectada actúa como un conjunto de canales vasculares que aseguran el suministro de sangre y nutrientes para el tejido óseo que se regenera en la matriz.

La HA sintética se ha utilizado extensivamente dentro de estudios experimentales de restauración o aumento de defectos en cirugía ortopédica, es biocompatible y osteoconductiva. Las Hidroxiapatitas del origen natural se usan en aplicaciones

biomédicas que se derivan del hueso del ser humano de los bovinos o de los corales, según lo encontrado en vida invertebrada marina, Figura 1.24. La hidroxiapatita coralina CHA, es un material osteoconductor para sustitución ósea, esta formado por la conversión hidrotérmica del carbonato de calcio.



Figura 1.24. Coral marino.

Las mejores representantes de este grupo son las cerámicas de carbonato de calcio derivadas del coral.

El coral corresponde al esqueleto calizo de varias especies de invertebrados marinos, que se encuentran compuestos por carbonato de calcio y se caracteriza por poseer una estructura porosa de dimensiones variables de acuerdo con la especie de origen. La microestructura del coral es un excelente material para molde de inversión de estructuras con tamaño de poros controlados, a través del proceso de duplicación, debido a la gran uniformidad de sus medidas e interconexión.

Las mejores cepas de coral corresponden a la familia de las poritas, y las gonioporas, Tabla 1.6.^[31,32]

Tabla 1.6 Microestructuras de corales usadas en aplicaciones Biomedicas.^[31,32]

Origen de cepas de coral Genéro	Similaridad microscópica	Porosidad total	Tamaño de poro (μ)	Porosidad interconectada (μ)
Poritas	Hueso cortical, El tamaño de poro corresponde a diámetro medio de un osteon del hueso humano	<60%	200-230	190
Gonioporas	Hueso trabecular	<70%	500-600	220-260

La cerámica bioeutética presenta porosidad interconectada como el coral marino, esta porosidad proveen una fijación interfacial como se explica a continuación:

El diámetro de la interconexión entre poros condiciona el tipo de tejido que crece en el implante y se considera mayor de 100 μm para que se regenere el hueso mineralizado, entre 40 y 100 μm para el crecimiento de formas osteoides y entre 10 y 40 μm para el tejido por lo que son llamados materiales coralinos.^[32]

Sin embargo, la porosidad por sí sola no es suficiente para el crecimiento óseo, y resulta indispensable que esté asociada a interconexión de los poros.

Las propiedades mecánicas de los implantes coralinos son más similares a las del hueso esponjoso que a las del hueso cortical, debido a la porosidad e interconexión entre los poros. A menor porosidad del material coralino mayor resistencia mecánica del mismo, por lo que puede seleccionarse el material coralino más adecuado para determinadas aplicaciones clínicas.^[31,32]

|

1.8. Ingeniería de Tejidos

De forma general lo ideal sería obtener un biomaterial que sea biocompatible y no presente la reacción biológica adversa, que se sea reabsorbible y se degrade de forma paulatina a medida que se forma el nuevo tejido, transfiriendo así las cargas de forma progresiva.^[4]

Durante los años 60 y 70, tuvo lugar la primera generación de biomateriales. En este periodo de tiempo, la meta era obtener materiales cuyas propiedades físicas se adaptan lo mejor posible a las del tejido a reemplazar, y que reaccionaran mínimamente con el tejido circundante, es decir, materiales inertes. A partir de los años 80, surge una segunda generación biomateriales. Esta vez, el objetivo era crear materiales que indujeran una reacción controlada por parte del tejido vivo, es decir materiales bioactivos como vidrios bioactivos de silicio y la hidroxiapatita principalmente.

Actualmente esta la tercera generación de biomateriales. Los materiales diseñados en esta generación, buscan interactuar con el tejido de forma específica, mediante estímulos a nivel celular y molecular, y combinan las propiedades de bioabsorbibilidad y bioactividad dentro del mismo material. Por lo que cada vez, los criterios se van acercando más a lo que sería el biomaterial ideal.

La ingeniería de tejidos se basa en la utilización de biomateriales con las características mencionadas para los materiales de la tercera generación, es decir, bioactivos y bioabsorbibles, y capaces de estimular la respuesta celular y molecular de forma controlada, para que actúen como soportes temporales en la reparación de defectos óseos; basándose en general en tejidos a partir de células del mismo paciente cuyo crecimiento es guiado in situ mediante andamios reabsorbibles.^[4]

El criterio de la selección de las cerámicas bioeutéticas dependerá de la aplicación. Así tenemos que, para aplicaciones que requieren mayores presentaciones mecánicas o una degradación del material a largo plazo la forma semicristalina de la cerámica

bioeutéctica sería la indicada. Mientras que para aquellas aplicaciones donde las prestaciones mecánicas no sean lo más importantes, pero si una reabsorción a tiempos menores, la forma amorfa será la indicada.

Capítulo 2

Propiedades Mecánicas de las cerámicas Bioeutéticas

2.1. Compatibilidad biomecánica de los biomateriales

La compatibilidad biomecánica de los biomateriales se basan en tres aspectos:^[1]

- Diseño, que tiene que ver con el tamaño del implante, su geometría y su flexibilidad.
- Durabilidad mecánica, es decir, tiempo de funcionamiento del material dentro del organismo sin afectarlo.
- Propiedades Físicas como dureza, resistencia a la tensión, compresión, módulo de elasticidad etc.

A continuación se describe cada uno de estos puntos, por su importancia en las aplicaciones biomédicas.

2.1.1. Diseño mecánico

Los implantes requieren una forma geométrica determinada para la función e integración al hueso, cuando se diseña un material para una aplicación dada, deben tomarse en consideración varios factores. El material debe adquirir las propiedades físicas y mecánicas deseadas, debe ser procesado o manufacturado en la forma deseada, y debe ser una solución económica al problema de diseño.

La respuesta de un material en un implante, depende además de su microestructura, si su formulación es de compactación, densidad o porosidad.

Existe una gran variedad de formas, tamaños, superficies, todas condicionadas al tejido sobre el cual se colocan. Independientemente de estas variables, cualquier implante, una vez colocado, requiere tiempo para integrarse.^[3]

2.1.2. Durabilidad mecánica

Es difícil predecir las reacciones del tejido alrededor del implante, cuando se va a seleccionar un material, es necesario tener conocimiento de sus propiedades químicas y hacer pruebas in vivo o in vitro.

El período de la supervivencia de las prótesis hechas con los materiales bioinertes actuales es aproximadamente de 15 años, el tiempo dependiendo del uso clínico que se le da. Los materiales bioactivos mejoran el curso de la vida del dispositivo pero tienen limitaciones mecánicas.^[2]

2.1.3. Propiedades Físicas

El empleo de un determinado biomaterial en el diseño de un dispositivo biomédico obliga a evaluar su capacidad de soportar las cargas mecánicas a las que va a estar sometido durante el cumplimiento de su función específica. Cualquier estado de carga complejo puede expresarse en función de los siguientes modos de sollicitación básicos: Fuerzas axiales (tracción y compresión), Fuerza de corte (momento de flexión y momento de torsión).

Para los procesos de fabricación de los biomateriales con estructura y propiedades específicas deseadas es necesario que los esfuerzos internos no superen ciertos límites máximos. Por lo que es necesario conocer el estado de esfuerzos que se genera en los materiales constitutivos de cada dispositivo bajo el estado de carga probable en la aplicación. En general, los materiales pueden presentar diferentes tipos de comportamiento mecánico: elástico, plástico, viscoelástico, superplástico, dependiendo de

la microestructura del mismo y las condiciones de la prueba.^[4](esfuerzo, temperatura, velocidad de deformación, etc.)^[5]

2.2. Propiedades Mecánicas de Vidrios Bioactivos y Vitrocerámicas

Las aplicaciones clínicas de implantes bioactivos se basan en la formación del enlace interfacial fuerte con los tejidos finos duros y suaves.^[3]

Sin embargo, las propiedades mecánicas de los vidrios bioactivos son pobres y pocos datos mecánicos dan las propiedades que se ha producido para los materiales bioactivos clase A.

Las fallas tensionales en un implante-tejido en la interfase raramente se reporta el área precisa de contacto y rara vez se puede calcular.

En la Tabla 2.1 se muestran valores de Biovidrio (45S5) que falla en cargas interfaciales bajas.^[3]

Tabla 2.1. Propiedades mecánicas del hueso, vidrios y vitrocerámicos^[2]

Material	Densidad (g/cm ³)	Dureza Vickers (HV)	Resistencia de doblez (MPa)	Tenacidad a la fractura K _{IC} (MPa m ^{1/2})	Modulo de Young E (GPa)
Hueso cortical	1.6-2.1	/	50-150	2-12	7-30
Hueso trabecular	1.0	/	10-20	0.1	0.05-0.56
Vidrio					
Biovidrio (45S5)	2.7	4.58±9.4	42 (tensión)	0.6	35
Vitrocerámicas					
Ceravital	/	/	/	/	1000-150
Cerabone A/W	3.1	680	680	2.0	118

Para su uso en el futuro y el presente todas las cerámicas bioactivas en aplicaciones soporte-carga se limitan así.

Hay dos soluciones primarias al problema de materiales bioactivos frágiles que son:

- a. Para adaptar el vidrio y el vitrocerámico hay que tener propiedades mecánicas mejores.
- b. Desarrollar tipos alternativos de materiales que conserven la bioactividad, mejorando las propiedades mecánicas.

Cualquier que sea la ruta que se tome para optimizar el funcionamiento mecánico. Los siguientes criterios de diseño son de vital importancia para un implante tenga aceptación.

- Módulo elástico semejante al del hueso.
- Tenacidad alta ó creciente.
- Resistencia a la fatiga alta ó creciente.
- Fuerza alta ó creciente.
- Manteniendo la bioactividad de la clase A

En el sistema que se trabajó (W)-(TCP) se presenta tanto la bioactividad como la reabsorción, lo cual restringe su papel mecánico por:^[4]

1.-El desempeño mecánico de un implante debe igualar la rapidez de reparación del tejido del cuerpo. Por lo tanto, la velocidad de degradación de un implante debe ser controlado muy bien.

2.-Grandes cantidades de implante deben ser manejadas por partes dado que los constituyentes de un implante reabsorbible deben ser metabólicamente aceptables.

Con las propiedades antes mencionadas para el funcionamiento mecánico se necesito evaluar la calidad del material bioeutético cuando es comparado con el hueso natural por lo que se encontró que los autores Thompson y Hench^[2] sugirieron una escala para evaluar dichas propiedades para el reemplazo del hueso que a continuación se menciona.

2.3. Índice de calidad (Iq)

Es un parámetro que resume las propiedades que son importantes cuando se evalúan materiales artificiales para el reemplazo del hueso

- Modulo elástico
- Fuerza
- Tenacidad a la fractura
- Bioactividad

Usando las cuatro variables es posible proponer (Iq) de los materiales que se comparan con hueso natural

Así, se define:

Índice de calidad (Iq)= (Resistencia a la tensión σ_{\max} x Índice de bioactividad Ib x Tenacidad a la fractura K_{IC}) / Modulo de Young (E).

$$Iq = \left(\frac{\sigma_{\max} \times Ib \times K_{IC}}{E} \right) \quad 1$$

σ_{\max} da una estimación de la deformación máxima que sufre el implante antes de fracturarse al aplicar una carga máxima

I_b es el índice de bioactividad, relacionado al tiempo donde 50% de la superficie se ha unido al hueso.

K_{IC} es una medida de resistencia que ofrece un material a la propagación de una grieta (estabilidad mecánica de defectos)

E el modulo es una medida de rigidez del material.

Las propiedades requeridas para la evaluación de índice de calidad de varios materiales se muestran en la Tabla 2.2.

Tabla 2.2. Valores de I_q calculados por medio de los datos de propiedades mecánicas para diversos biomateriales.^[5]

Fase Cerámico	A	B	C	D	(AxCxD) /B	Iq(material)	Iq(material)
	Tenacidad a la fractura K_{IC} (MPa m ^{1/2}) baja	Modulo de Young E (GPa)	Valor de I_b	Resistencia a la tensión (MPa)	Índice de calidad I_q	Iq(Cortical)	Iq(Trabecular)
Cortical	6.0	15	13	100	500	1.00	
Trabecular	0.1	1	13	3	8	0.02	1.0
HA	1.0	85	3	80	3	0.01	0.4
Biovidrio	0.6	35	13	45	9	0.02	1.2
Vitrocerámica A/W	2.0	118	6	215	20	0.04	2.7

La división de los mecanismos y de los componentes biológicos por el modulo es tentativo de representar las propiedades de alta resistencia.

Un material debe tener un (Iq) del orden de ≈ 500 para estar en el hueso cortical y un valor d 7.5 para estar en el hueso esponjoso.

2.4 Pruebas Mecánicas relacionadas con la evaluación del Índice de Calidad (Iq)

Las propiedades mecánicas relacionadas con el cálculo de (Iq) son importantes para tener una óptima evaluación del sustituto óseo, por lo que se realizan las siguientes pruebas:

2.4.1. Prueba de compresión

El hueso está más preparado para soportar los esfuerzos de compresión que las de tensión, ya que esto le soluciona la inserción de los ligamentos y la actuación de los músculos que se convierten de tracción en tensiones de compresión, a demás que el sistema ostearticular está construido de tal forma que optimiza las propiedades para que los distintos tipos de esfuerzos se transformen en fuerzas de compresión.^[6]

Este ensayo permite determinar resistencia a la compresión y deformación. Estos parámetros describen el comportamiento del material bajo carga compresiva a una velocidad de deformación baja y uniforme.

Para los materiales frágiles deben ensayarse en compresión para evitar que los defectos puedan propagar rápidamente y lograr así una deformación importante de la probeta antes de la fractura.^[7]

Los materiales cerámicos exhiben grandes diferencias entre las resistencias a la tensión y la compresión siendo esta de 5 a 10 veces mayor. Por ejemplo, la alumina Al_2O_3 tiene una resistencia a la compresión de 2585 MPa y resistencia a la tensión de 207 MPa.^[7,8]

Cuando se le aplica una fuerza axial en compresión a una probeta tiende a cambiar su forma y tamaño, el cuerpo se resiste a esa fuerza. La resistencia interna del cuerpo se conoce como esfuerzo (σ) y los cambios en las dimensiones del cuerpo se llaman deformaciones o alargamientos (l). Para la región plástica los diferentes esfuerzos y deformaciones se definen como:

$$\text{Esfuerzo ingenieril o nominal } \sigma = \frac{P}{A} \quad 2$$

Donde P representa la carga aplicada y A es el área de sección transversal original.

$$\text{Deformación real } \varepsilon = \int \frac{dl}{l} = \ln \frac{l}{l_0} \quad 3$$

Donde l es la longitud final de la muestra y l_0 es la longitud original.

2.4.2. Módulo de elasticidad o Young (E)

El módulo de Young caracteriza la rigidez de un material isotrópico, es decir, un material cuyas propiedades son las mismas en todas las direcciones. Sin embargo, muchos materiales poliméricos y para la mayoría de los tejidos biológicos son anisotrópicos (no poseen las mismas propiedades en todas las direcciones) aún a escala macroscópica.

(E), es una constante de proporcionalidad, (E) usualmente se denomina módulo de elasticidad o módulo de Young.

Un material con un módulo de elasticidad alto experimenta muy poca deformación, (menor será la deformación elástica) incluso en el caso de fuerzas elevadas,^[4,5] así que los materiales más rígidos poseen un módulo más elevado.

Para un implante con modulo de elasticidad alto resulta que prácticamente lleva toda la carga. Además, este modulo varia con la edad, puesto que, al estar en remodelación, la masa ósea tiende a disminuir con la edad, o por otras causas, de modo que el hueso se torna más rígido y también más frágil.

La ley de Hooke se describe en términos cuantitativos la relación lineal entre esfuerzos y deformaciones características de la deformación elástica. La forma más conocida la ley de Hooke es $E=\sigma/\epsilon$, para el caso de deformación por tensión o por compresión.

Para obtener el modulo de Young sin que el material reciba ninguna deformación exciten las pruebas no destructivas como la de vibración, interferometría o ultrasonido, siendo este último el método utilizado en esta tesis para obtener el módulo elástico.

2.4.2.1. Prueba Ultrasónica

El ultrasonido es utilizado para el ensayo no destructivo de los materiales, se aplica para conocer el interior de un material o componente al procesar la trayectoria de las ondas sonoras. La naturaleza ultrasónica es debido a que tienen frecuencias altas y longitudes de ondas cortas, Las ondas sonoras son vibraciones mecánicas que viajan a través de un medio que puede ser un sólido, un líquido, o un gas, la propagación de las ondas a través del medio dado. La velocidad del sonido es usualmente el parámetro ultrasónico más fácil de medir en un medio homogéneo está directamente relacionado con el módulo de elasticidad, densidad del material, modulo de Poisson, y el grado de homogeneidad la estructura granular del material. [5]

Existen diferentes modalidades de ensayos por ultrasonidos, el método de resonancia, el de intensidad y el de la velocidad del sonido (o *pulso transit time*), siendo este último el sistema más utilizado.

La velocidad del sonido es usualmente el parámetro más fácil de medir, y dentro de un medio homogéneo está directamente relacionada tanto con el módulo de elástico como con la densidad. Así, si v es la velocidad longitudinal, x es el espesor de la muestras, t es el tiempo de respuesta, ρ la densidad del material y (E) , el modulo elástico se cumple que:

$$v = x/t \quad 4$$

$$E = \rho v^2 \quad 5$$

2.4.3. Tenacidad a la Fractura (K_{IC})

El ensayo de fractura permite determinan la resistencia del material a la propagación de defectos. Los defectos iniciales incluyen discontinuidades en el material de carácter microestructural (fases), geométricas (poros) o físicas (tensiones residuales). La presencia de un defecto o fisura en el material actúa como concentrador de tensiones.^[8]

Se utiliza el factor de intensidad de tensiones K_I para expresar la combinación de los esfuerzos en el vértice de la grieta y la longitud de la misma. El subíndice I indica el ensayo en modo I, en el que el esfuerzo aplicado permite que se abra la grieta. El valor crítico de este factor que ocasiona el fallo del material se conoce como tenacidad a la fractura o factor de intensidad crítica de tensiones (K_{IC}) y se expresa en unidades $\text{MPa m}^{1/2}$. Este parámetro indica cuan susceptibles son los materiales al fallar por el desarrollo de una fractura rápida en las condiciones de carga probables.

De este modo, si la grieta se propaga en forma rápida, la tenacidad a la fractura es baja y el material se considera frágil. En cambio, si el material soporta la presencia de una grieta y su propagación requiere un gran aumento de carga mecánica, la tenacidad a la fractura es elevada.

Los valores de tenacidad a la fractura pueden utilizarse en diseño mecánico para predecir el tamaño de grietas permitidas en materiales con ductilidad limitada cuando se somete el sistema a esfuerzos por encima de los estados tensionales especificados.^[9]

2.4.3.1 Tenacidad a la Fractura por Indentación

El método de tenacidad a la fractura por indentación requiere conocimiento del valor de la dureza. La medida de esta propiedad de los materiales cerámicos está regulada por normas.^[11] Lo que hace que los resultados obtenidos sean más confiables.

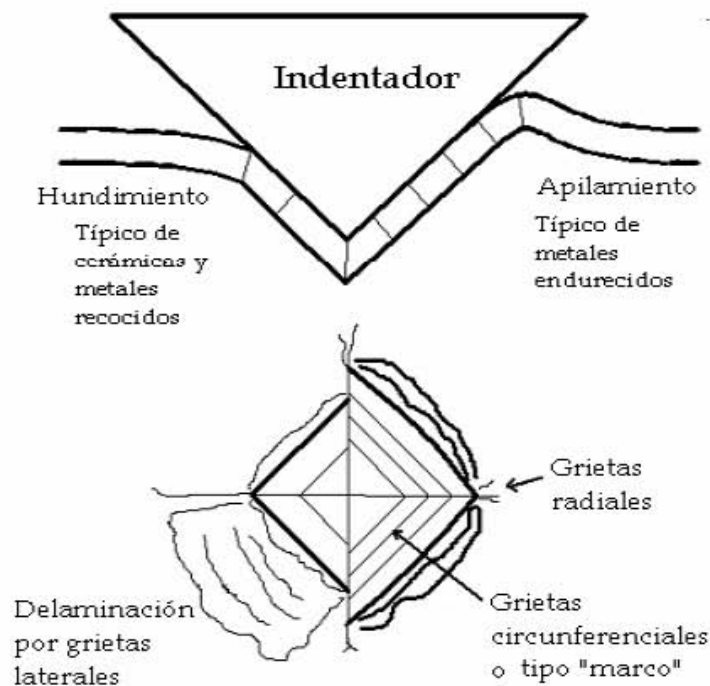


Figura 2.1. Algunos tipos de grietas producidas durante la indentación con indentadores piramidales de capas cerámicas^[13]

Los materiales cerámicos son frágiles, tienden a sufrir agrietamientos cuando son sometidos a contacto con otros cuerpos. Los patrones de agrietamiento producidos Figura

2.1. pueden ser utilizados para medición de la tenacidad a la fractura y la adhesión de capas cerámicas. Desarrollos de mecanismos de fractura elástica y contacto elastoplástico han conducido a establecer que la tenacidad a la fractura de las cerámicas en volumen puede ser calculada a través de la siguiente ecuación de Anstis:

$$K_{IC} = 0.016 \left(\frac{E}{H} \right)^{\frac{1}{2}} \left(\frac{P}{C^{\frac{3}{2}}} \right) \quad 6$$

Siendo (K_{IC}) la tenacidad a la fractura, (E) el modulo de Young, H la dureza Vickers, P la carga de aplicación en la muestra y C la longitud de la grietas promedio.^[8,12,13]

La ecuación de Anstis, ya que se sabe que produce valores con una precisión menor al 30% de error, (comparado con valore obtenidos mediante ensayos normalizados).^{[6,10,11];} para materiales frágiles.

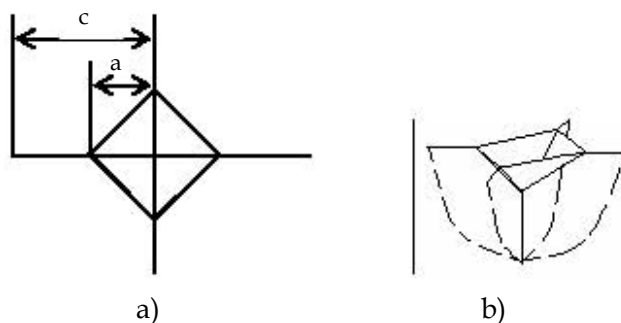


Figura 2.2. Configuración de una indentación Vickers en un material frágil. a) se muestra la vista superior de la huella, con la notación: c longitud de la grieta, y a diagonal de la indentación. b) se muestra esquemáticamente las grietas tipo medio centavo (en línea punteada) y la impresión de la pirámide (línea continua).^[13]

Para medir la tenacidad a la fractura varios autores hace hincapié sobre esta ecuación de Anstis para cerámicos estructurales.^[2,4,8]

2.4.3.2. Prueba de Microdureza

El ensayo de dureza mide la resistencia de un material a la penetración. Esta prueba produce penetraciones pequeñas, el tamaño que resulta de las huellas es micro, que se requiere de un microscopio para obtener su medición.^[2,10,11]

El número de dureza Vickers es la razón de la carga aplicada (P) sobre el área de la impresión del indentador (A). El indentador es una pirámide de diamante de base cuadrada y ángulo de inclinación de 136° (α) entre las caras opuestas ver Figura 2.3. La cual se calcula mediante la siguiente ecuación.^[10,11]

$$HV = 1 \times 10^3 \left(\frac{P}{A} \right) = 2 \times 10^3 \left(\frac{P \operatorname{sen} \left(\frac{\alpha}{2} \right)}{d^2} \right) \quad \text{ó} \quad HV = 1854.4 \left(\frac{P}{d^2} \right) \quad 7$$

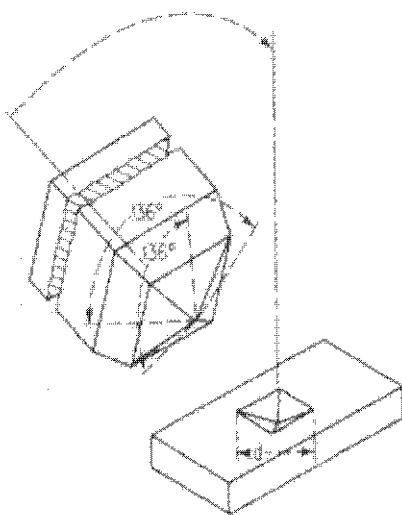


Figura 2.3. a) Indentador piramidal de diamante Vickers.^[10,11]

2.5. Energía de Deformación Superficial (U_r)

La deformación inducida por el contacto implante–hueso es la deformación máxima, σ_{max} , pero los valores son extremos, una primera aproximación para evaluar la posible aplicación de un material como implante sería calcular la (U_r). Es de esperarse que la (U_r) del material sea comparable o semejante a la sección ósea con la que se va a interaccionar, se tendría mejores condiciones biomecánicas para el funcionamiento mecánico del implante.

Debido a lo fácil y rápido que se puede llevar a cabo la medición de la (U_r) por medio la dureza instrumentada se llevo a cabo esta medición.

2.5.1. Indentación Instrumentada

Como se ha mencionado anteriormente la naturaleza frágil de las cerámicas es resultado de la mezcla de enlaces iónico/covalente, lo cual limita el número de sistemas de deslizamiento independientes que son necesarios para activar la deformación plástica homogénea. Debido a esta escasez de deformación plástica la punta de una fisura al interior de un material frágil se extiende a través del material a grandes pasos en un proceso de ruptura de enlaces. Alrededor de la punta de fisura se encuentran una red de dislocaciones, estas redes de dislocaciones, a diferencia del deslizamiento de dislocaciones en metales, exhiben una orientación no preferida y se presentan como resultado de un mal emparejamiento interfacial de dislocaciones. Esto ha llevado a la conclusión que la plasticidad extensiva no esta involucrada en los procesos de ruptura de enlaces de materiales cerámicos frágiles, sin embargo la menor activación de algunos de estos parámetros de dislocaciones no se deben de excluir.^[14]

Sin embargo este concepto no deja un análisis experimental simple y es de más fundamento que de aplicación práctica.

El significado físico del valor de dureza por indentación esta en una relación múltiple simple entre la dureza Meyer (definida como la carga de indentación sobre el área proyectada por la impresión del indentador) y la resistencia a la fluencia en sólidos idealmente plásticos. Sin embargo, esta relación entra en duda con los materiales frágiles los cuales presentan una recuperación elástica considerable durante la descarga del indentador.

La prueba de dureza por indentación es probable, el método más simple para medir el comportamiento elastoplástico de los materiales, pero es también el método menos entendido en términos de la distribución de esfuerzo-deformación alrededor de la impresión de indentación tanto como en su significado físico.

La prueba de Indentación Instrumentada presenta el principio de Energía de Deformación Superficial no lineal inducida por indentación por medio del uso del anillo de histéresis de la carga de indentación P contra la profundidad de indentación h , la cual es consumida de forma irreversible durante el ciclo de carga y descarga de la indentación.

2.5.1.1. Relación de carga-profundidad de Indentación de la Deformación Inelástica Superficial

Se considera una superficie plana de un material que se va ensayar con un indentador puntiagudo (cónico, Knoop, Vickers) y duro como se describió en la Figura 2.3. a) para una carga intermedia y Figura 2.4 b) para una descarga completa que muestra la geometría de contacto y el sistema de coordenadas.

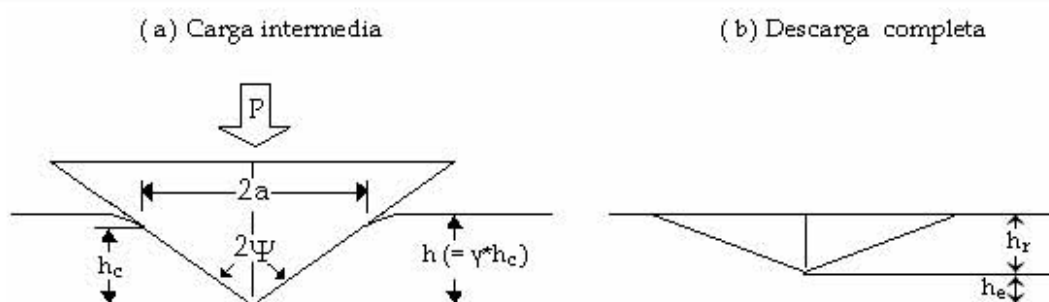


Figura 2.4. Geometría y sistema de coordenadas de la indentación.^[14]

La profundidad de penetración h_c bajo el perímetro de contacto del indenteador esta expresado por $h_c = a \cdot \cot \psi$ en términos del *radio* de contacto, a el ángulo semipirámide y ψ ángulo del la punta del indenteador. En el indenteador Virckers, por poner un ejemplo: a esta representado por la mitad de la diagonal de impresión y ψ es el simiángulo entre las caras opuestas de la pirámide. La profundidad de la penetración, medida desde la superficie original sin deformar se escribe por medio de la siguiente expresión usando un factor geométrico γ previendo que el perímetro de contacto es despreciado como se ve en la Figura 2.4 a).

$$h = \gamma a \cdot \cot \psi \quad 8$$

El factor geométrico de contacto γ esta dado por $\pi/2$, para materiales perfectamente elásticos. Sin embargo el valor de γ permanece incierto para la deformación de superficie elastoplástica.

Con indenteadores de punta geométrica regular, la presión de contacto media (P) la carga de indentación normal dividida por el área proyectada de la indentación, es independiente de la carga dada la similitud geométrica de los indenteadores y se define una medida de la resistencia característica del material para deformación superficial.

$$(P) = \frac{P}{\alpha_0 \cdot a^2} \quad 9$$

donde la P es la carga de indentación y α_0 es una constante geométrica (para $\alpha_0 = 2$ para la pirámide Virckers) lo cual nos da que $\alpha_0 \cdot a^2$ es el área proyectada de la impresión.

Analizando los casos extremos de la deformación superficial, cuando el material es perfectamente plástico la presión de contacto media nos da como resultado la dureza verdadera del material $H (\equiv(P))$ y esta relacionada con el esfuerzo a la cedencia plástica σ_Y a través de una relación múltiple simple bien conocida de $H = \check{C} * \sigma_Y$ usando un factor restricción de $\check{C} (\approx 3)$. Combinando (8) y (9) y sustituyendo la dureza verdadera H por la presión medida de contacto (P), obtendremos la carga de indentación la cual es cuadrática en la profundidad de indentación.

$$P = A_p \cdot h_p^2 \quad 10$$

con

$$A_p = H \frac{\alpha_0}{\gamma_p^2} \cdot \tan \psi \quad 11$$

donde el subíndice “p” denota una deformación plástica ideal, por ejemplo, γ_p y h_p son el factor geométrico y la profundidad de penetración para deformación superficial plástica ideal respectivamente. El factor geométrico γ_p debe ser 1 para materiales idealmente plásticos dado el desprecio del componente elástico.

En el otro extremo de la deformación superficial la deformación elástica. Para un cono con una superficie elástica puede utilizarse como:

$$P = A_e * h_e^2 \quad 12$$

con

$$A_e = \frac{E'}{2} \cdot \frac{\alpha_0}{\gamma_e^2} \cdot \tan \psi \quad 13$$

en donde E esta definida por $E/(1-\nu^2)$ en términos de modulo de Young E y de Poisson ν . Aquí el subíndice “e” denota una deformación elástica. Es observable que la carga de indentación es cuadrática en la profundidad de penetración tanto para la deformación elástica como plástica como se nota en las ecuaciones 10 y 12 respectivamente.

Los coeficientes en A_p y A_e representan la resistencia a la deformación plástica y elástica. La resistencia característica del material (P) definida en la ecuación 9 es $(E'/2) \cdot \cos\psi$ para materiales idealmente plásticos.

En la Figura 2.5.(a-c) esquematiza la tipificación de tres diferentes tipos de deformación.

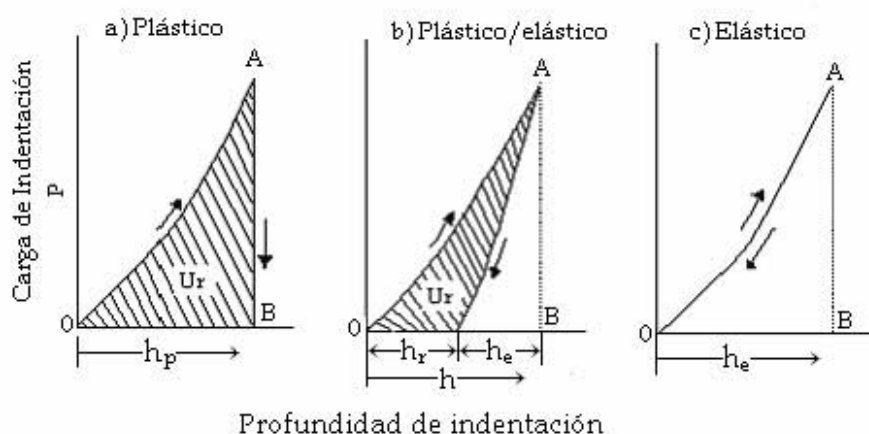


Figura 2.5. Esquematización de los tres diferentes tipos de deformación en la forma de carga y descarga, indentación cíclica, a) ideal plástico, b) plástico/elástico, c) ideal elástico.^[14,15]

Muchos materiales metálicos exhiben una deformación similar a Figura 2.5(a) en el cual el hecho más esencial es que la recuperación elástica es prácticamente nula comparada con la penetración total. Es decir, la penetración residual es equivalente o proporcional a la carga máxima de indentación. La histéresis de la (U_r) esta definida como la energía encerrada por las rutas de carga y descarga de indentación, es la asociación del consumo irreversible de energía con la deformación plástica, siendo el subíndice r la recuperación de las muestras ensayadas al momento de la descarga

Cuando el material gana energía en la carga y la cede en la descarga, es decir, almacena energía de deformación.

Por otro lado, la ruta de descarga para un material, ideal elástico Figura 2.5 (c) repite finalmente el regreso la ruta de carga hacia el origen del diagrama P-h sin que presente

una disipación de energía después de completar la descarga, $U_r=0$. Típicamente los materiales duros y frágiles como los materiales cerámicos muestran un comportamiento como el de la Figura 2.5 (b) donde la profundidad de indentación muestra una recuperación elástica apreciable lo que deja una profundidad residual finita h_r después de la descarga.

Basándose en las condiciones cualitativas anteriores sobre la deformación superficial elástica y plástica así como la recuperación elástica de la profundidad de indentación, las siguientes ecuaciones constitutivas simples se asumen para describir la deformación superficial inelástica (elastoplásticidad) de materiales "frágiles".

$$h = h_e + h_p \quad 14$$

y

$$P = A_e \cdot h_e^2 = A_p \cdot h_p^2 \quad 15$$

por una simple combinación de Maxwell de elementos elásticos y plásticos. En la ecuación 7 h esta relacionada con la profundidad total en la carga de indentación (P). Se sustituye en las ecuaciones 14 y 15 se obtiene la siguiente relación (P) vs h para la deformación superficial de materiales inelásticos.

$$P = A_H \cdot h^2 \quad 16$$

con

$$A_H = \hat{H} \frac{\alpha_0}{\gamma^2_H} \tan^2 \psi \quad 17$$

donde la dureza aparente \hat{H} es definida por

$$\hat{H} = \frac{H}{\left(\gamma^{-1}_H + k \sqrt{H/E} \right)^2} \quad 18$$

con

$$k^2 = 2(\gamma_e / \gamma_H)^2 \tan \psi \quad 19$$

El hecho de que $\gamma_p \equiv 1$ fue usado en la obtención de la ecuación 17. La resistencia A_H a la deformación superficial es determinada por la dureza aparente \hat{H} la cual es igual a la resistencia característica en la ecuación 9. Las expresiones 16, 17 y 18 son fácilmente reducidas en ambos extremos a las expresiones 10 y 12 para una deformación perfectamente plástica ($H/E' \ll 1$) y para una perfectamente elástica ($H/E' \gg 1$).

En otras palabras, la dureza aparente \hat{H} es reducida a la dureza verdadera H por $H/E' \ll 1$ debido a que $\gamma_H \rightarrow \gamma_p (\equiv 1)$, y a E'/k^2 para $H/E' \gg 1$.

Las ecuaciones constitutivas 14 y 15 satisfacen naturalmente las condiciones por compatibilidad de los dos medios ciclos de las rutas de carga y descarga llamándole la condición que la profundidad de penetración de carga y descarga que debe ser igual en la carga máxima de indentación.

$$A_H \cdot h^2 = A_e \cdot (h - h_p)^2 \quad 20$$

Esta condición de compatibilidad nos lleva a la siguiente relación de $P-h$ para la descarga.

$$P = A_e \cdot (h - h_r)^2 \quad 21$$

para $h > h_r$

Como se hizo notar, el anillo de histéresis de la (Ur), nos da importante información de la deformación superficial inelástica inducida por la indentación de los materiales. Para materialmente plásticos el anillo de histéresis de energía es igual al trabajo total aplicado W_t en el área OAB de la figura 2.5(a) y aquí puede obtener por medio de integración de la ecuación 9 con respecto a h_p .

$$Ur (\equiv W_t) = \int A_p h_p^2 dh_p \quad 22$$

Para la deformación superficial elastoplástica el aro de energía U_r , puede ser calculada por la diferencia de áreas entre la ruta de carga y descarga.

$$U_r = \int_0^h A_H h^2 dh - \int_{h_r}^h A_e (h - h_r)^2 dh \quad 23$$

Estas ecuaciones están comprobadas con métodos experimentales.

Capítulo 3

Metodología Experimental

En este capítulo se describió el procedimiento de síntesis del vidrio y de las vitrocerámicas por medio del método Sinceram y su caracterización por análisis instrumental y mecánico, este último como el objetivo de evaluar el Índice de Calidad (Iq) y la Energía de Deformación Superficial (Ur).

3.1. Síntesis de Cerámicas Bioeutéticas

3.1.1. Fusión del vidrio

Para la fusión del vidrio se utilizó un horno de radiofrecuencia con rango entre $3 \times 10^5 - 3 \times 10^6$ Hz. Con el se pueden alcanzar temperaturas de hasta 3000°C dependiendo del suceptor que se use.

El horno de radiofrecuencia, Figura 3.1b, es un dispositivo que se basa en el mismo principio del transformador, la corriente de radiofrecuencia se lleva a través de un circuito primario que induce una corriente parásita en el suceptor. De manera que estas corrientes generan calor en base al efecto Joule.

La resistencia es la propia carga, si esta es metálica, en caso contrario se utiliza un crisol conductor que se calienta por las corrientes inducidas y por conducción térmica.^[2]

El calentamiento es rápido y enfriamiento relativamente rápido con lo que se tiene un templado moderado que genera el vidrio.

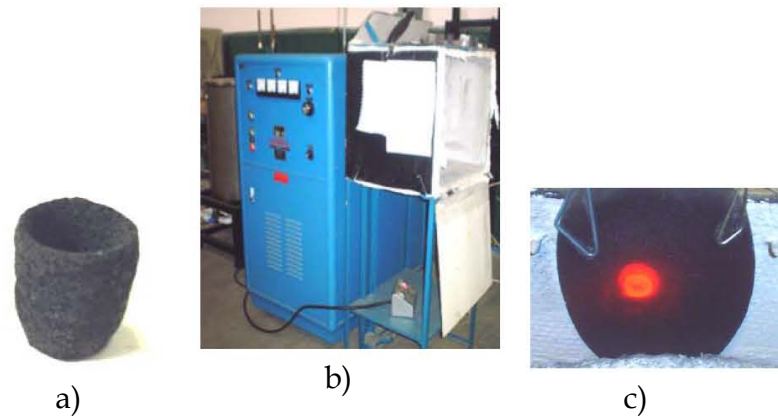


Figura 3.1. a) crisol de grafito, b) fuente de radio frecuencia, c) fusión de la mezcla bioeutéctica; obtención del vidrio

3.2. Materiales y Metodología

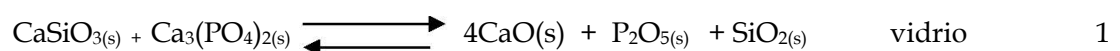
Se utilizó silicato de calcio CaSiO_3 de Aldrich, pureza de 99 % y el beta-fosfato de calcio $\beta\text{-Ca}_3(\text{PO}_4)_2$ de Fluka, pureza ≥ 96 % para obtener el vidrio. De acuerdo con el diagrama de fases del sistema W-TCP ver Figura 1.15, capítulo 1; donde se obtuvieron los porcentajes de peso para cada reactivo en la composición eutéctica 60%/wt de W y 40%/wt de TCP.

Los reactivos se pesados y mezclados, para su homogenización de la mezcla se utilizó un mortero de ágata y se le agregó acetona.

- Vidrio

Lista la mezcla se fundió en la fuente de radio frecuencia LEPHEL, modelo T-7.5-3-MC-SW en un crisol de grafito, a una temperatura superior a 1450°C , en un tiempo de 5 minutos de calentamiento y un enfriamiento de 10 minutos, para obtener el material vítreo, ver Figura 3.1.

La reacción para formación del vidrio es la siguiente:



Donde:

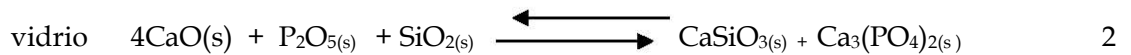
El P₂O₅ y SiO₂ son óxidos capaces de formar vidrios (formadores de red)^[3]

El uso del P₂O₅ como agente nucleante fue descubierto por McMillan^[4]. El ion de fósforo P⁵⁺, asume una coordinación tetraédrica y por lo tanto proporciona un ejemplo de la separación de fases debido a una diferencia de las cargas entre los iones de la red de formación principal, que es el Si⁴⁺.

- Vitrocerámica

A partir de las muestras de vidrio, se les realizó un tratamiento térmico en un horno eléctrico a intervalos de 10 hrs., a temperaturas diferentes, seguido de un enfriamiento rápido, las muestras fueron sacadas del horno y enfriadas al aire.

Para formación de la vitrocerámica a partir del vidrio, el CaO es modificador de red.



Estos tratamientos térmicos tienen la finalidad de transformar al vidrio en vitrocerámica, con rangos de temperatura que se mostraron en la prueba de Análisis Térmico Diferencial que van de 890°C a 1290°C, ver Tabla 3.1

Tabla 3.1. Tratamiento térmico en las muestras de vidrio a diferentes temperaturas.

Muestra	Temperatura del tratamiento térmico (T.T) (°C)
M0	Sin T.T
M1	890
M2	990
M3	1090
M4	1190
M5	1290

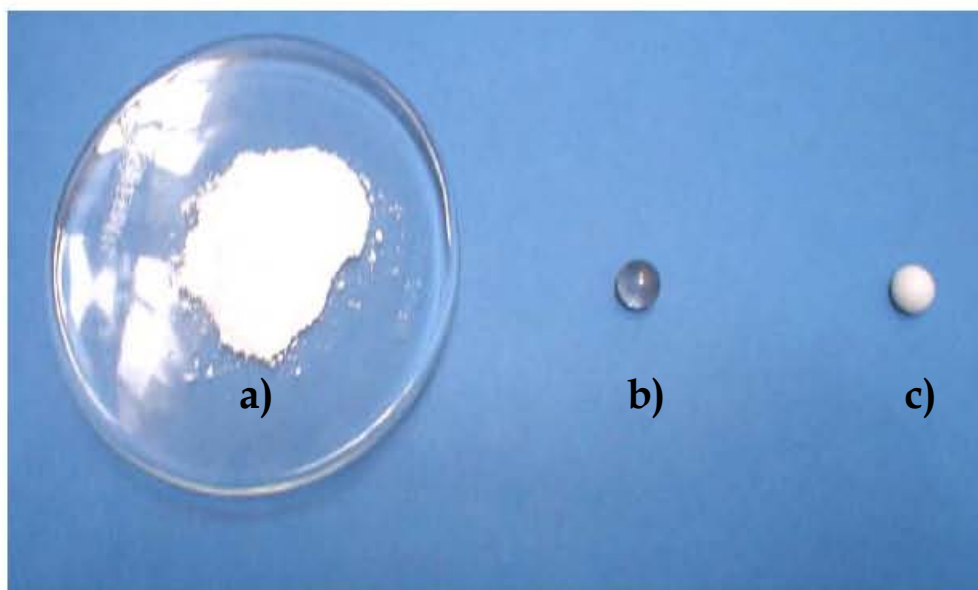


Figura 3.2. Material bioeutético a) polvo, b) vidrio, c)cerámica

3.3. Análisis

Las técnicas que se utilizaron fueron; Análisis Térmico Diferencial (DTA), Difracción de rayos X (XRD), Microscopio electrónico de barrido (SEM), con el objetivo de identificar las fases presentes, microestructura y el rango de temperatura donde se encuentra la nucleación y crecimiento para formación de la vitrocerámica bioeutética.

3.3.1. Análisis Térmico Diferencial, (DTA)^[5]

Es una técnica en la cual la temperatura de la muestra es comparada con la de un material inerte de referencia a medida que avanza el programa de calentamiento o enfriamiento establecido. La temperatura de la muestra y la de la referencia deben ser iguales hasta la muestra tenga un cambio térmico, como fusión, cambio de estructura cristalina, descomposición, o transición vítrea, en cuyo caso la temperatura de la misma se hace menor (si el cambio es endotérmico) o mayor (si es exotérmico) que la de la referencia.

Para observar las transformaciones del vidrio se colocó dentro de un crisol platino la cantidad de 1 mg de material en polvo, se usó una velocidad de calentamiento de 10 °C/min partiendo de 20°C hasta 1500°C con una referencia de alumina. Se utilizó un equipo de Thermal Analysis System 9900, Du Pont 910 Módulo DTA.

Se busco con esta prueba el rango de temperatura donde se encuentra la nucleación y crecimiento de la vitrocerámica bioeutéctica como indica el Método Convencional Modificado (un solo estado, Silceram) Capitulo 1 sección 1.7.

3.3.2. Difracción de Rayos X, (XRD)^[5]

La técnica de XRD, proporciona información sobre la estructura química y cristalina de un material. Cada sólido cristalino posee un patrón característico de difracción que puede emplearse para su identificación.

Los rayos X, son radiaciones cuya longitud de onda oscila entre 0.02 Å a 100 Å y al igual que la luz ordinaria, se manifiestan en forma de energía radiante, siendo emitidos por los átomos debido a profundas perturbaciones en sus estructuras electrónicas. El fenómeno es de carácter electromagnético y de la misma naturaleza de la luz visible. W.H. y W.L. Bragg determinaron la ecuación que permite establecer la relación existente, entre la longitud de onda de los rayos X y los espacios interplanares de los cristales.

$$n\lambda = 2d\sin\theta \text{ de donde } d = n\lambda / 2\sin\theta \quad 3$$

donde:

n es un número entero, número de orden de reflexión.

λ es la longitud de onda de los rayos x.

d es la distancia interplanar del cristal.

θ es el ángulo de Bragg o ángulo de incidencia.

Las muestras se trituraron para su observación en un Difractómetro (Siemens D500 Bruker) con radiación $\text{CuK}\alpha$ (35 KV, 25 mA), en un goniómetro vertical, como estándar se usó silicio.

Con este tipo de prueba se midieron patrones para obtener información sobre las fases presentes en las muestras con diferentes tratamientos térmicos.

3.3.3. Microscopio Electrónico de Barrido, (SEM)^[5]

Es un instrumento que permite la caracterización de materiales heterogéneos orgánicos e inorgánicos y la observación de su superficie local. En esta técnica, el área que se va analizar es irradiada por un fino haz de electrones que puede ser estático o puede ir barriendo la superficie de la muestra.

La razón por la cual el (SEM) es muy utilizado es por la manera tridimensional en que se presentan la superficie de la muestra. Se puede operar de diferentes modos, dando información acerca de propiedades útiles del material, como elementos químicos, potencial químico, campo magnético y cristalografía.

Al incidir un haz de electrones sobre un material, se emiten rayos X característicos debido a las transiciones de electrones excitados por un haz primario, por lo cual se utilizó un espectrofotómetro y un detector tipo Geiger o un fotomultiplicados; en donde se construye un perfil de intensidades.

Esta prueba es para confirmar los elementos presentes en las muestras.

3.3.3.1. Metalografías

Es de gran importancia poder establecer la microestructura ya que ésta se encuentra muy relacionada con las propiedades mecánicas de los materiales. La preparación metalográfica se realizó utilizando las técnicas comunes en la preparación de muestra metálicas. En este caso se

monto en frío empleando resina epóxica, después del fraguado, las probetas son desbastadas en ligas de diferentes granulometrías (250, 320, 400, 600 y 1200) y finalmente pulidas en paño utilizando como abrasivo alumina de 0.3 y 0.05 μm . Antes de la observación en el microscópico electrónico de bajo vacío modelo JSM-5600LV JEOL, las probetas se atacaron con solución de HCl diluido 1/10 que se encarga de disolver el fosfato de calcio y así poder ver la microestructura. Para ser observadas las muestras se recubrieron con una capa de grafito en el modo de bajo vacío a una presión de 7 Pa, aceleración de 20 kv, sepsize 33 y signa shadow.

3.4. Propiedades físicas y mecánicas

La finalidad de este trabajo es evaluar el comportamiento mecánico de los materiales sintetizados, antes de que sean incorporados a un sistema vivo. Por lo que se basó en el Índice de Calidad (Iq) propuesto por Hench y Thomposon^[1], citado en el capítulo 2, sección 2.3., solo se hicieron mediciones a las muestras de vidrio M0 y a las vitrocerámicas M4 y M5, estas últimas, por que presentarán cristalización de fases a partir de las fases amorfas.

Para los valores del Índice de bioactividad (Ib) del vidrio y las vitrocerámicas se escogió el valor de Índice de Bioactividad de el biovidrio de 13^[1] y de la vitrocerámica A/W de 6^[1], respectivamente, reportados en la Tabla 1.4 de capítulo 1 sección 1.5, por su similitud en composición, ya que aun no se ha reportado el (Ib) del vidrio y de la cerámica bioeutética.

Para evaluar el (Iq) se realizó la prueba de compresión para obtener la deformación máxima, la prueba de ultrasonido laser para el módulo de Young y la microdureza para tenacidad a la fractura.

3.4.1. Prueba de Compresión^[6]

Se hicieron las pruebas de compresión a una velocidad de deformación constante (m/s), en el vidrio y las vitrocerámicas.

Se utilizó una máquina de ensayos universales marca Shimadzu modelo AG 100 kNG, con una velocidad de deformación constante, en probetas con forma de paralelepípedos rectangulares que se cortaron con un disco de diamante.

Para conocer el esfuerzo se necesitó saber el área por lo que eligió una forma regular en este caso paralelepípedos, Figura 3.3.

Se utilizaron cinco muestras por cada experimento con la finalidad de obtener un valor promedio.

A partir de los datos obtenidos de la prueba de Compresión se utilizaron las siguientes ecuaciones:

$$\text{Esfuerzo Máximo Ingenieril a la Fractura } \sigma_{\max} = \frac{P_{\max}}{A} \quad 4$$

$$\text{Deformación Real } \varepsilon = \int \frac{dl}{l} = \ln \frac{l}{l_0} \quad 5$$

donde:

σ_{\max} es el Esfuerzo Máximo Ingenieril a la Fractura en N/m² o Pa

P es la Carga aplicada a la probeta en N

A es el área de la sección transversal de la probeta en m²

ε es la Deformación Real, adimensional

l_0 es la longitud de la medida original mm, m.

l es la longitud de la medida final mm, m.

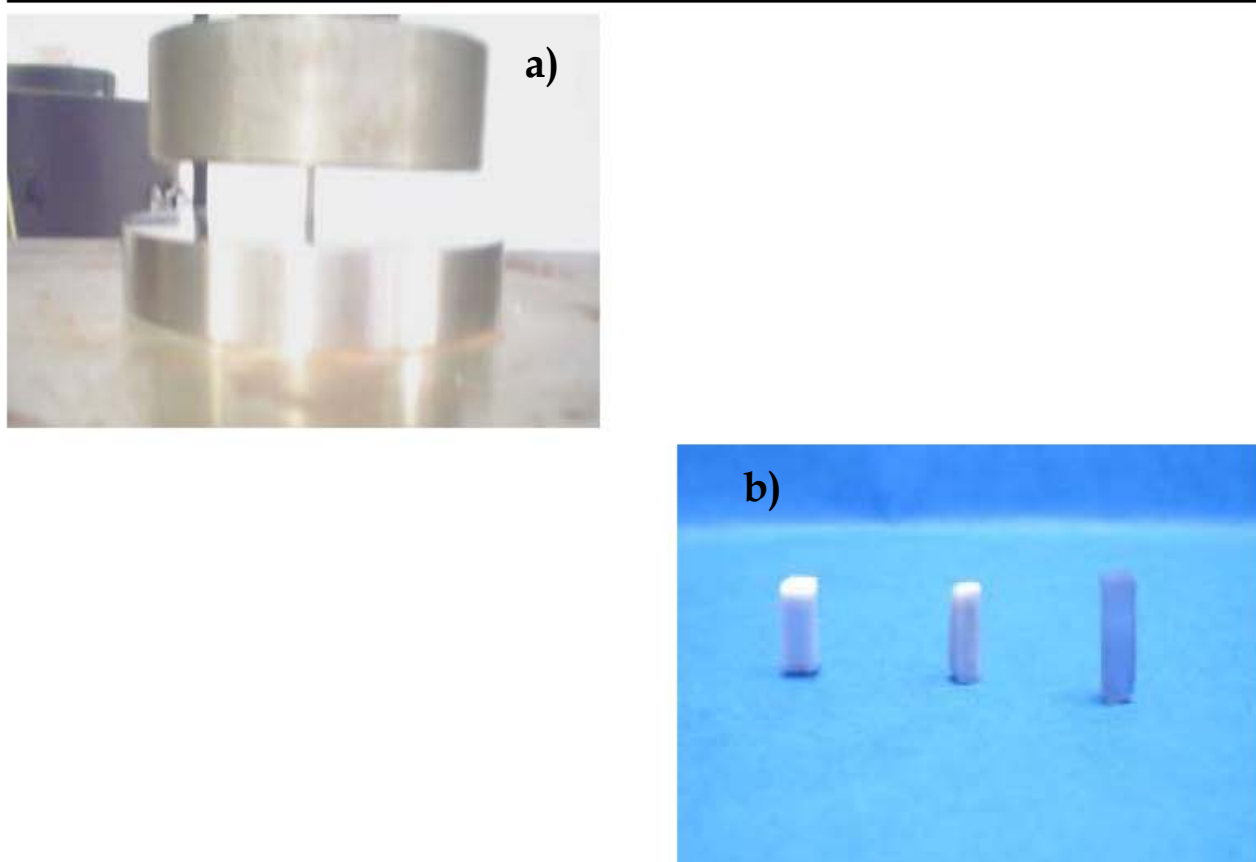


Figura 3.3. a) Dispositivo de la prueba de Compresión, b) Paralelepípedos rectangulares vitrocerámicas y vidrio

3.4.2. Modulo de Young

Para obtener el modulo de Young se empleo la técnica de ultrasonido laser.

Esta prueba requiere valores de densidad y espesor de cada muestra a medir, por lo se midió la densidad.

3.4.2.1. Densidad

La densidad se medió experimental mediante la técnica de picnometría, la cual se basa en el principio de Arquímedes. (picnómetro marca Quantachrome). Se utilizarón cinco probetas por cada muestra, del vidrio M0 y de las vitrocerámicas M4, M5.

Se calculó la densidad con la siguiente ecuación:

$$\rho = \frac{A}{A - B}(\rho_0 - \rho_L) + \rho_L \quad 6$$

donde:

ρ es la densidad de la muestra en g/cm^3

A es el peso de la muestra en aire en g

B es el peso de la muestra en el líquido auxiliar en g

ρ_0 es la densidad del líquido auxiliar en g/cm^3

ρ_L es la densidad del aire en g/cm^3

El valor de la densidad del aire usada fué $0.0012 \text{ g}/\text{cm}^3$, y del agua destilada de $0.9991 \text{ g}/\text{cm}^3$; con un factor de temperatura de 0.99756 y el factor de corrección de la balanza de 0.9985, teniendo en cuenta el empuje del aire de la pesa de ajuste.

3.4.2.2. Ultrasonido Laser

Se tienen los valores densidad y de espesores se procedió a medir el modulo de Young por medio de la mediciones de las velocidades del sonido, explicadas en el capítulo 2, sección 2.4.2, donde se utilizó un pulso laser de 5-7 ns con una onda de 1064 nm a 10 Hz y 3 mJ.

Las ondas ultrasonicas se detectarán con un sensor piezoelectrico a una frecuencia de 1 MHz, que a su vez esta conectado a un osciloscopio (Tektronik de 500 MHz) que adquiere la señal promedio de al menos 500 pulsos, ver Figura 3.4.

Para esta prueba se midieron los espesores de las muestras (M0, M4 y M5) y se realizaron cinco pruebas por cada una de las muestras, con el objetivo de obtener el promedio del tiempo de respuesta.

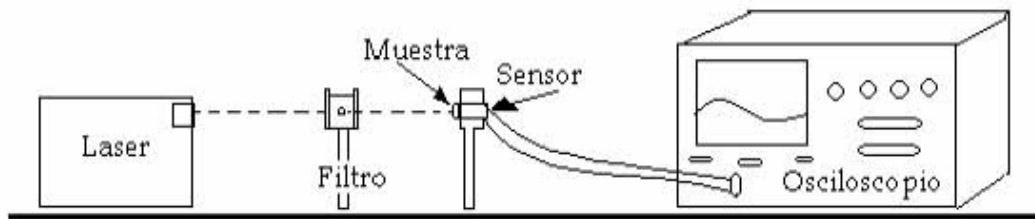


Figura 3.4. Dispositivo para la técnica de ultrasonido láser

Una vez que se conocen los tiempos de respuesta se pudo aplicar la siguiente ecuación para calcular el modulo de Young.

$$E = \rho v^2 \quad 7$$

donde:

E es el modulo de Young en GPA

ρ es de la densidad de la muestra en kg/m^3

v^2 velocidad cortante (onda transversal) en m/s

3.4.3. Tenacidad a la Fractura (K_{IC})^[6,9,10,11]

El microdurómetro, puede usarse para medir el módulo de tenacidad a la fractura K_{IC} . En nuestro caso se aplicó a las muestras de vidrio M0 y de las vitrocerámicas M4 y M5 a diferentes cargas, pero solo se reportaron las cargas y los valores de dureza donde presentan las grietas susceptibles de ser medidas de acuerdo al procedimiento de Anstis. ^[11] Las cargas en donde se presentaron las grietas fueron:

Para el vidrio 300gf y para la vitrocerámicas 500gf, con un tiempo de 15 seg. y 5 mediciones.

Se utilizó la ecuación de Anstis para materiales frágiles: ^[11]

$$K_{IC} = 0.016 \left(\frac{E}{H} \right)^{\frac{1}{2}} \left(\frac{P}{C^{\frac{3}{2}}} \right) \quad 8$$

donde:

E es el modulo de Young, GPa

H es la dureza, GPa

P es la carga de la prueba, Kg_f

C es la longitud de la grieta, mm

3.4.3.1. Prueba de Microdureza^[7,8,10]

La dureza es un parámetro para evaluar la tenacidad a la fractura, por lo que se montaron las muestras en probetas de acrílico, pulidas a espejo para obtener caras planas. La microdureza se obtuvo con un microdurómetro modelo MHT-2 marca Matsuzawa con un indentador piramidal Vickers, Figura 3.5, con las cargas antes mencionadas cuando se presentan las grietas. Se utilizó la siguiente ecuación:

$$HV = 1 \times 10^3 \left(\frac{P}{A} \right) = 2 \times 10^3 \left(\frac{P \operatorname{sen} \left(\frac{\alpha}{2} \right)}{d^2} \right) \quad \text{ó} \quad HV = 1854.4 \left(\frac{P}{d^2} \right) \quad 9$$

donde:

P es la carga de la prueba, g_f

A es el área de la indentación, μm²

d es la diagonal promedio de la indentación, μm

α es el ángulo entre las caras opuestas del diamante igual 136°

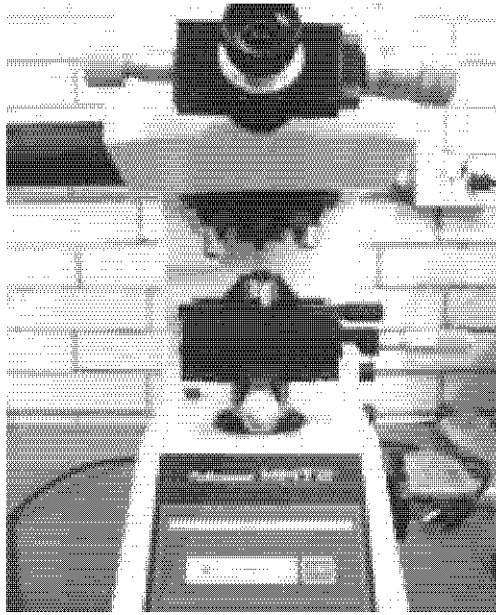


Figura 3.5. Microdurómetro.

3.4.4. Prueba de Indentación Instrumentada^[12,13,14]

Los recubrimientos basados en estos materiales sintetizados serían delgados en el orden de micras y los implantes-hueso su primer contacto sería superficial en la interfase. Por lo que se decidió hacer una estimación de la Energía de Deformación Superficial (U_r), con la técnica de Indentación Instrumentada.

El ensayo de Indentación Instrumentada registra la carga y los desplazamientos durante la aplicación de la carga y la descarga, esto permite obtener valores evitando medir el área de contacto, ya que para los materiales frágiles las diagonales son tarea difícil de medir.

Para esta prueba se montaron y pulieron las muestras de vidrio y vitrocerámicas. Con un sistema de carga y descarga que permite presentar el principio de Energía de la Deformación Superficial no lineal inducida por la indentación. Para tener un mejor marco de comparación se realizaron las pruebas en probetas cilíndricas de Aluminio, Latón, Carburo de silicio y placas de hueso de bovino cortical y trabecular. Las cargas que se utilizaron para todas las muestras fueron de 20N, 35N y 50N, porque a estos valores se obtuvo una estabilidad en las curvas sin tener que

fracturar las muestras, a valores menores 20 N las curvas no presentaban estabilidad y a valores mayores de 50N se obtenían fracturas tanto para el vidrio como para las vitrocerámicas, lo que obligo a la realización de varias pruebas hasta obtener las cargas optimas y la velocidad adecuada de 0.5 mm/s.

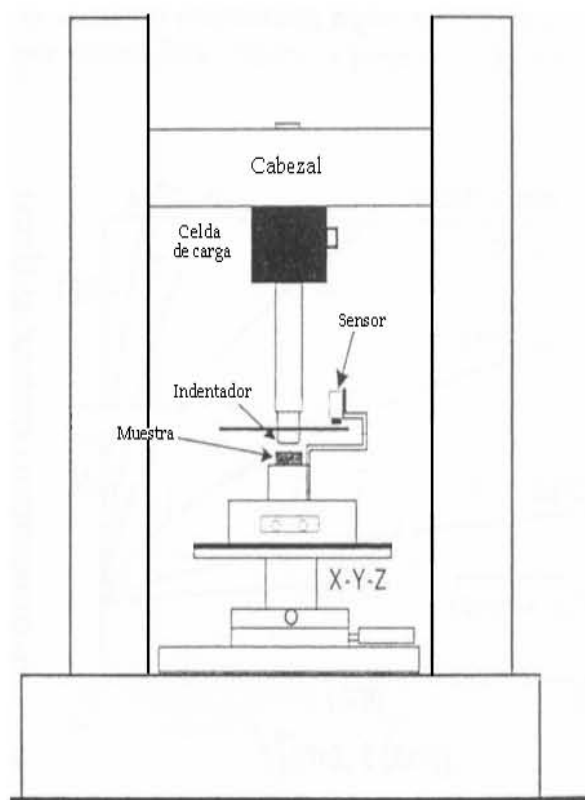


Figura 3.6. Máquina Universal con el dispositivo para la indentación^[12]

Por lo tanto se utilizó una máquina de ensayos universales marca Shimadzu modelo AG 100 kNG, ver Figuras 3.6 y 3.7, con un indentador cónico con punta de diamante de casquete esférico, a una velocidad de carga constante, ver Figura 3.8.



Figura 3.7. Dispositivo para la prueba de indentación

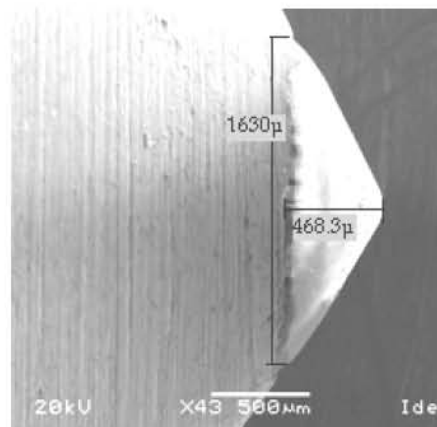


Figura 3.8. Indentador cónico con punta de diamante de casquete esférico. Vista lateral.

La geometría del indentador está definida mediante el semi-ángulo del cono la cual es de 60.3° , Figura 3.8. Este indentador fue utilizado ya que produce una huella en que la relación entre el área de contacto y la profundidad de penetración es idéntica a la existente en una indentación Vickers.^[8,10] Esta condición permite asimilar los resultados de dureza obtenidos de las simulaciones con los resultados Vickers reportados por Sakai^[8,9]. Por otro lado, las huellas obtenidas con indentadores cónicos, producen patrones de grietas y apilamientos más homogéneos que los

producidos por indentadores Vickers, en los materiales cerámicos y capas cerámicas sobre sustratos blandos, Figura 2.1, capítulo 2.

- En las gráficas obtenidas de indentación presenta un anillo de histéresis, se produce la energía consumida de forma irreversible durante el ciclo de carga-descarga. Para la deformación superficial elastoplástica el aro de energía U_r se puede calcular por la diferencia de áreas entre la ruta de carga y descarga.

$$U_r = \int_0^h A_H h^2 dh - \int_{h_r}^h A_e (h - h_r)^2 dh \quad 10$$

Esta ecuación se explicó en el capítulo 2 sección 2.5, donde se obtuvo de la área bajo la curva del esfuerzo vs profundidad.

donde:

U_r es la energía superficial en Joules.

Los demás términos se definieron en el capítulo 2 sección 2.5.

Tabla 4.2. Tipos de muestras por lotes para cada prueba.

Lote 1	Lote2	Lote 3	Lote 4	Lote 5	Lote 6	Lote 7	Lote 8
Muestras para rayos X	Muestras para Microscopio Electrónico de barrido (SEM)	Prueba de densidad	Modulo de Young (E)	Prueba de compresión	Dureza Vickers (HV)	Tenacidad a la fractura K_{IC}	Indentación Instrumentada
W1 (W)	E1 (en un solo calentamiento) a 1450 °C	M0	M0	M0	M0	M0	D1 (Aluminio)
W2 (TCP)	M0	M4	M4	M4	M4	M4	D2 (Latón)
M0	M1	M5	M5	M5	M5	M5	D3 (Carburo de Silicio)
M1	M2						M0
M2	M3						M4
M3	M4						M5
M4	M5						H1 (hueso de bovino, cortical lateral)
M5							H2 (hueso de bovino, cortical transversal)
E1 (en un solo calentamiento) 1450 °C							H3 (hueso de bovino, trabecular)

M es muestra de los vidrios tratados térmicamente, del 0 al 5

W1 es la muestra del reactivo wolastonita

W2 es la muestra del reactivo fosfato tricálcico

D es muestra de los materiales metálicos, del 1 al 3

H es muestra de los huesos de bovino, del 1 al 3

Capítulo 4

Resultados y Discusión

En este capítulo, se evaluó del comportamiento mecánico de los materiales sintetizados siguiendo dos puntos de vista. Por un lado, al Índice de calidad Iq definido en el Capítulo 2, y por otro a la Energía de Deformación Superficial U_r , esta última, a través de la prueba de Indentación Instrumentada.

4.1 Síntesis y estructura cristalina

Se hicieron termogramas como el (DTA) donde se determinaron los rangos de temperatura en los que se necesito hacer los tratamientos térmicos para así obtener la vitrocerámica bioeutética.

En la Figura 4.1. se presentó la curva de DTA para la muestra vítrea. Se puede ver que el primer cambio significativo de la curva corresponde al valor de T_g (850°C), correspondiente a la temperatura de transición vítrea, a partir de la cual presenta la nucleación y crecimiento de microcristales.^[1]

Con ayuda de los rayos X como se ver más adelante, se pudo identificar a que tipo de transiciones de fase corresponden cada uno de los picos posteriores, es decir, los localizados a, 892°C, 1220°C y 1260°C. Como se observar se trata de un sistema complejo por presentar varios picos entre 850°C y 1400°C.

Así que mediante tratamientos térmicos en esta región de temperaturas, se sintetizaron varias vitrocerámicas a partir de muestras vítreas preparadas con mezclas de (W) y (TCP)

correspondientes al punto bioeutéctico reportado por P.N. De Aza y col.^[6] En este caso se siguió el procedimiento conocido como (Silceram)^[2], que se mencionó en el capítulo 1 sección 1.7.

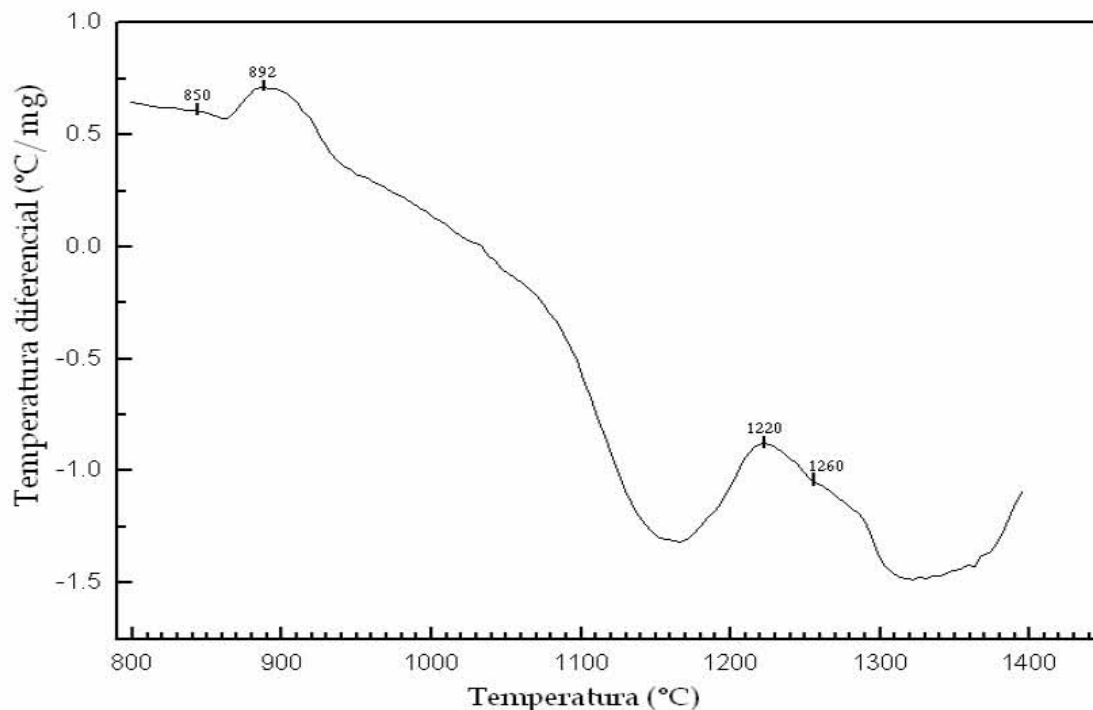


Figura 4.1. Análisis Térmico Diferencial del vidrio M0

En la Tabla 4.1, aparecen registradas el tipo reactivos y los tratamientos térmicos T.T empleados para la síntesis de las muestras estudiadas. Las muestras denominadas M1...M5 se recocieron después de fundidas a 1450 °C a las temperaturas estipuladas por periodos de 10 horas, en seguida se sacaron del horno y se dejaron enfriar en aire.

Tabla 4.1. Tipo de muestras para la realización de la prueba de rayos X.

Lote 1	W1 (W)	W2 (TCP)	M0 (vidrio)	M1	M2	M3	M4	M5	E1
				Vidrocerámicas					
T.T* (°C)	S/T*	S/T*	S/T*	890	990	1090	1190	1290	1450

*S/T sin tratamiento térmico; *T.T tratamiento térmico.

En la Figura 4.2. y 4.3 se observaron patrones de difracción de rayos X de las materias primas de alta pureza empleadas para la síntesis de la vitrocerámicas.

El difractograma del reactivo Wollastonita (W1) muestra la presencia de dos fases, una amorfa y otra cristalina.

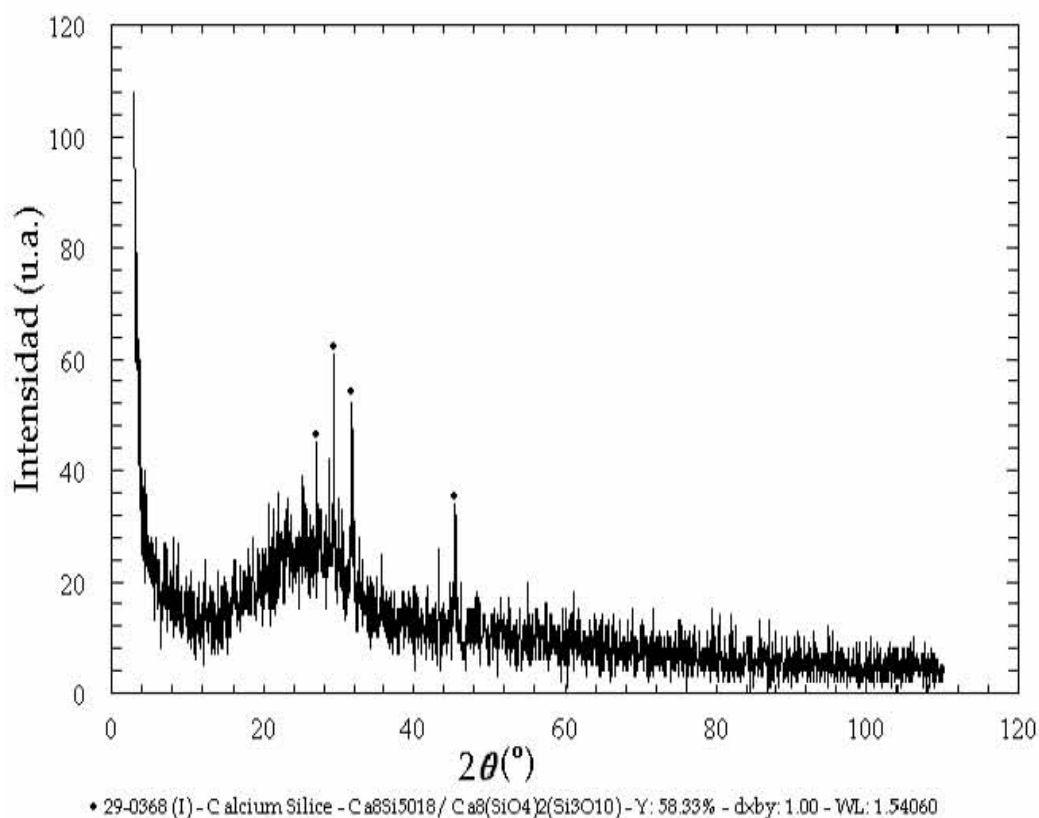


Figura 4.2. Diffractogramas de rayos X del reactivo Wollastonita (W1) o sea CaSiO_3

Mientras que el difractograma de la Whitlokita ($\beta\text{-Ca}_3(\text{PO}_4)_2$) o β -fosfato tricálcico TCP es esencialmente cristalino.

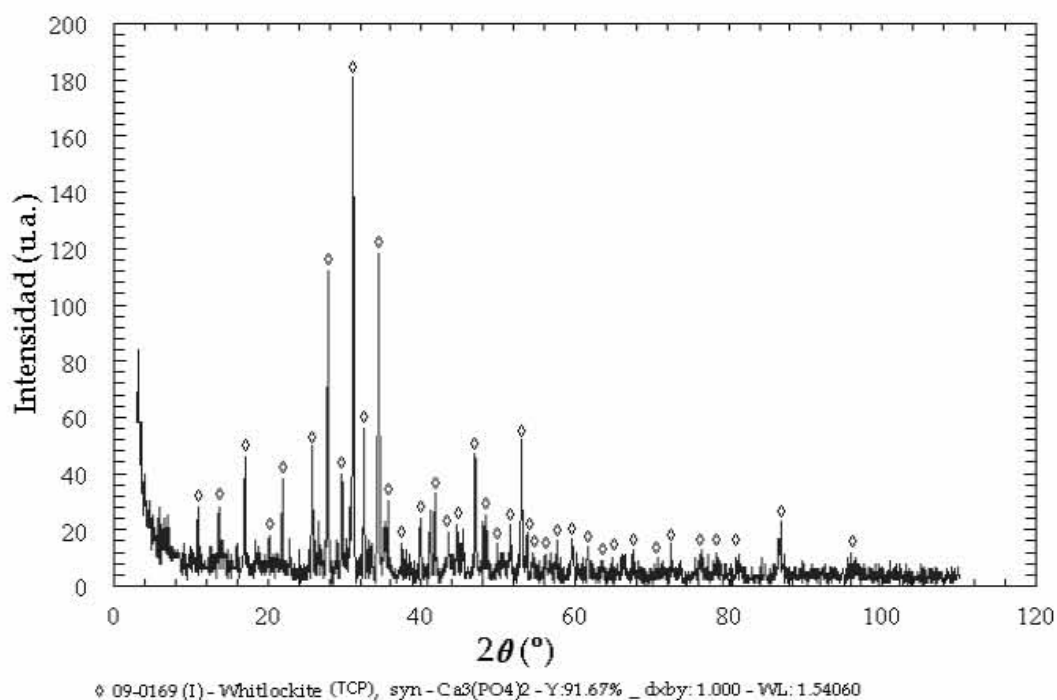


Figura 4.3. Difractograma de rayos X del reactivo de la Whitlockita (W2) o β -fosfato tricálcico TCP β - $\text{Ca}_3(\text{PO}_4)_2$

La Figura 4.4 muestra los difractogramas de algunas muestras recocidas a diferentes temperaturas por 10 horas y posteriormente enfriadas en aire. El difractograma correspondiente a la temperatura de 990°C (M2) muestra el inicio de la cristalización de la fase silicato de calcio (W); a 1190°C (M4) se tienen las dos fases W y TCP ya cristalizadas después de 10 horas de tratamiento térmico, en cambio, a la temperatura 1290°C (M5), una parte de (W) se transforma en ciclowollastonita o sea pseudowollastonita, cuya estructura es monoclinica y es estable a temperaturas elevadas.^[5] En las muestras tratadas a 1290°C permanece el fosfato tricálcico y algo de fase amorfa.

En suma, de los difractogramas se pudo concluir que a partir de recocidos de muestras vítreas a 1190°C por 10 horas, se pudieron obtener las dos fases que conforman el bioeutético (motivo de nuestro estudio) y que el silicato de calcio cristaliza antes que el fosfato tricálcico.

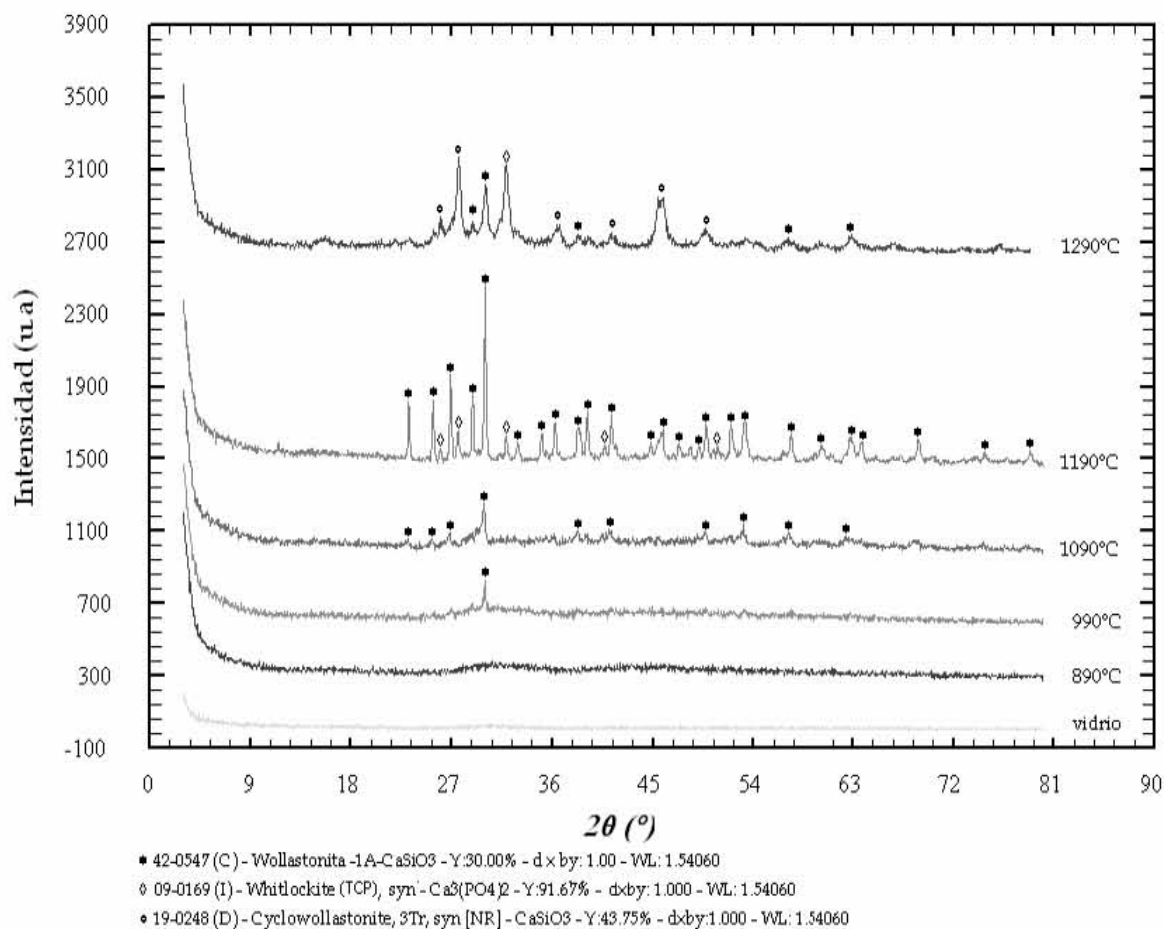


Figura 4.4. Difractogramas de rayos X del vidrio y vitrocerámicas obtenidas a partir del vidrio tratado térmicamente con un enfriamiento rápido (templado, aire).

Otra forma de sintetizar el Bioeutético es mediante enfriamientos lentos a partir de las muestras fundidas, en la Figura 4.5 se observó un difractograma donde ya aparece la cristalización de la (W) y del (TCP) en la muestra denominada (E1), esta se consiguió fundiendo primero a 1450°C después enfriando lentamente durante 24 horas. Se sintetizó sólo algunas muestras por esta vía para verificar que estábamos en la composición adecuada y que se puede obtener la microestructura buscada.

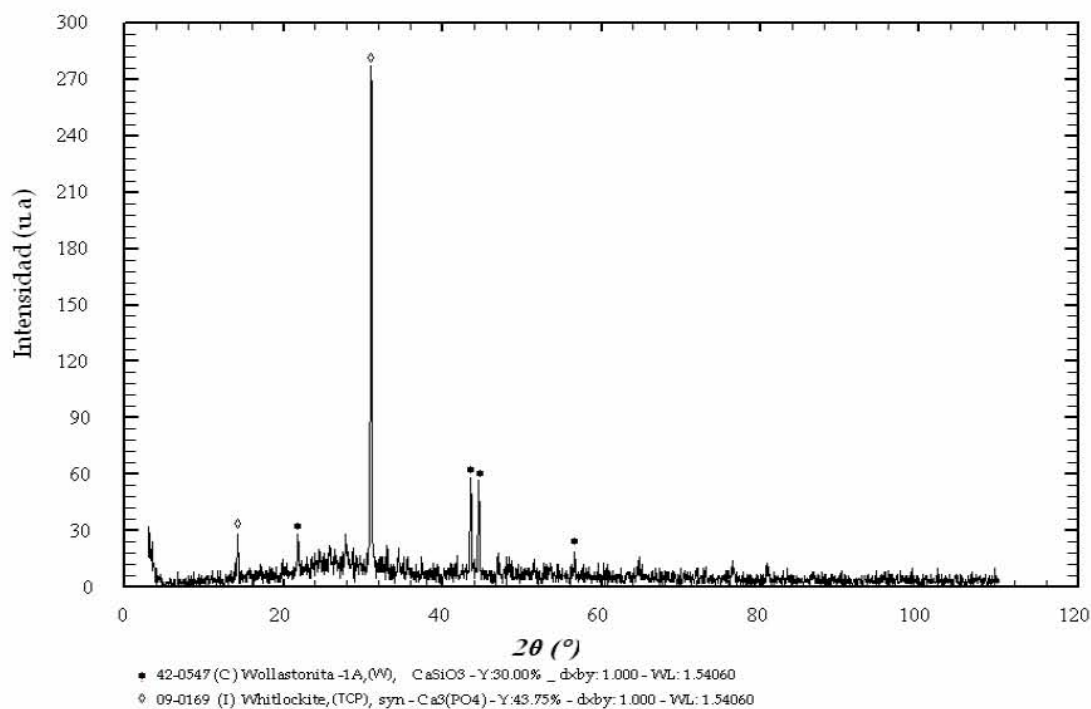


Figura 4.5. Difractograma de rayos X de la muestra E1 enfriada lentamente.

4.2. Evolución de la microestructura con los tratamientos térmicos

Con (MEB) se hizo un estudio de la microestructura y la composición elemental de las muestras sintetizadas.

Tabla 4.2. Tipo de muestras para la realización de la prueba (MEB).

Lote 2	E1	M0	M1	M2	M3	M4	M5
	Vitrocerámica						
T.T (°C)	1450	S/T	890	990	1090	1190	1290

La Tabla 4.2. se ve la clasificación de las muestras en las que se hicieron estas observaciones, la Figura 4.6. corresponde a una micrografía de la muestra (E1), como se mencionó, este tratamiento corresponde a un enfriamiento lento después de la fusión. Para revelar la microestructura se atacó

con una solución diluida de HCl. En esta muestra claramente se puede observar las colonias o dominios reportados por P.N. De Aza y col.^[6] con la típica estructura laminar del bioeutético, esto confirmó que se trabajó en la zona de composición óptima para obtener la síntesis de estas cerámicas.

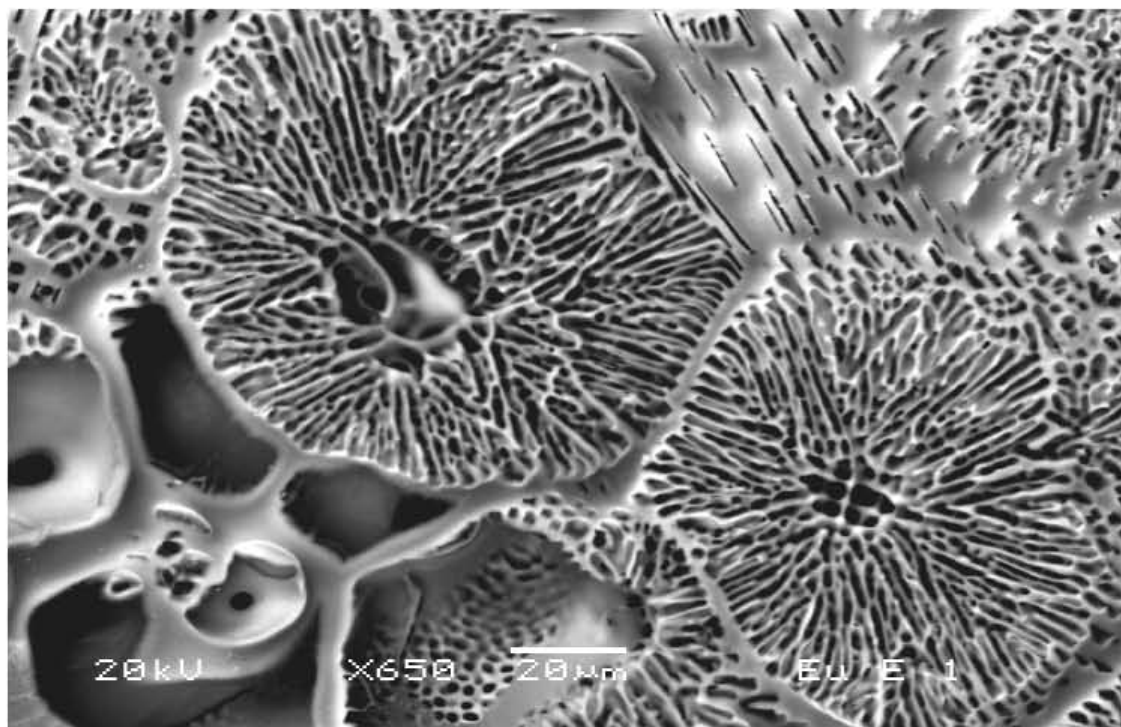


Figura 4.6 Micrografía de la Microestructura de la cerámica bioeutética atacada con HCl 1/10. Se obtuvo de una sola fusión con un enfriamiento lento

Se hicieron microanálisis (EDS) de la muestra (E1) para verificar la composición de las laminillas. En la Figura 4.7. se observó el espectro correspondiente, el bajo porcentaje de fósforo detectado se debió a que el ataque de HCl remueve el (TCP), quedando esencialmente el Silicato de Calcio (W).

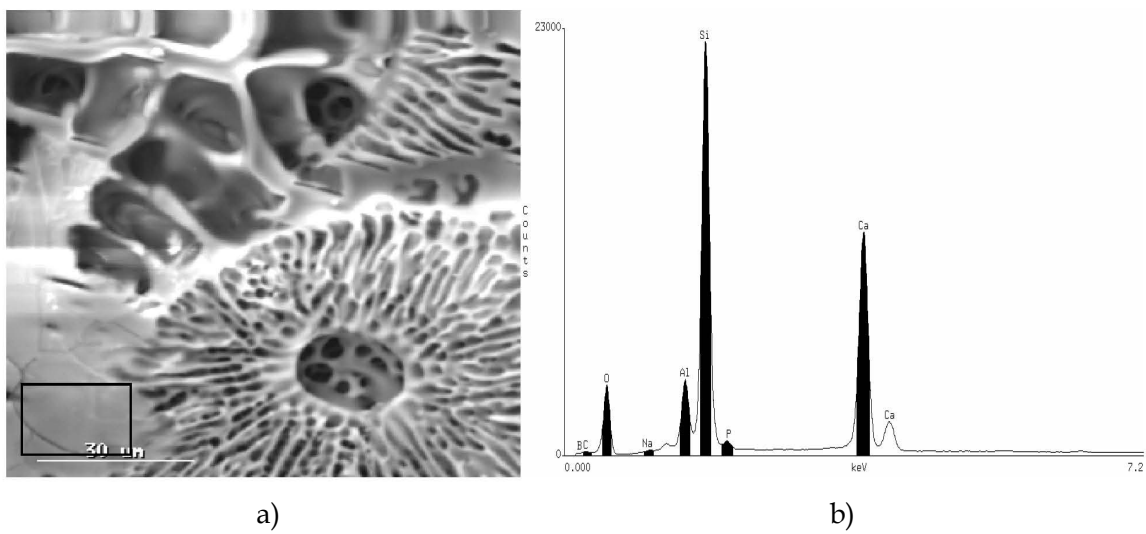


Figura 4.7 a) Micrografía E1 donde se realizó EDS. b) Espectro de los elementos que constituyen En las muestras tratadas térmicamente se observó lo siguiente:
la fase.

En todos los casos se partió de muestras vítreas, en la Figura 4.8. se presentó una micrografía de una muestra vítrea, o sea, del tipo M0. Se atacó con ácido clorhídrico un poco más diluido, en ella, las zonas oscuras corresponden a la fase del fosfato y una fase clara es el silicato de calcio. Se pudo ver que desde el vidrio, se tienen segregaciones de “fases”, en este caso serían fases amorfas, que sería la separación de fases.[Apéndice B]

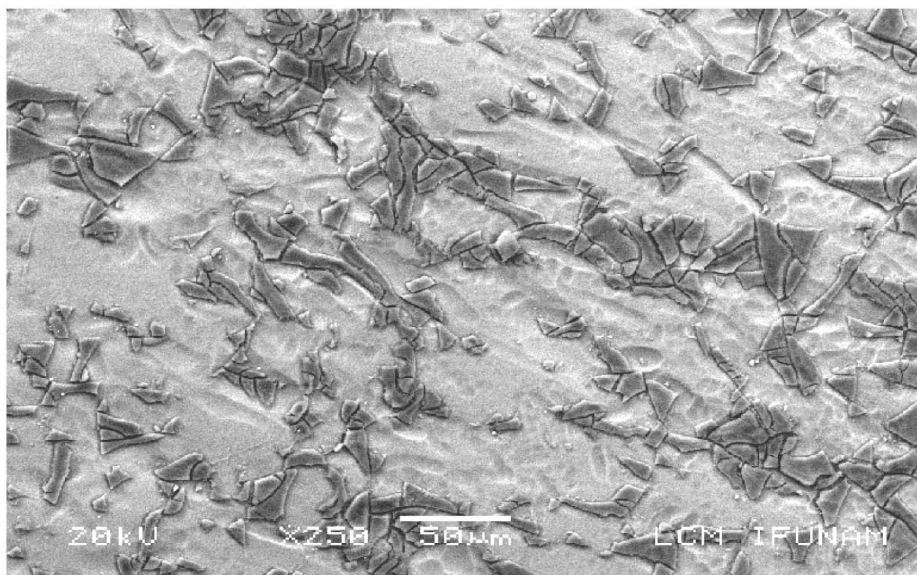
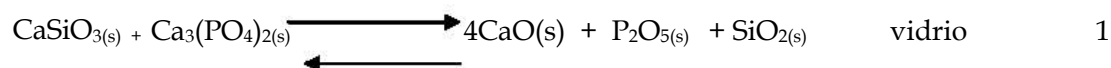


Figura 4.8. Micrografía de una muestra vítrea M0, se atacó con solución diluida de HCl.

Esto se pudo explicar de la siguiente forma; si de los compuestos CaSiO_3 (W) y $\beta\text{-Ca}_3(\text{PO}_4)_2$ (TCP) parecería que al fundirse se formó un vidrio constituido por CaO , SiO_2 y P_2O_5 de acuerdo a la siguiente reacción 1 del Capítulo 3.



A continuación en las Figuras 4.9, 4.10 y 4.11 se observó la evolución de los dominios al variar la temperatura del tratamiento.

La Figura 4.9. corresponde a una micrografía de una muestra tratada por 10 horas a 890°C , donde se empieza a distinguir los límites de los dominios

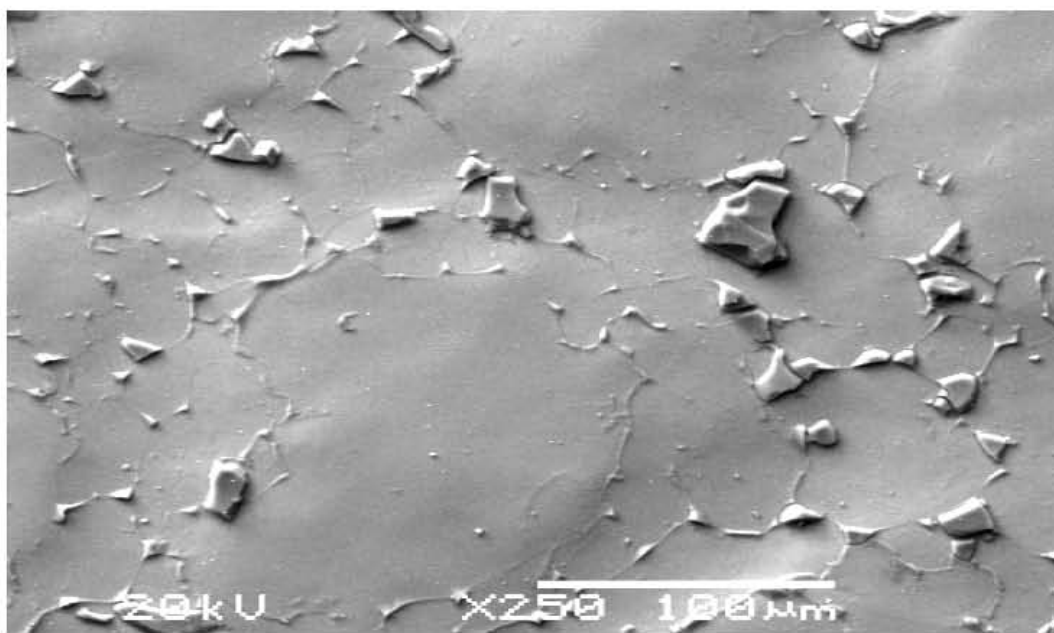


Figura 4.9. Micrografía M1 vitrocerámica con tratamiento térmico a 890°C , se atacó con solución diluida de HCl.

En la Figura 4.10 los dominios aparecen más definidos después de recocer las muestras a 990°C y según se ha visto, empieza a detectarse mediante rayos X la cristalización de la Wollastonita. (ver Figura 4.3)

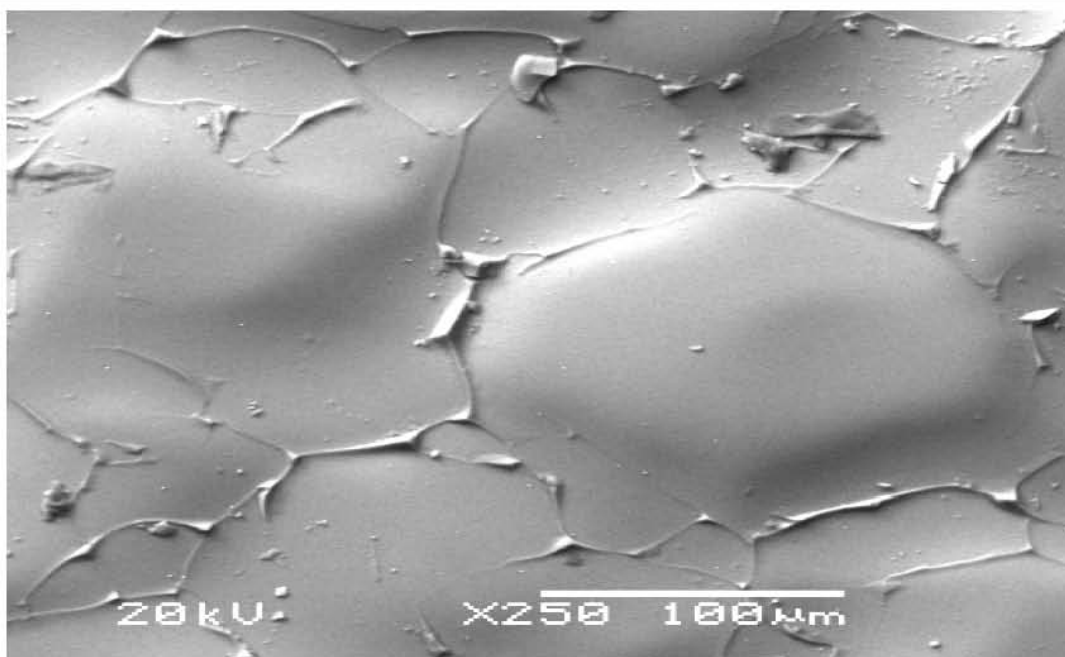


Figura 4.10. Micrografía M2 vitrocerámica con tratamiento térmico a 990 °C, se atacó con solución diluida de HCl.

Finalmente, a 1090°C Figura 4.11, los límites de los dominios se han formado claramente, sin embargo, como se ve en seguida, las dos fases del eutéctico no han cristalizado completamente a esa temperatura.

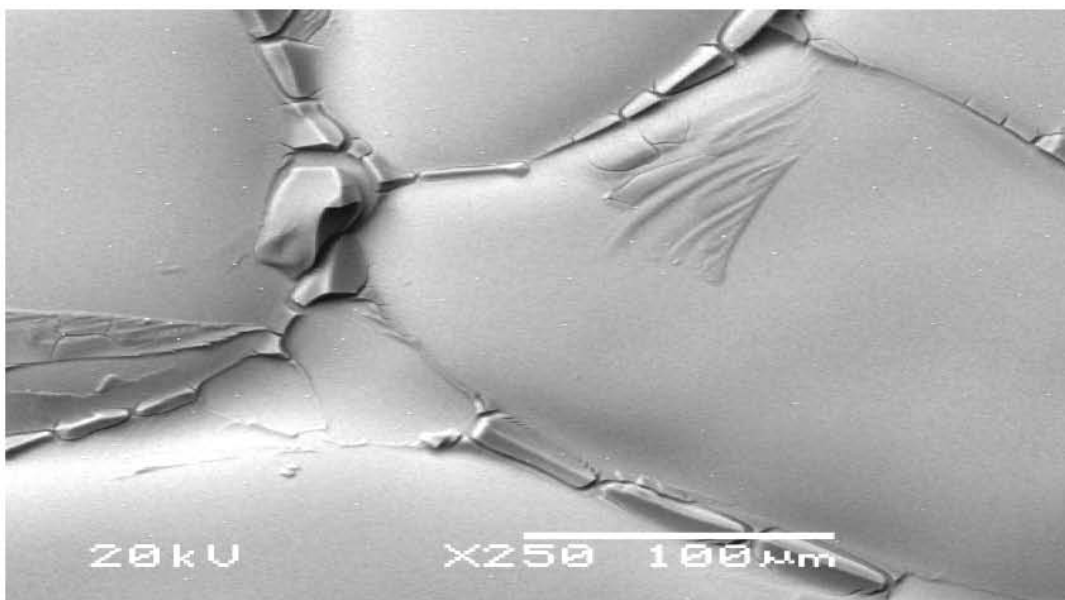


Figura 4.11. Micrografía M3 vitrocerámica con tratamiento térmico a 1090 °C, se atacó con solución diluida de HCl.

Para tener una mejor idea sobre el crecimiento de los dominios se hicieron observaciones por Microscopía Electrónica de Barrido en las muestras M1, M2 y M3, (Figura 4.12), allí se observó diferentes tamaños de dominios comprendidos en un intervalo que va de 208 μm hasta 245 μm aproximadamente.

Con el tratamiento térmico se detectó la evolución de las fronteras entre los dominios, sin que se de la cristalización completa de las dos fases.

Se debe aclarar que en cada caso, los difractógramas se obtuvieron en muestras pulverizadas.

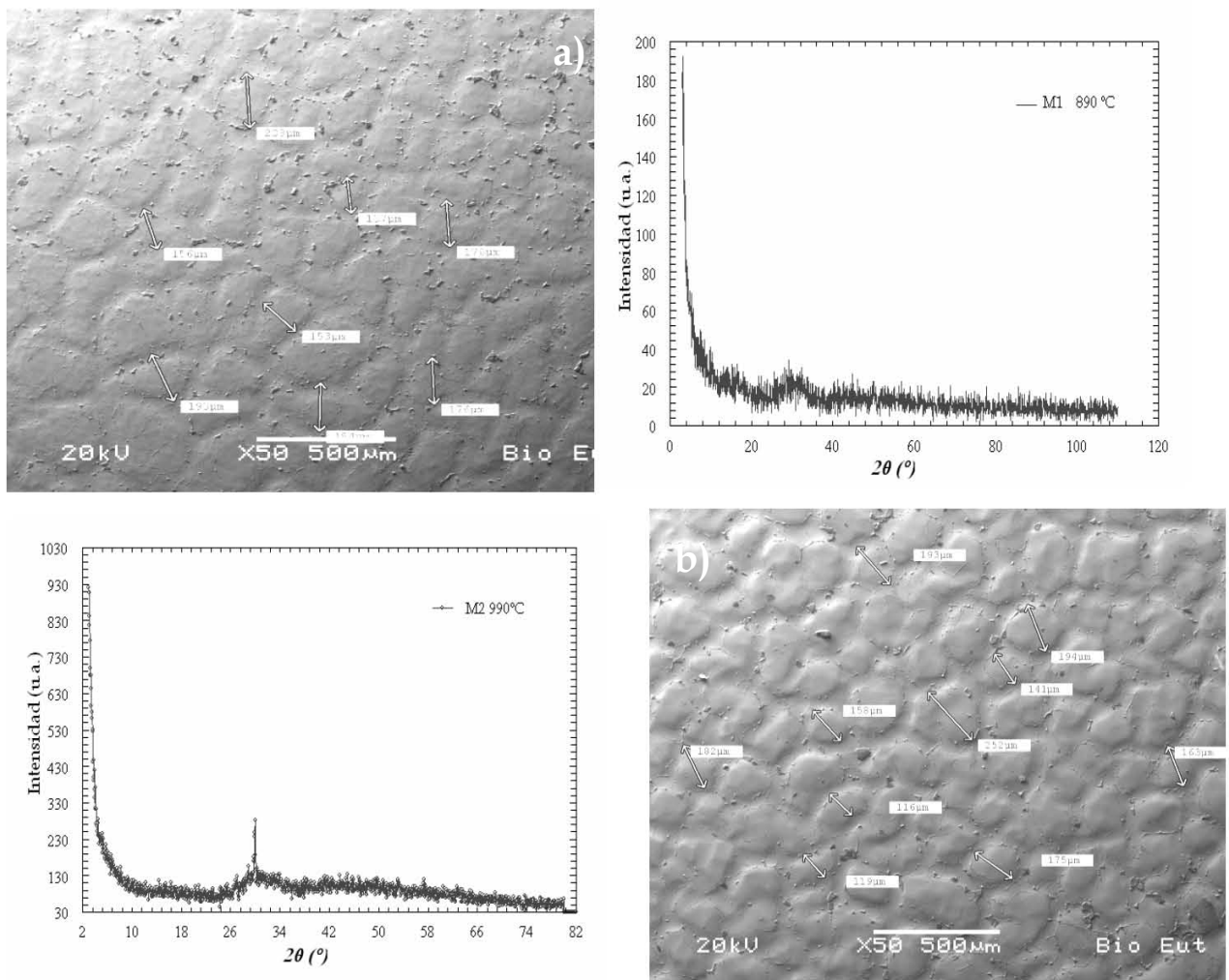


Figura 4.12. Micrografías de muestras tratadas a a) 890°C, b) 990°C, con medición de grano y con su difractograma correspondiente, fueron atacadas con una solución diluida de HCl.

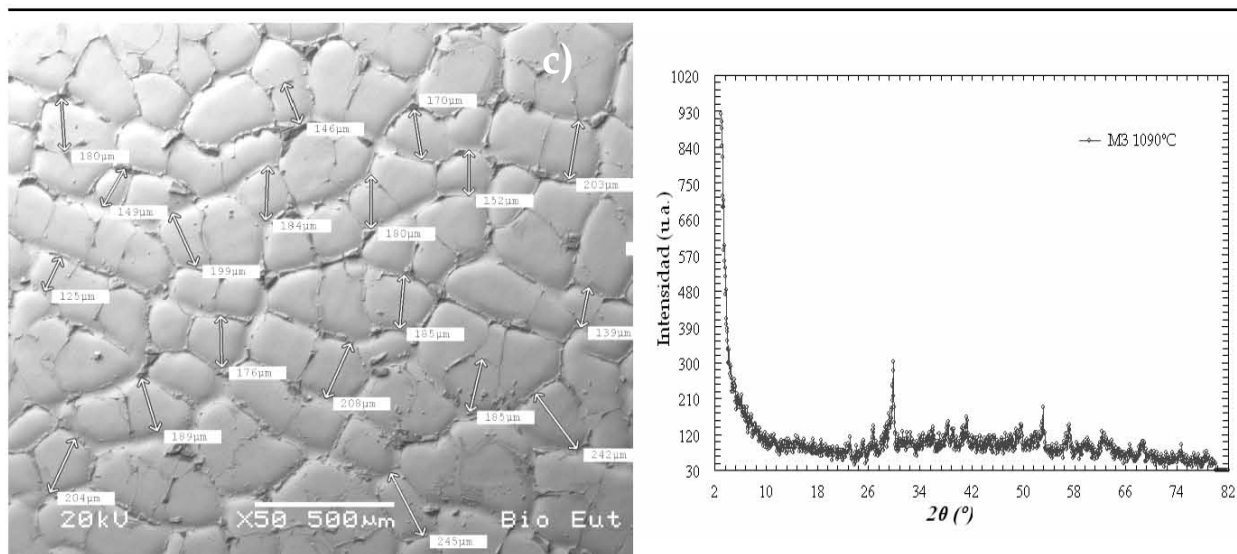


Figura 4.13. Micrografía de muestra tratada a c) 1090°C, con medición de grano y con su difractograma correspondiente, fue atacada con una solución diluida de HCl.

Es claro que la cinética de nucleación y crecimiento de los dominios constituye en sí un tema de investigación. Sin embargo, en este trabajo sólo se interesó en generar muestras bioeutéticas para determinar su Índice de Calidad y así hacer una estimación de su posible aplicación como implante biológico.

Como se vio en la Figura 4.4, los tratamientos de muestras vítreas a 1190°C y 1290°C se llevaron a la cristalización de las fases de interés, se analizó la microestructura generada en cada caso.

En la Figura 4.14 se observó la superficie de una muestra recocida a 1190°C (M4) y se atacó con HCl diluido, como se vio, con este tratamiento, efectivamente, se consiguió la estructura del Bioeutético, sin embargo, existen ciertas diferencias con la estructura que se generó a partir de un enfriamiento lento (muestra E1), en este caso, las laminillas se encontraron orientas en diferentes direcciones y su grosor es notablemente inferior, que en las muestras del tipo E1.

También se hicieron observaciones de este tipo (ver la Figura 4.15), de igual forma, se detectaron estructuras laminares con orientaciones diferentes.

En las muestras tratadas a 1290°C, Figura 4.16, la intensidad de los picos asociados con la fase fosfato Tricálcico (TCP), disminuyen notablemente, debido a la transformación de la fase α - $\text{Ca}_3(\text{PO}_4)_2$, en el rango de 1100°C a 1200°C^[4], adicionalmente, se generó cierta porosidad, Figura 4.17, y como se vio antes, a estas temperaturas se da la transformación de Wollastonita a una fase llamada ciclowollastonita, también conocida como pseudowollastonita.^[5]

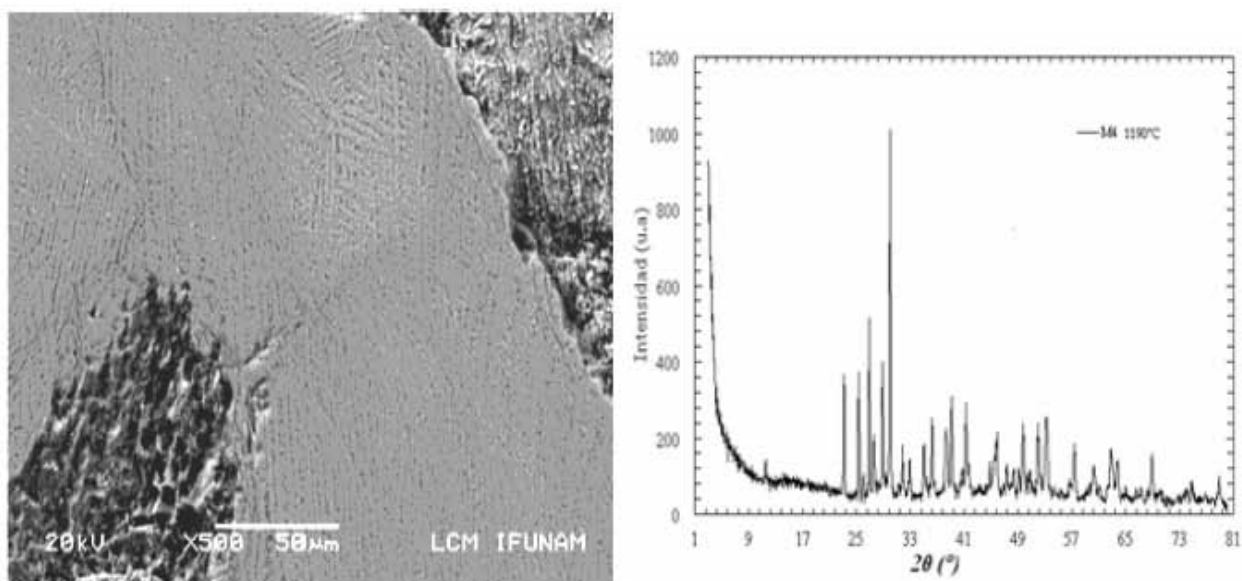


Figura 4.14. Micrografía de la muestra M4 se atacó con HCl diluido, con respectivo difractograma de rayos X

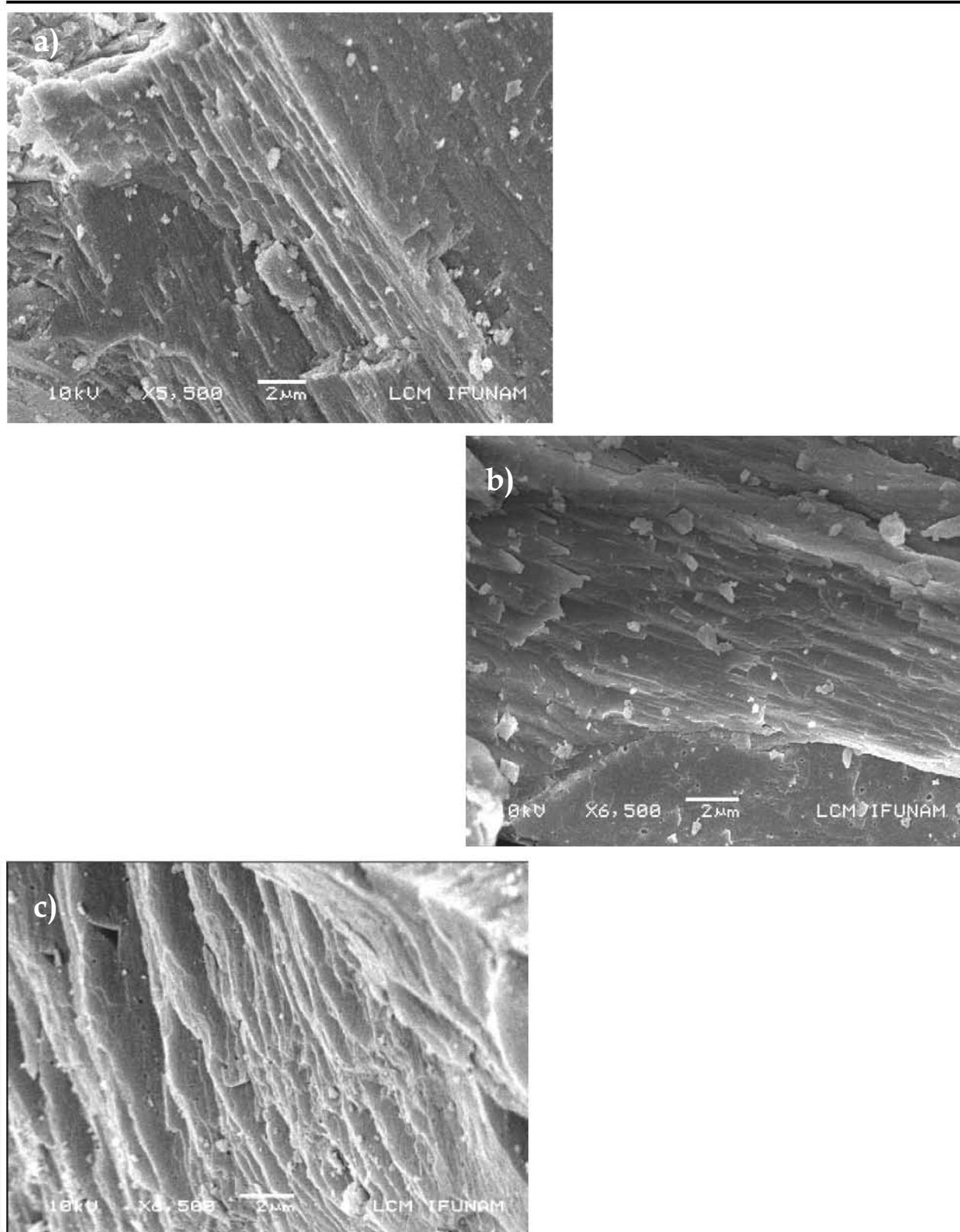


Figura 4.15. Micrografías de la muestra M4 pulverizada, se hicieron acercamientos en los granos a; a) X 5 500, b) X 6 500 y c) X 6 500 vistas en diferentes zonas.

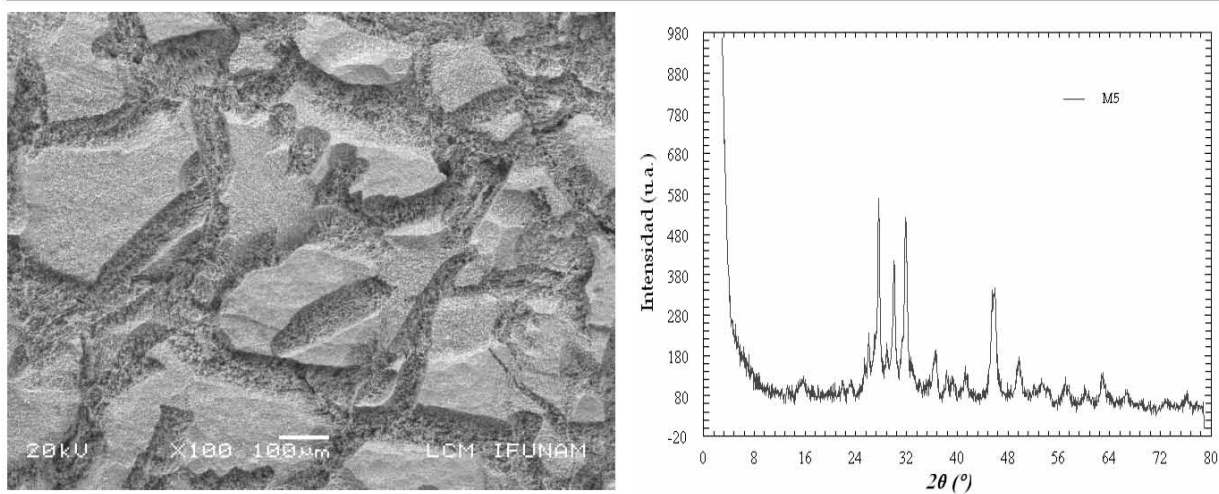


Figura 4.16. Micrografía de la muestra M5, se atacó con HCl diluido con respectivo difractograma de rayos X.

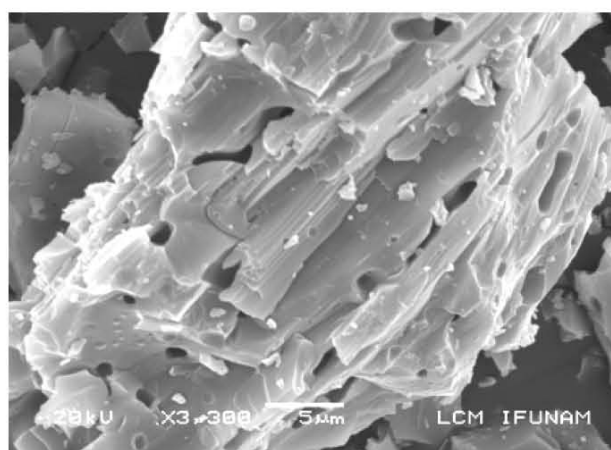
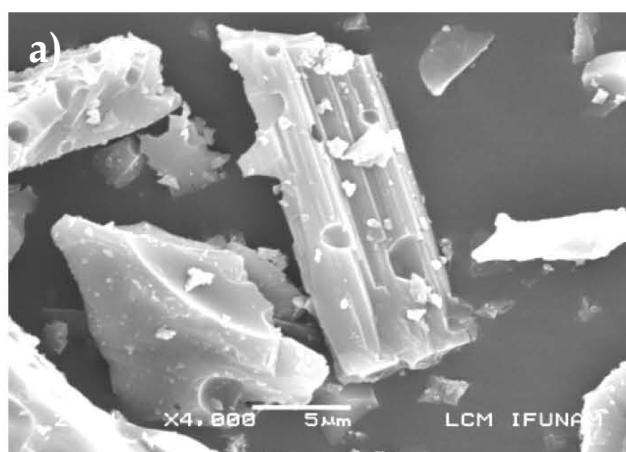


Figura 4.17. Micrografía de la muestra M5 pulverizada, se hicieron acercamientos de los granos a) X 4 000 b) X 3 300 vistos en diferentes zonas.

4.3 Índice de calidad Iq

A continuación se hizo una estimación del Índice de Calidad Iq propuesto por Hench y col.^[10] consideramos solo el caso de muestras del tipo M0, M4 y M5 que corresponden a las vitrocerámicas con fases amorfa, y mezclas cristalizadas de Wollastonita, Pseudowollastonita y Fosfato tricálcico.

En el capítulo 2 sección 2.3 el Iq se definió como:

$$Iq = \left(\frac{\sigma_{\max} \times Ib \times K_{IC}}{E} \right); \quad 2$$

si se reagrupan los términos de la siguiente forma,

$$Iq = \frac{\sigma_{\max}}{E} \times K_{IC} \times Ib; \quad 3$$

Se pudo ver que el Índice de Calidad se calculó multiplicando tres términos, dos de ellos asociados a las propiedades mecánicas y el tercero asociado a la biocompatibilidad del material de implante.

Así que:

σ_{\max}/E es una estimación de la deformación máxima que sufre el implante antes de fracturarse al aplicar una carga máxima, en donde σ_{\max} es el esfuerzo máximo a la ruptura y E es el módulo de Young que mide la rigidez.

K_{IC} es una medida de la resistencia que ofrece un material a la propagación de una grieta, es decir, está asociada con la estabilidad mecánica de defectos presentes.

4.3.1 Prueba de Compresión

En el análisis biomecánico de la resistencia de los huesos se debe considerar la resistencia a la compresión, la resistencia a la tracción, la resistencia a la flexión y la resistencia a la torsión. Se restringió nuestro estudio al caso de la resistencia a la compresión, así que se realizaron experimentos de resistencia a la compresión en muestras con forma de paralelepípedos rectangulares que se cortaron con un disco de diamante (ver capítulo 3 sección 4.3.1), como se menciona, se utilizaron muestras del tipo M0, M4 y M5. (ver Tabla 4.3)

De la ecuación 4 capítulo 3 calculamos el esfuerzo máximo ingenieril a la fractura, $\sigma_{\max} = \frac{P_{\max}}{A}$, donde P_{\max} representa la carga máxima y A el área de sección original.

Tabla 4.3 Valores de esfuerzo y deformación de las muestras vítreas y vitrocerámicas, así como los valores reportados en la literatura.^[8,10,13]

Muestras	Esfuerzo σ_{\max} (MPa)
M0	69 ± 2.56
M4	21 ± 3.21
M5	21 ± 3.42
Esfuerzo de compresión máximo , valores reportados	
Cortical	100-230
Trabecular	2-12
HA	500-1000
Biovidrio 45S5	~ 500
Vitrocerámica A/W	1080

De la Tabla 4.3, se observó que las vitrocerámicas M4 y M5, muestran menor resistencia en comparación que la muestra vítrea M0. Es probable que en estos dos casos, se tengan un alto

porcentaje de defectos (por ejemplo microgrietas) generados durante la segregación de fases y durante el proceso de enfriamiento, ya que los diferentes coeficientes de dilatación de las fases que las constituyen podrían generar tensiones internas.

Si únicamente se considera la resistencia a la compresión, la vitrocerámicas serían buen material de implante en secciones trabeculares de hueso (ver Tabla 4.3), en cambio, sólo las muestras vítreas podrían implantarse en secciones corticales.

Comparadas con otros materiales bioactivos comúnmente usados como implantes. Nuestras muestras presentaron valores muy bajos de resistencia a la compresión.

4.3.2. Modulo de Young

Se midió el modulo de Young con la técnica de Ultrasonido Láser, para posteriormente calcular el parámetro σ_{\max}/E , a partir de la siguiente ecuación, $E = \rho v^2$ en donde E es el modulo de Young, ρ es la densidad de la muestra y v^2 es la velocidad de propagación de las ondas ultrasónicas.

Así que, en nuestro caso, para medir el módulo de Young es necesaria también la densidad de las muestras:

4.3.2.1. Densidad

En la Tabla 4.4, se presentaron los resultados de la densidad experimental, obtenidos mediante ensayos de picnometría en muestras vítreas M0, y en las vitrocerámicas M4, M5. Nuevamente se utilizaron cinco muestras en cada caso para la obtención de un valor promedio. Los valores de densidad se calcularon a partir de la ecuación 2 capítulo 3.

Se observó en la Tabla 4.4. que no hay variaciones detectables entre las densidades del vidrio y de las vitrocerámicas, lo que indicó que esta prueba no es muy sensible a presencia de microdefectos en las muestras. En todos caso, los valores registrados en la literatura para otros

biomateriales están en el rango de nuestras mediciones y cercanos a los valores de ciertas secciones de hueso.

Tabla 4.4. Densidades de las muestras vítreas y vitrocerámicas así como densidades reportadas de la literatura [8,9]

Material	Densidad ρ (g/cm ³)
M0 Vidrio	2.74 ± 0.018
M4 vitrocerámica	2.738 ± 0.021
M5 vitrocerámica	2.731 ± 0.015
Densidades reportadas	
Hueso cortical	1.6-2.1
Hueso Trabecular	S/V*
Hidroxiapatita	3.16
Biovidrio	2.68
Vidrio (Potasa-plomo-silicio-sodio)	2.85-4.00
Vitrocéramica A/W	3.07

* S/V sin valor registrado

4.3.2.2. Técnica de Ultrasonido Láser

Teniendo la densidad, se midió la velocidad del sonido por medio de la técnica de Ultrasonido Láser, $v = x/t$, donde v es la velocidad del sonido, t es el tiempo de propagación de la onda y x corresponde al espesor de las muestras.

Los valores promedio de la velocidad aparecen reportados en la Tabla 4.5.

La velocidad medida en las vitrocerámicas es inferior a la que se obtuvo en las muestras vítreas. A juzgar por las variaciones detectadas, parecería que la técnica de ultrasonido láser, es más sensible a la presencia de microdefectos si la comparamos con la técnica picnométrica.

Tabla 4.5. Valores promedio de la velocidad del sonido de las muestras ensayadas.

Material	Velocidad v (m/s)
M0 Vidrio	4240 \pm 191
M4 vitrocerámica	3114 \pm 360
M5 vitrocerámica	2935 \pm 373

Con los valores de ρ y v se calculó el módulo de Young, los resultados aparecieron reportados en la Tabla 4.6. Como era de esperarse, la secuencia del módulo de Young, es la misma que la de los valores de la velocidad, ya que las densidades de los materiales bajo estudio son muy parecidas.

Tabla 4.6. Valores de E de las muestras vítreas y vitrocerámicas se obtuvieron por la técnica de Ultrasonido Láser, así como los reportados en la literatura.^[8,10,13,16]

Material	Modulo de Young E (GPa)
M0 Vidrio	46.40 \pm 0.000069
M4 vitrocerámica	23.5 \pm 0.221
M5 vitrocerámica	18.46 \pm 0.132
Módulos de Young reportados	
Cortical	7-30
Trabecular	0.05-0.56
HA	80-11
Biovidrio 45S5	35
A/W	118

Al comparar los valores obtenidos con los reportados para secciones de hueso, se encontró que desde el punto de vista elástico únicamente, los materiales investigados funcionarían razonablemente como implante en la sección cortical del hueso. A pesar de que no se reportan los tipos de pruebas y condiciones de cómo se obtuvieron los valores de los módulos de Young de los

otros biomateriales que aparecen en la Tabla 4.6, sugieren que la técnica de síntesis del material bioactivo es fundamental para conseguir valores adecuados a la aplicación que se busca, por ejemplo, la Hidroxiapatita (HA) puede tener valores de E en los rangos de 11 a 80 GPa (ver Tabla 4.6)

4.3.3. Deformación Máxima σ_{\max}/E

Con los valores de deformación máxima σ_{\max} , y modulo de Young E , se calculó el cociente σ_{\max}/E , los resultados pueden verse en la Tabla 4.7.

Los valores obtenidos para las vitrocerámicas y las muestras vítreas, son inferiores que los que se reportan para secciones corticales y trabeculares de hueso. Se consideró el cociente σ_{\max}/E como criterio para aplicaciones biomecánicas, nuestras muestras podrían usarse en secciones trabeculares.

Tabla 4.7. Valores de deformación máxima entre el modulo de Young σ_{\max}/E de las muestras vítreas y vitrocerámicas, así como los reportados en la literatura.^[8,10]

Material	σ_{\max}/E
Vidrio M0	1.5 ± 0.055
Vitrocerámica M4	1 ± 0.144
Vitrocerámica M5	1 ± 0.194
Valores reportados	
Cortical	7
Trabecular	2
HA	8
Biovidrio 45S5	14
Vitrocerámica A/W	9

4.3.4. Tenacidad a la fractura K_{IC}

El K_{IC} , se pudo calcular a partir de la ecuación de Anstis^[12] para materiales frágiles como los cerámicos^[10,12]; involucra el módulo de Young ya calculado, la microdureza, la carga aplicada y la longitud promedio de las grietas generadas durante las pruebas de microdureza. (ver capítulo 2, sección 2.4.3.)

Se midió la microdureza en muestras planas de vitrocerámica y vidrio. Se usó un microdurómetro Vickers.

A partir de la ecuación 5, capítulo 3, $HV = 1854.4 \left(\frac{P}{d^2} \right)$, se fijó la carga de aplicación P , y se midieron las diagonales haciendo un promedio, d , así se obtuvieron los valores de microdureza Vickers HV.

El valor de la carga se fijó de tal manera que se pudieran generar grietas de tamaño apreciable susceptibles de ser medidas de acuerdo al procedimiento de Anstis^[12].

Los resultados de tenacidad a la fractura experimental, se obtuvieron por medio de la ecuación 2 capítulo 3.

$$K_{IC} = 0.016 \left(\frac{E}{H} \right)^{\frac{1}{2}} \left(\frac{P}{C^{\frac{3}{2}}} \right),$$

E obtenido por la técnica de Ultrasonido Láser H , P y C que se obtuvieron por medio de las grietas generadas por una carga constante, para muestras vítreas (M0) se aplicaron cargas de 300 gf y para las vitrocerámicas M4 y M5 de 500 gf. Se obtuvieron cinco huellas por cada muestra para la obtención de un valor promedio.

Tabla 4.8. Valores de K_{IC} de los materiales estudiados y los valores K_{IC} reportados en literatura de biomateriales [8,9]

Muestra	K_{IC} (MPa*m ^{1/2})
M0	0.41 ± 0.026
M4	0.57 ± 0.019
M5	0.64 ± 0.210
Valores de Tenacidad a la fractura reportados	
Cortical	6.0
Trabecular	0.1
HA	1.0
Biovidrio 45S5	0.6
Vitrocerámica A/W	2.0

La tenacidad a la fractura es la resistencia que ofrece el material a la propagación de una grieta, de este modo, si la grieta se propaga en forma rápida, la tenacidad a la fractura es baja y el material se considera frágil, se pudo esperar este comportamiento en las muestras vítreas. En cambio, en las vitrocerámicas M4 y M5 los valores K_{IC} están por encima de las muestras tipo M0, se cree que la presencia de interfases que introducen variaciones importantes en los mecanismos de propagación de las grietas. Cuando una onda de fractura se acerca a una interfase se propaga preferentemente por las fronteras, de manera que en una distancia relativamente corta la energía se consume totalmente y la fractura quedará bloqueada.^[3] Por esta razón las vitrocerámicas muestran un ligero aumento en su tenacidad en comparación a la del vidrio, Tabla 4.8. Además, una dureza mayor esta acompañada de una tenacidad a la fractura menor, debido a la menor capacidad de deformación plástica del material bajo el indentador.^[11,14]

Finalmente, los valores de tenacidad a la fractura de nuestros materiales corresponden con los valores reportados para el hueso trabecular y del biovidrio 45S5. Bajo este criterio, es decir, apegándose a los valores de K_{IC} , tanto las vitrocerámicas como las muestras vítreas podrían usarse como implantes en secciones trabeculares de hueso.

4.3.5. Índice de Calidad Mecánico (Iq_{mec})

En la sección 4.3, se reagrupó los términos asociados a las propiedades mecánicas y a la biocompatibilidad, se tomó en cuenta en esta investigación la parte relacionada con ciertas propiedades mecánicas, a saber, el esfuerzo máximo a la ruptura σ_{max} , el módulo de Young E , y la tenacidad a la fractura K_{IC} , se pudo considerar un Iq_{mec} y se definió de la siguiente manera:

$$Iq_{mec} = \frac{\sigma_{max}}{E} \times K_{IC} \quad 4$$

En la Tabla 4.9. se presentó en forma agrupada los valores que se midieron en nuestras muestras y para comparar, también se mostraron valores reportados para ciertas secciones de hueso y otros biomateriales.

En este punto, no se encontraron diferencias notables entre los valores del Iq_{mec} de las muestras vítreas y de las vitrocerámicas, pero si se comparan nuestros valores de Iq_{mec} con los valores reportados para el hueso y otros biomateriales, se encontró que una vez más, bajo este criterio, el bioeutético en cualquiera de sus formas podría usarse como material de implante en secciones trabeculares de hueso.

Tabla 4.9. Valores de σ_{\max}/E , K_{IC} y Iq_{mec} de los materiales ensayados y de los reportados en la literatura.^[8,9,16]

Material	σ_{\max}/E	K_{IC}	Iq_{mec}
Vidrio M0	1.5 ±0.055	0.41±0.026	0.61 ±0.061
Vitrocerámica M4	1 ± 0.144	0.57 ±0.019	0.50 ±0.099
Vitrocerámica M5	1 ±0.191	0.64 ±0.210	0.72 ±0.363
Cortical	7	6.0	42
Trabecular	2	0.1	0.2
HA	8	1.0	8
Biovidrio 45S5	14	0.6	8.4
Vitrocerámica A/W	9	2.0	18

Se hizo una revisión de los resultados obtenidos hasta ahora:

- Si se toma como criterio σ_{\max} para decidir cual de nuestros materiales se puede usar como implante en hueso, se encontró que M4 y M5 podrían aplicarse en ciertas secciones trabeculares (ver Tabla 4.3).
- Si se toma el módulo de Young exclusivamente, es decir, el comportamiento elástico de nuestras muestras, se encontró que cualquiera de nuestras muestras podrían usarse en secciones corticales de hueso (Tabla 4.6).
- Si se toma el parámetro σ_{\max}/E , se encontró que se podría usar nuestras muestras como implantes en secciones trabeculares (Tabla 4.7).
- Los valores de K_{IC} que se midieron en nuestras muestras, nos indicaron también que se podrían emplear en secciones trabeculares (Tabla 4.8).
- Finalmente, el agrupamiento de todos estos valores en el (Iq_{mec}). También nos llevó a considerar que nuestros materiales podrían usarse para implantes en secciones trabeculares.

Salvo por la parte elástica, parece que sería suficiente medir cualquiera de las anteriores propiedades mecánicas para decidir acerca del uso como implante, del bioeutético que se sintetizó por el método Silceram^[2].

4.3.6. Valores del Índice de Calidad (Iq)

Sin embargo, no es suficiente el tener información respecto a la compatibilidad biomecánica del material de implante, es necesario, como se vió en el primer capítulo, tener información relacionada con la biocompatibilidad y el proceso de absorción del material de sustituto de la sección ósea. A continuación se hizo la evaluación del (Iq) propuestos por Hench y colaboradores introduciendo el (Ib) que se mencionó en el primer capítulo.

Teniendo en cuenta que no se hizo pruebas de bioactividad en nuestras muestras, se usó para nuestros cálculos valores reportados para materiales químicamente similares a el bioeutético que se sintetizó, así; para el material vítreo M0, tomamos el (Ib) del Biovidrio 45S5 (13 en este caso) y para las vitrocerámicas, el (Ib) de la vitrocerámica A/W (que es de 6).

En al Tabla 4.10. se reunió los valores del (Iq_{mec}) que reportamos en la Tabla 4.9, los valores del (Ib) para toda serie de materiales, así como los diferentes tipos de huesos, los valores de (Iq) calculados a partir del producto ($Ib \times Iq_{mec}$) para los materiales sintetizados y los materiales reportados en la literatura, así como un criterio de evaluación de la calidad del implante para cada tipo de hueso basado en el cociente de los valores de (Iq) medidos para diferentes materiales entre el (Iq) de la sección de hueso correspondiente (cortical o trabecular).

De entrada se pudo ver que nuestros valores de (Iq) a pesar de ser bajos, son cercanos a los reportados para el hueso trabecular, y si se toma el cociente $Iq(\text{bioeutético})/ Iq(\text{trabecular})$ los valores que se obtuvieron son cercanos a 1.

Para el hueso cortical, nuestros valores están muy alejados de 1, sin embargo, a juzgar por los valores reportados para otros biomateriales, ninguno parecería adecuado como implantes para secciones de hueso cortical, más aún, Hench y col.^[10] no explican que ventajas podrían tener desde

el punto de vista fisiológico y/o biomecánico valores por arriba de 1, parecería entonces, si ve la última columna, que cualquier material sería apto por aplicarlo como implante en secciones trabeculares.

Así que, ninguno de los materiales reportados es adecuado como implante para secciones corticales de hueso y “todos” podrían usarse como materiales de implante en secciones trabeculares.

Tabla 4.10. Valores del (Iq) reportados de diferentes materiales y los de nuestros materiales, sugerido por Hench y col. [10]

Fase Cerámico	Índice mecánico Iq_{mec}	Valor de Ib	Índice de calidad Iq	Iq(material) entre el	Iq(material) Entre el
				Iq(Cortical)	Iq(trabecular)
Cortical	42	13	546	1	
Trabecular	0.2	13	2.6	0.004	1
HA	8	3	24	.003	9.2
Biovidrio 45S5	8.4	13	109	0.20	42
A/W	18	6	108	0.20	41
M0 vidrio	0.61 ±0.061	13	7.91 ±0.795	0.01	4
M4 vitrocerámica	0.50 ±0.099	6	3.0 ±0.594	0.006	1.3
M5 vitrocerámica	0.72 ±0.363	6	4.3 ±1.17	0.007	1.5

4.4 Energía de Deformación Superficial (U_r)

El cálculo del ($I_{q_{mec}}$) requiere, como se vio en el apartado 4.3, de la medición de algunas propiedades físicas, que son el resultado de experimentos y cálculos que suponen ciertas aproximaciones teóricas-experimentales.

Como una alternativa para decidir la posible aplicación de un material como implante óseo, en base a su comportamiento mecánico, se propuso inicialmente medir la (U_r), que en nuestro caso sería una medida de la interacción mecánica entre el material bioactivo y el hueso durante el periodo de absorción del implante, el tiempo de absorción como ya se vio, esta vinculado con el (I_b).

Como se vio en el capítulo 2, sección 2.5 experimentalmente es relativamente sencillo determinar la (U_r) y como esta engloba parámetros mecánicos como el comportamiento elástico y la dureza entre otros, se tendría una referente razonable para decidir cual es material de implante más adecuado.

A continuación se presentaron los resultados de las mediciones de (U_r) en diferentes materiales incluyendo el material vítreo y las vitrocerámicas que se sinterizaron, se compararon los valores obtenidos con algunas mediciones del (U_r) hechas en secciones de hueso cortical y trabecular de bovino. El procedimiento se describió en el capítulo 3, sección 3.6. siguiendo al análisis teórico presentado en capítulo 2, sección 2.5.

En las gráficas de las Figuras 4.18 y 4.19 aparecen las curvas obtenidas a partir de pruebas de Indentación Instrumentada en tres materiales distintos, aluminio, latón y carburo de silicio sinterizado, en todos los casos se apreció claramente un comportamiento elásto-plástico, siendo más dúctil el aluminio por tener el valor de (U_r) más alto. Con estos experimentos se verificó que el procedimiento y nuestro dispositivo experimental son aceptables para medir la (U_r) de acuerdo a lo descrito por Sakai.^[14,15] En la Tabla 4.11 se resumió los cálculos de (U_r) correspondientes.

Tabla. 4.11. La (U_r) de diferentes materiales.

Carga (N)	Energía de Deformación Superficial U_r (J)		
	D1 Aluminio	D2 Latón	D3 Carburo de silicio
20	0.034±0.004	0.022±0.003	0.001±0.004
35	0.283±0.005	0.145±0.002	0.040±0.005
50	0.588±0.006	0.285±0.001	0.088±0.002

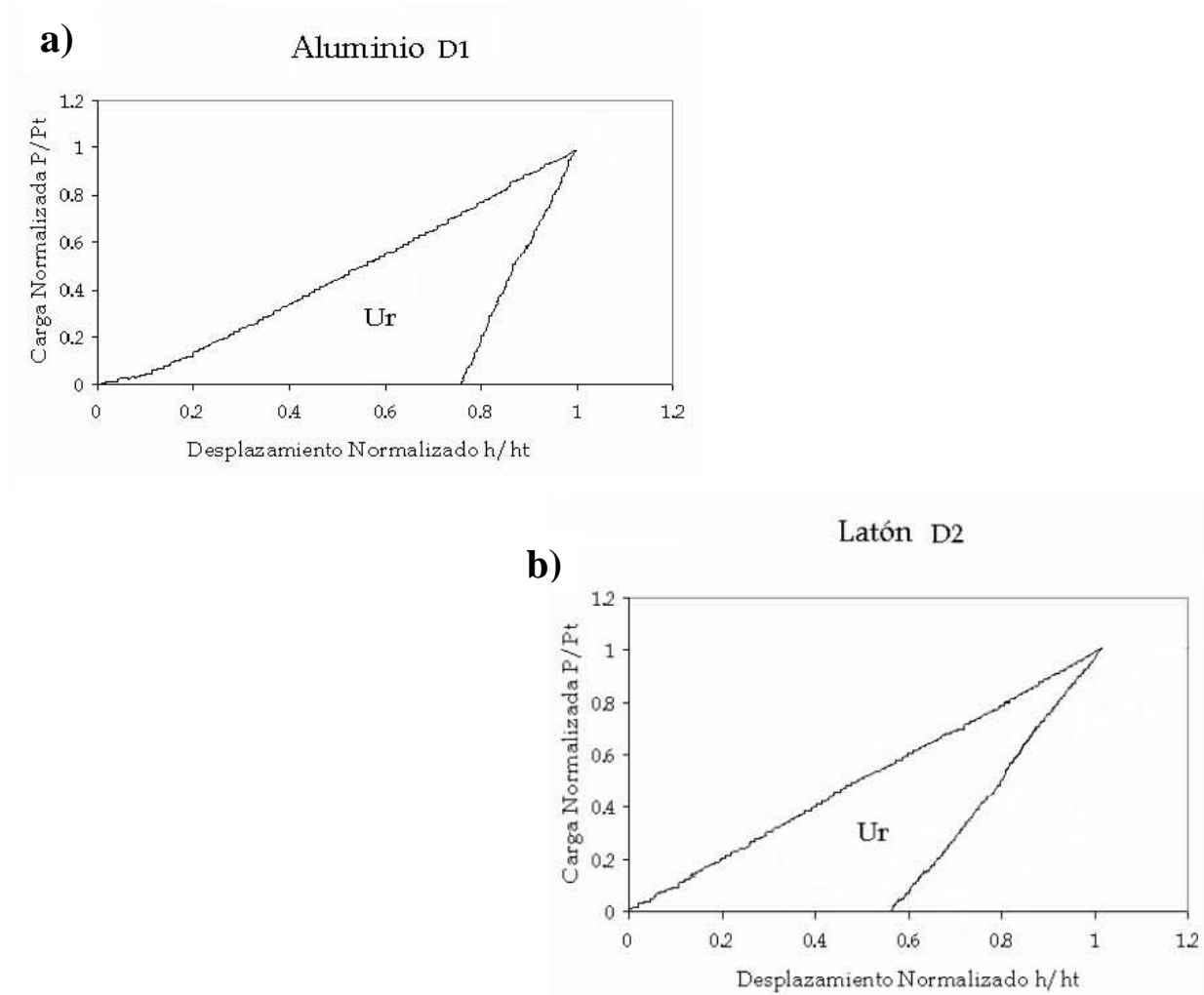


Figura 4.18. Graficas normalizada del a) Aluminio D1, b) Latón D2; Se graficó la carga P / carga máxima P_t vs profundidad/ profundidad máxima h_t . Carga 20N

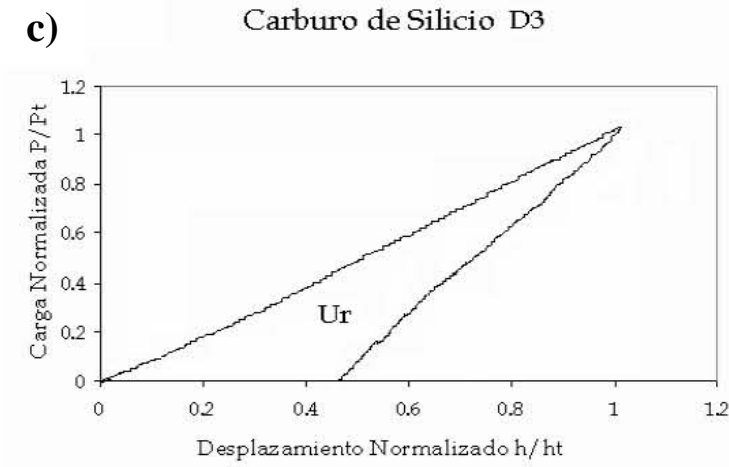


Figura 4.19. Grafica normalizada del c) SiC D3; Se graficó la carga P / carga máxima P_t vs profundidad/profundidad máxima h_t . Carga 20N

En las Figura 4.20 y 4.21 se presentaron algunas pruebas de Indentación Instrumentada que se realizaron al hueso de bovino; a) cara lateral y b) cara transversal.

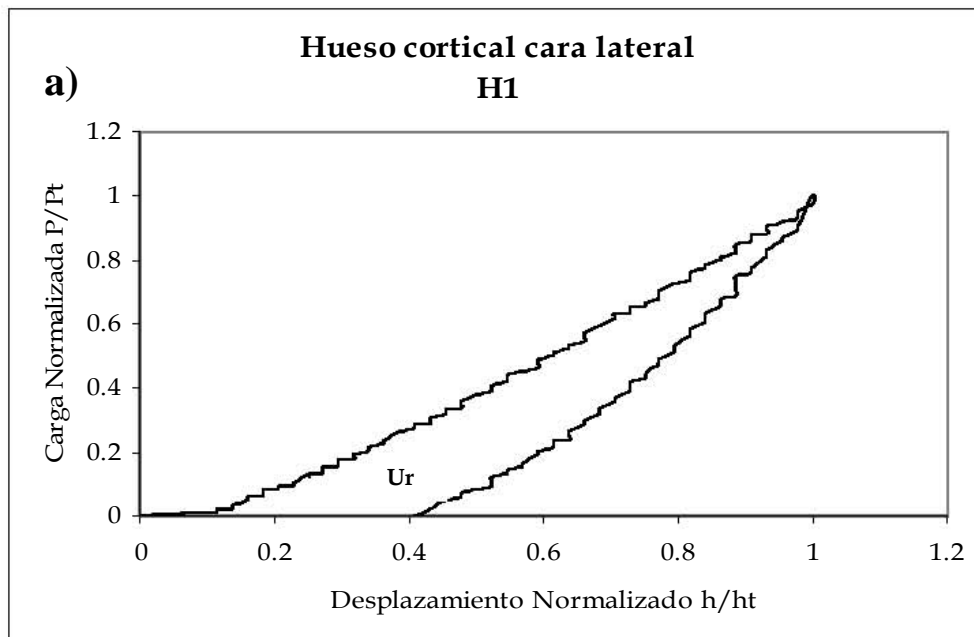


Figura 4.20. Grafica normalizada del Hueso cortical de bovino a) cara lateral H1, Se graficó la carga P / carga máxima P_t vs profundidad/profundidad máxima h_t . Carga 20N.

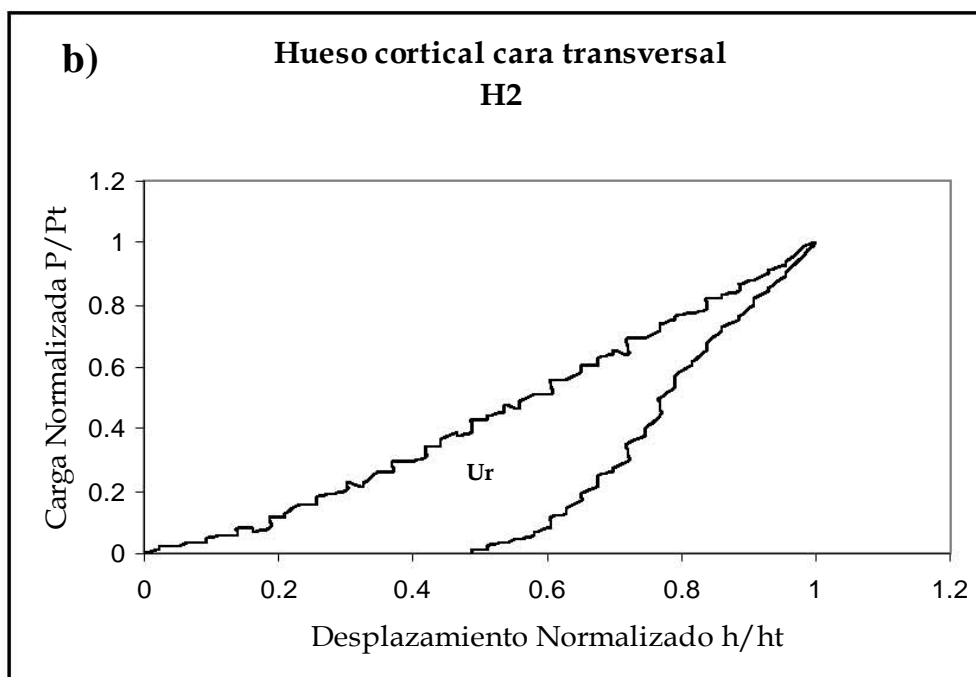


Figura 4.21. Grafica normalizada del Hueso cortical de bovino, b) cara transversal H2; Se graficó la carga P / carga máxima P_t vs profundidad/profundidad máxima h / h_t . Carga 20N.

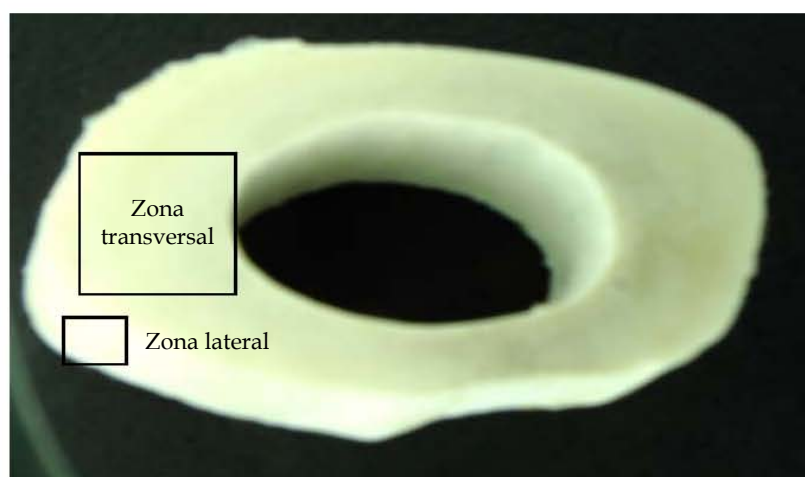


Figura 4.22. Hueso cortical de bovino cara transversal, zonas de prueba marcadas, lateral y transversal.

En el caso de la sección trabecular de hueso, los experimentos muestran mayor (U_r) que en las secciones corticales anteriores, ver Figura 4.23. Es claro que este resultado está relacionado con la microestructura de cada sección. Si se comparan las fotografías (Figura 4.22 y Figura 4.24) se pueden dar cuenta que el tamaño de poros presentes es diferente para cada sección, mucho mayor en la porción trabecular de la Figura 4.24. De hecho, el aspecto de la sección trabecular es similar a la que se observó en algunas espumas cerámicas o metálicas. Se podría entonces considerar a la sección trabecular de hueso como una “bioespuma”.

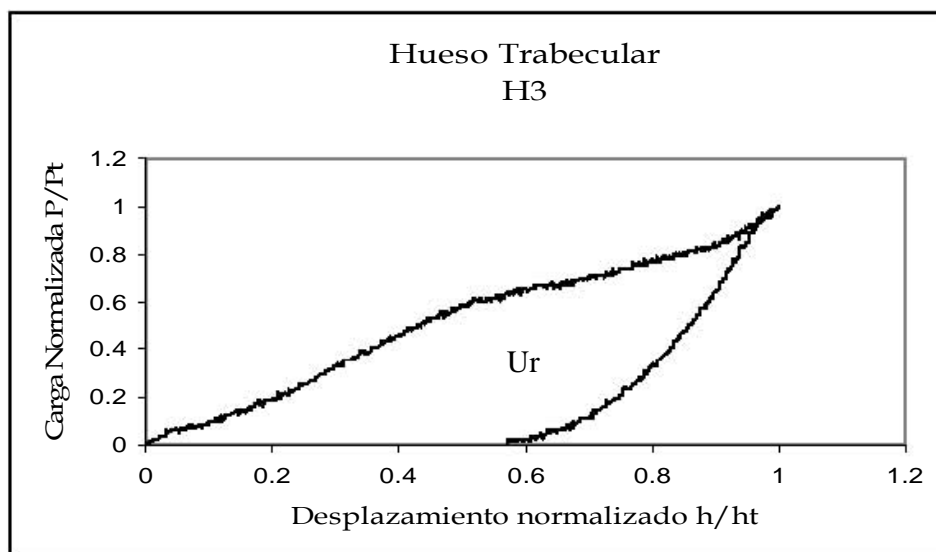


Figura 4.23. Gráfica normalizada del Hueso trabecular de bovino; Se graficó la carga P / carga máxima P_t vs profundidad/ profundidad máxima h_t . Carga 20N.

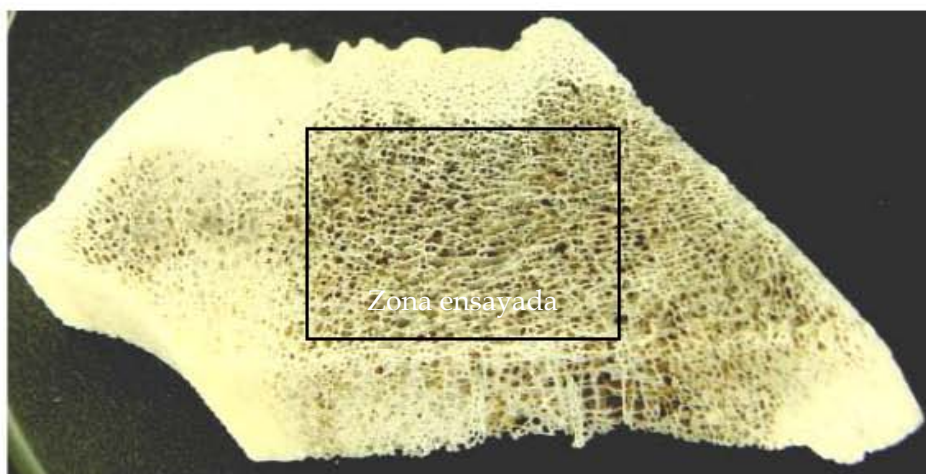


Figura 4.24. Hueso trabecular de bovino

La curva de la Figura 4.23, muestra un comportamiento análogo al de una espuma metálica, (Figura 4.25), cuando se deforma en compresión. Inicialmente se presentó una región de endurecimiento, hasta que se rebasa el límite elástico, esto sucedió cuando las celdas de las espuma empiezan a colapsarse, después se observó una zona de gran deformación plástica con poco esfuerzo aplicado y al final se presentó una región de endurecimiento asociado con la densificación de la muestra, al completarse el colapso de las celdas.

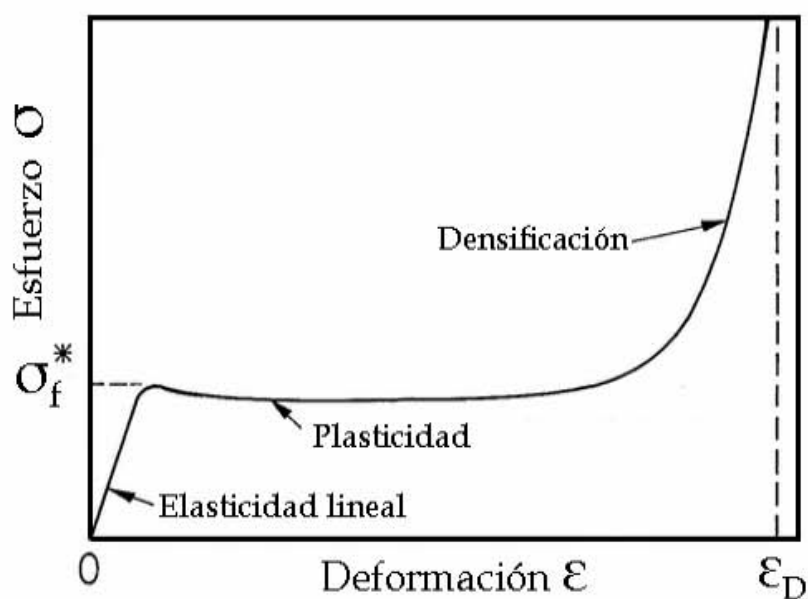


Figura 4.25. Comportamiento mecánico de una espuma metálica en prueba de compresión.^[17]

En nuestros experimentos, este comportamiento fue más claro cuando se aumentó los niveles de carga máxima aplicada. En la Figura 4.23. se presentó el caso de una muestra de sección trabecular de hueso en el que la carga máxima durante la prueba de indentación fue de 50N.

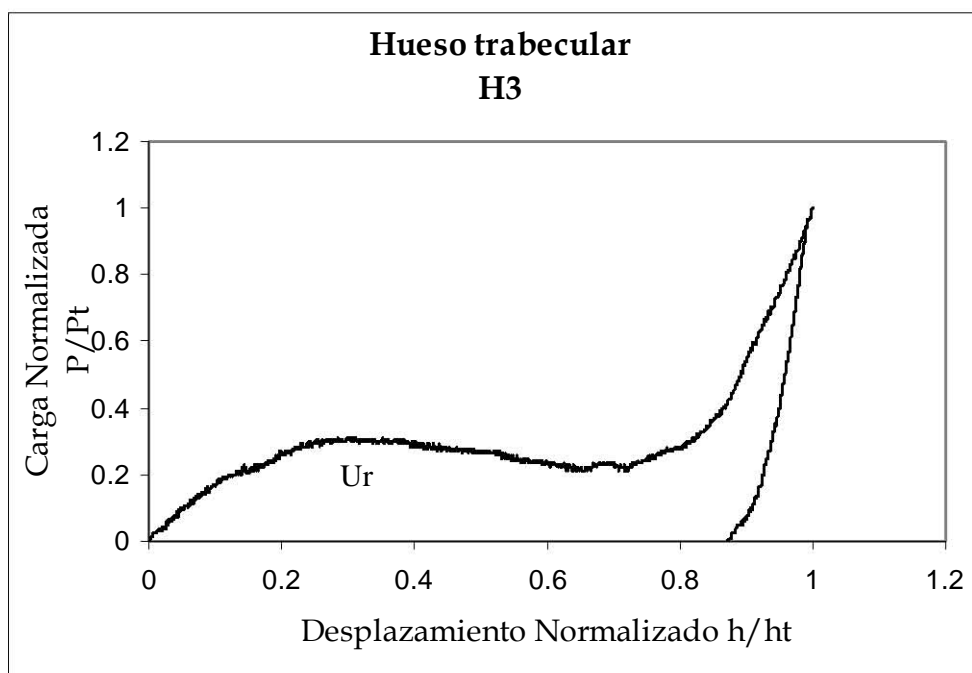


Figura 4.26. Grafica normalizada del Hueso trabecular de bovino; Se graficó la carga P / carga máxima P_t vs profundidad/profundidad máxima h . Carga 50N.

Una vez que se determinó el comportamiento de las diferentes secciones de hueso ante las pruebas de Indentación Instrumentada, se procedió a hacer la caracterización de nuestros materiales aplicando la misma técnica. Aunque los experimentos se realizaron para tres cargas máximas, 20N, 30N y 50N, sólo se presentaron las gráficas, correspondientes a una carga máxima de 20N, para valores superiores, nuestras muestras sufrían fracturas que impedirían hacer una estimación adecuada de la energía de deformación, así que los resultados que se presentaron corresponden a los casos más favorables.

A juzgar por la forma de las gráficas que se obtuvieron, Figuras 4.27, 4.28 y 4.29, se pudo decir que ninguno de nuestros materiales investigados mostró un comportamiento similar al de la sección trabecular de hueso, sólo las vitrocerámicas del tipo M4 y M5, se comportaron como las dos secciones corticales investigadas. Sin embargo, al hacer los cálculos de las energías absorbidas en el proceso de indentación, se encontró que bajo este criterio sólo la vitrocerámica del tipo M4 se podría considerarse como implante en secciones laterales de hueso cortical. (ver Tabla 4.12)

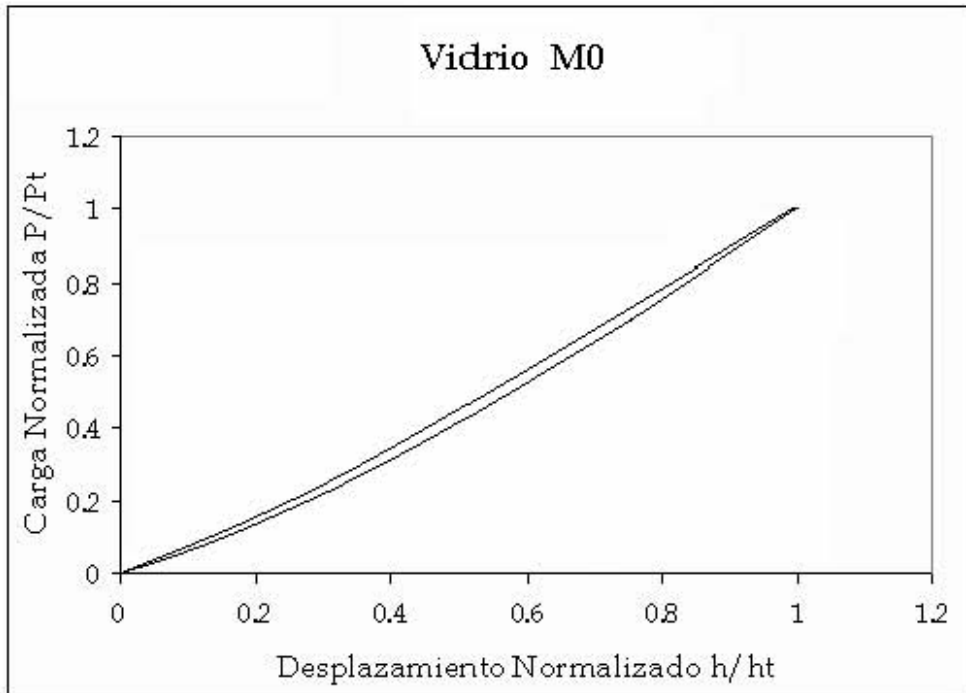


Figura 4.27. Grafica normalizada del vidrio M0; Se graficó la carga P / carga máxima P_t vs profundidad/profundidad máxima h_t . Carga 20N.

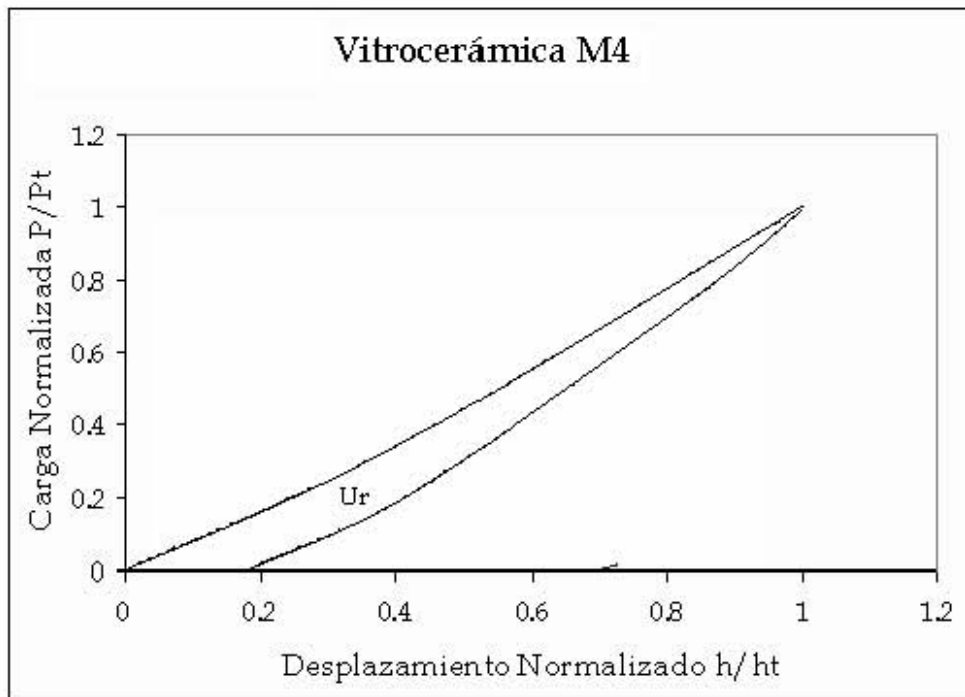


Figura 4.28. Grafica normalizada de la Vitrocerámica M4; Se graficó la carga P / carga máxima P_t vs profundidad/profundidad máxima h_t . Carga 20N.

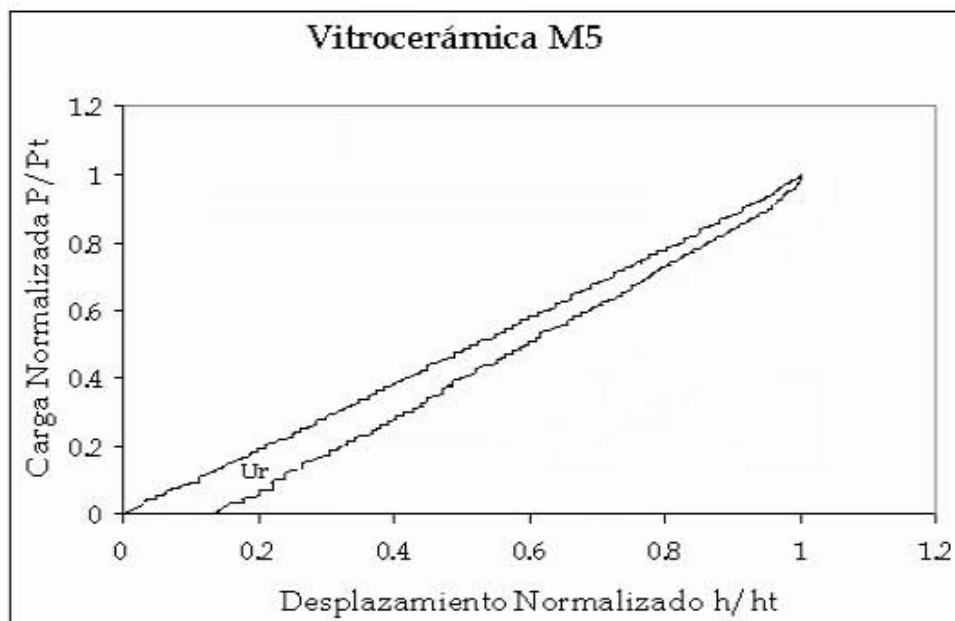


Figura 4.29. Grafica normalizada de la Vitrocerámica M5; Se graficó la carga **P**/ carga máxima **Pt** vs profundidad/profundidad máxima **ht**. Carga 20N.

Tabla 4.12. Valores de la (**Ur**) de la muestras vítreas y vitrocerámicas como del hueso de bovino.

Carga (N)	Energía de Deformación Superficial Ur (J)					
	M0 Vidrio	M4 Vitrocerámica	M5 Vitrocerámica	H1 Hueso cortical lateral	H2 Hueso cortical transversal	H3 Hueso trabecular
20	1.1E-5 ±6E-06	2.4E-04 ±7E-05	1.04E-05 ±4E-06	9.89E-04 ±2E-05	2.5E-03 ±2E-04	1.65E-02 ±9E-03
35	2.1E-05 ±1E-06	2.5E-03 ±6E-04	7.84E-05 ±3E-06	3.19E-03 ±3E-04	3.5E-02 ±1E-03	6.76E-01 ±8E-02
50	3.0E-05 ±1E-06	1.8E-03 ±5E-04	1.58E-04 ±2E-05	6.01E-03 ±1E-04	7.59E-02 ±5E-03	1.299 ±1E-01

Nuestras muestras vítreas y vitrocerámicas presentaron en general una (Ur) pequeña en comparación con la del hueso trabecular y cortical, por lo que no son capaces de absorber grandes cantidades de energía que sería lo adecuado para el amortiguamiento durante su funcionamiento biomecánico, mientras sucede la absorción del material y es sustituido por nuevo tejido óseo.

Capítulo 5

Conclusiones y Recomendaciones

Conclusiones

Al aplicar la técnica de Silceram se pudo sintetizar las cerámicas bioeutéticas a una temperatura de tratamiento térmico de 1190 °C por debajo del eutéctico.

A partir de su caracterización química, se pudo observar la presencia de las dos fases la W el TCP, así como el proceso de cristalización. En cuanto a la microestructura, se observaron las laminillas características de un eutéctico, así como los dominios con estructura eutéctica.

También se estimó el índice de calidad mecánico y el índice de calidad de las vitrocerámicas con más presencia de fases cristalinas asociadas al bioeutético. En principio se puede concluir que podrían ser utilizadas para implantes en secciones de hueso trabecular, bajo el supuesto de que el Índice de Bioactividad que presentaran fuera equiparable a los valores reportados para otros biomateriales.

Al ser evaluado el cociente del Índice de Calidad de las secciones de hueso con los biomateriales, se encontró que cualquiera de los materiales reportados serviría en secciones trabeculares y prácticamente ninguno para secciones corticales, por lo tanto, el criterio de Hench es una aproximación que no ofrece una respuesta definitiva a la laboriosa evaluación de todas las propiedades mecánicas involucradas.

Como alternativa para decidir la viabilidad de un implante se propuso la prueba de Indentación Instrumentada, la cual nos permite medir la Energía de Deformación de dos materiales en contacto a través de una fuerza de compresión. A partir de este procedimiento se encontró que la vitrocerámica tratada térmicamente (M4), sería la mas adecuada para transplantes en zonas de

hueso cortical lateral, sin embargo, ninguno de nuestros materiales podría, bajo este criterio, ser utilizado como implante en zonas trabeculares.

Recomendaciones

La síntesis del bioeutético por la técnica Silceram no es recomendable para aplicaciones en implantes. Se tendría que explorar otros procesos de síntesis para generar estructuras similares a las secciones de hueso a implantar y una primera caracterización de los implantes fabricados, sería a través de las pruebas de Indentación Instrumentada y posteriormente podrían aplicarse otros criterios como el de Hench.

Para implantes en secciones trabeculares lo más recomendable es sintetizar el bioeutético en forma de espuma cerámica y posteriormente hacer una evaluación, tal vez un material compuesto de espuma con algún polímero bioinerte o colágeno, tendría mejores resultados para aplicaciones en hueso trabecular, ya que las estructuras porosas llenas de fluidos son el mejor sistema biomecánico para absorber la energía procedente de los impactos como se ve en el hueso esponjoso.

Sería conveniente fabricar los implantes no solo con la arquitectura correspondiente a la estructura de la sección a implantar, si no también se debería tomar en cuenta aspectos biomecánicos como, los esfuerzos de trabajo en tensión, compresión, torsión. En este trabajo sólo se analizó el caso de las microestructuras vítreas y eutécticas y de su caracterización para aplicaciones biomecánicas en compresión.

Bibliografía

Introducción

1. Hench L.L, 1991, Bioceramics: From concept to clinic, Journal American Ceramic Society, vol. 74, pp. 1487-1510.
2. Ratner B. D, Hench L. L, 1999, Perspectives on biomaterials, Solid State and Materials Science, vol. 4, pp. 379-380.
3. Hench L. L, Splinter RJ, Allen WC, 1971, Bonding mechanisms at the interface of ceramic prosthetic materials, Journal of Biomedical Materials Reseach, vol.5, Issu 6, pp 117-141.
4. Wanpeng Cao, Hench L.L, 1996, Bioactive materials, Ceramics International, vol. 22, pp. 493-507.
5. P.N. De Aza, P. N. F. Guitian, 1955, Phase diagram of wollastonite-tricalcium phosphate, Journal American Ceramic Society, vol. 78, pp. 1653-1656.
6. P.N. De Aza, P. N. F. Guitian, 1997, Bioeutectic: a new ceramic material for human bone replacement, Biomaterials, vol. 18, pp. 1285-1291.
7. P.N. De Aza, F.Guitian, 1998, A new bioactive material which transforms *in situ* into hydroxyapatite, Acta metallurgica et materialia, vol. 4, No. 7, pp. 2541-2549.

8. P.N. De Aza, A. H. De Aza, S. De Aza, 2005, Crystalline bioceramic Materials, Boletín de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio, vol. 44, No. 3, pp. 135-145.
9. Tesis de Doctorado, Navarro Toro Melba Eugenia, 2003, Desarrollo y caracterización de Materiales Biodegradables para regeneración ósea. Universidad Politécnica de Cataluña, Departamento de ciencia de materiales y ingeniería metalúrgica, E.T.S Ingeniería Industrial de Barcelona España, pp. 1-39.
10. S. Lopez-Esteban, E. Saiz, 2003, Bioactive glass coatings for orthopedic metallic implants, Journal of the European Ceramic Society, vol. 23, pp. 2921-2930.
11. R.D. Rawlings, J.P. Wu, A.R. Boccaccini, 2006, Glass-ceramics: Their production from wastes-A Review, Journal Materials Science, vol. 41, pp. 733-761.
12. I.D. Thomposon and L.L Hench, 1998, Mechanical properties of bioactive glasses, glass-ceramics and composites, Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part H: Journal of Engineering in Medicine, vol. 212, No. 2, pp. 127-136.
13. M.Sakai, 2003, Mechanical Probe for Micro-/Nano-characterization, Carbon Alloys, Elsevier, Eds, Chapter 22, pp. 351-383.

Bibliografía

Capitulo 1

1. Latarjet M. Ruiz L.A, 1995, Anatomía Humana, Editorial Panamericana, Buenos Aires Argentina, pp. 56-81.
2. Tesis de Licenciatura, Aguirre Beltrán Luís Fernando, 2002, Estudio Calorimétrico de colágena tipo I presente en hueso y su aplicación como técnica de análisis de restos óseos de interés arqueológico y paleontológico, Universidad Nacional Autónoma de México, Facultad de ciencias, México D.F, pp. 7-35.
3. Tesis de Licenciatura, Valencia Vera Rafael, 2006, Análisis biomecánico de una prótesis tumoral no convencional de hombro mediante el método finito. Universidad Nacional Autónoma de México, Facultad de Ingeniería, México D.F, pp. 6-46.
4. Tesis de Doctorado, Navarro Toro Melba Eugenia, 2005, Desarrollo y caracterización de Materiales Biodegradables para regeneración ósea. Universidad Politécnica de Cataluña, Departamento de ciencia de materiales y ingeniería metalúrgica, E.T.S Ingeniería Industrial de Barcelona. España, pp. 1-39.
5. Hench L. L, Splinter RJ, Allen WC, 1971, Bonding mechanisms at the interface of ceramic prosthetic materials, Journal of Biomedical Materials Research, vol.5, Issu 6, pp 117-141.

6. Hench L. L, 1991, Bioceramics: From concept to clinic, *Journal American Ceramic Society*, vol. 74, pp. 1487-1510.
7. T. Kokubo, H. Kim, 2003, *Ceramics for Biomedical Applications. Handbook of advanced ceramics*, Elsevier Inc, Cap. 14, pp. 385-416.
8. Mari A. Eduardo, 1993, *Los materiales cerámicos*, Editorial Alsna, Buenos Aires, Argentina. 1 edición, pp. 4-22, 107-141, 181-198.
9. Wanpeng Cao, Hench L.L, 1996, Bioactive materials, *Ceramics International*, vol. 22, pp. 493-507.
10. I.D. Thomposon and L.L Hench, 1998, Mechanical properties of bioactive glasses, glass-ceramics and composites, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part H: Journal of Engineering in Medicine*, vol. 212, No. 2, pp. 127-136.
11. Larry L. Hench, 1998, *Biomaterials: a forecast for the future*, *Biomaterials*, vol. 19, pp. 1419-1423.
12. P.W. Mcmillan, 1979, *Glass-Ceramics*, Academia Press, Londres Inglaterra 1 edición, pp. 7-153.
13. López T, Martínez A, 1992, *El mundo mágico del vidrio*, Fondo de Cultura Económica (FCE), Colección la ciencia para todos, pp. 18-30
14. Tesis de maestría, Tejeda Cruz Adriana, 2003, *Obtención y estudio de cerámicas a base de fosfatos y silicatos de calcio con fines biológicos y médicos*. Universidad Nacional Autónoma de México, Instituto de Investigaciones en Materiales, México D.F, pp. 13-17.

-
15. S. Kotani, Y. Fujita, 1991, Bone bonding mechanism of β -tricalcium phosphate, *Journal of Biomedical Materials Research*, vol. 25, pp. 1303-1315.
 16. M. Watanabe, M. Tanaka, 2006, Development of calcium phosphate cement, *Journal of European Ceramic Society*, vol. 26, pp. 549-552.
 17. Kokubo T, Hyun-Min, Kim, 2003, Novel bioactive material with different mechanical properties, *Biomaterials*, vol. 24, pp. 2161-2175.
 18. Kokubo T, 1990, Surface Chemistry of bioactive glass-ceramics, *Journal of Non-Crystalline Solids*, No. 120, pp. 138-151.
 19. P.F. James, 1995, Glass ceramic, new compositions and uses, *Journal of Non-Crystalline Solids*, No. 181, pp 1-15.
 20. R.D. Rawlings, J.P. Wu, A.R. Boccaccini, 2006, Glass-ceramics: Their production from wastes-A Review, *Journal Materials Science*, vol. 41, pp. 733-761.
 21. P.N. De Aza, P. N., F. Guitian, 1955, Phase diagram of wollastonite-tricalcium phosphate, *Journal American Ceramic Society*, vol. 78, pp. 1653-1656.
 22. P.N. De Aza., F.Guitian, 1997, Bioeutectic: a new ceramic material for human bone replacement, *Biomaterials*, vol. 18, pp. 1285-1291.
 23. P.N. De Aza., F.Guitian, 1998, A new bioactive material which transforms *in situ* into hydroxyapatite, *Acta metallurgica et materialia*, vol. 4, No. 7, pp. 2541-2549.
 24. P.N. De Aza, A. H. De Aza, 2005, Crystalline bioceramic Materials, *Boletín de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio*, vol. 44, No. 3, pp. 135-145.

25. Ullmann's, 1993, Encyclopedia of Industrial Chemistry, Editorial Advisory Board, U.S.A, vol. A23, pp. 391-399.
26. R.Chang, 2002, W. Collage, Química, editorial McGraw-Hill, México, 7 edición, pp. 499-505.
27. K. de Groot, C.P.A.T. Klein, 1983, Chemistry of calcium phosphate bioceramics, CRC Handbook of Bioactive Ceramics, Boca Raton, FL, vol. II, pp. 3-15.
28. E. Salernitano, C. Migliaresl, 2003, Composite materials for biomedical applications: a review, Journal of Applied Biomaterials and Biomechanics, No. 1, pp. 3-18.
29. M. Watanabe, M. Tanaka, 2006, Development of calcium phosphate cement, Journal of European Ceramic Society, vol. 26, pp. 549-552.
30. A. F. Tencer, E. C. Shors,1990, Mechanical and biological properties of a porous polymer-coated coralline ceramic, CRC Handbook of Bioactive Ceramic, vol. II, pp. 209-219.
31. E. Damien, P.A. Revell, 2004, Coralline hydroxyapatite bone graft substitute: A review of experimental studies and biomedical applications, Journal of Applied Biomaterials and Biomechanics, No. 2, pp. 65-73.

Bibliografía

Capitulo 2

1. Tesis de Maestría, Quinto Hernández Alfredo, 2001, Cerámicas obtenidas de compuestos de calcio y ZrO_2 para futuras aplicaciones medicas, Universidad Nacional Autónoma de México, Facultad de química, México D.F, pp. 1-9.
2. T. Kokubo, Hyun-Min, 2003, Novle bioactive materiales with different mechanical properties, *Biomaterials*, vol. 24, pp. 2161-2175.
3. Larry L. Hench, 1991, Bioceramics: From concept to clinic, *Journal American Ceramic Society*, vol. 74, pp. 1487-1510.
4. I.D. Thomposon, L.L Hench, 1998, Mechanical properties of bioactive glasses, glass-ceramics and composites, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part H: Journal of Engineering in Medicine*, vol. 212, No. 2, pp. 127-136.
5. Wanpeng Cao, Hench L.L, 1996, Bioactive materials, *Ceramics International*, vol. 22, pp. 493-507.
6. Tesis de Doctoral, Sanzana Salamanca Edgardo Santiago, 2004, Estudio comparativo de la utilidad de los cementos y vidrios basados en fosfatos de calcio como sustitutivos óseos en defectos cavitarios experimentales, Universidad de Barcelona, Facultad de Medicina, España, pp. 1-88.
7. Donalds R. Askeland. 2000, *Ciencia e Ingeniería de los materiales*, Internacional Thomson Editores, México, 3 edición, pp. 130-168.

-
8. V. Rajendran, A. Nishara, 2002, Microstructural dependence on relevant physical-mechanical properties on $\text{SiO}_2\text{-Na}_2\text{O-CaO-P}_2\text{O}_5$ biological glasses, *Biomaterials*, 2002, vol. 23, pp. 4263-4275.
 9. P.W. Mcmillan, 1979, *Glass-Ceramics*, Academia Press, Londres Inglaterra 1 edición, pp. 155-199.
 10. E 384 Standars, 1999, Test Method for Microindetation Hardness of Materials, *Annualbook of ASTM Standards Vol. 03.01, U.S.A*, pp. 426-450.
 11. C 1327, 1996a, Standars Test Method for Vickers Indentation Hardness of Advanced Ceramic, *Annualbook of ASTM Standards vol. 14.02, U.S.A 1996a*, pp. 561-568.
 12. G. R. Anstis, P. Chantikul, 1981, A Critical Evaluation of Indentation Techniques for Measuring Fracture Toughness: I, Direct Crack Measurements, *Journal American Ceramic Society*, 1981,vol. 64, pp. 533-538.
 13. J. Meza, C. Chávez, 2003, Estimación de la tenacidad a la fractura mediante el método de indentación, *DYNA*, 2003, No. 139, pp. 53-58.
 14. M.Sakai, 1993, Energy principle of the indentation-induced inelastic surface deformation and hardness of brittle materials, *Acta metallurgia et materialia*, 1993, vol. 43, pp. 1751-1758.
 15. M.Sakai, 2003, Mechanical Probe for Micro-/Nano-characterization, *Carbon Alloys*, Elsevier, 2003, Eds, Chapter 22, pp. 351-383.

Bibliografía

Capitulo 3

1. I.D. Thomposon and L.L Hench, 1998, Mechanical properties of bioactive glasses, glass-ceramics and composites, Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part H: Journal of Engineering in Medicine, 1998, vol. 212, No. 2, pp. 127-136.
2. Tesis de Licenciatura, Gamboa Espinosa Gabriel Vicente, 2003, Fusión de materiales por técnicas de radiofrecuencia y reflectividad, Universidad Nacional Autónoma de México, Facultad de Estudios Superiores Cuautitlán. México D.F, pp. 5-53.
3. Mari A. Eduardo, 1993, Los materiales cerámicos, Editorial Alsna, Buenos Aires, Argentina. 1 edición, pp. 4-22, 107-141, 181-198.
4. P.W. Mcmillan, 1979, Glass-Ceramics, Academia Press, Londres Inglaterra 1 edición, 1979, pp. 7-153.
5. Douglas A. Skoog, Análisis Instrumental, McGraw-hill interamericana editores, 4 edición, 1998, España, pp. 666-670, 443-446.
6. Donalds R. Askeland, 2000, Ciencia e Ingeniería de los materiales, Internacional Thomson Editores, 3 edición, pp. 130-168.
7. E 384 Standars, 1999, Test Method for Microindetation Hardness of Materials, Annualbook of ASTM Standards vol. 03.01, U.S.A, pp. 426-450

-
8. C 1327 Standars, 1996a, Test Method for Vickers Indentation Hardness of Advanced Ceramic, Annualbook of ASTM Standards vol. 14.02, U.S.A 1996a, pp. 561-568
 9. C 1421 Standars, 2001b, Test Method for Determination of fracture Toughness of Advance Ceramics at Ambient Temperature, Annualbook of ASTM Standards vol. 14.02, U.S.A, pp. 633-666.
 10. V. Rajendran, A. Nishara, 2002, Microstructural dependence on relevant physical-mechanical properties on $\text{SiO}_2\text{-Na}_2\text{O-CaO-P}_2\text{O}_5$ biological glasses, Biomaterials, vol. 23, pp. 4263-4275.
 11. G. R. Anstis, P. Chantikul, 1981, A Critical Evaluation of Indentation Techniques for Measuring Fracture Toughness: I, Direct Crack Measurements, Journal American Ceramic Society, 1981, vol. 64, pp. 533-538.
 12. M.Sakai, 1993, Energy principle of the indentation-induced inelastic surface deformation and hardness of brittle materials, Acta metallurgia et materialia, vol. 43, pp. 1751-1758.
 13. M Sakai, S. Shimizu, 1999, The indentation load-depth curve of ceramics, Journal Materials Reseach, vol. 14, pp. 1471-1484.
 14. S. Shimizu, M Sakai, 1999, Pyramidal indentation load-depth curve of viscoelastic materials, Journal Materials Reseach, vol. 14, pp. 4075-4086.

Bibliografía

Capítulo 4

1. P.W. Mcmillan, 1979, *Glass-Ceramics*, Academia Press, Londres Inglaterra 1 edición, 1979, pp. 91-243.
2. R.D. Rawlings, J.P. Wu, A.R, 2006, *Glass-ceramics: Their production from wastes-A Review*. *Journal Materials Science*, vol. 41, pp. 733-761.
3. Mari A. Eduardo, 1993, *Los materiales cerámicos*, Editorial Alsna, Buenos Aires, Argentina, 1 edición, pp. 238-267.
4. Van Wazer John R, 1958, *Phosphorus and its compounds*, Editorial Interscience publishers, inc, New York, U.S.A, 1 edición, pp. 1204-1245.
5. Ullmann's, 1993, *Enciclopedia of Industrial Chemistry*, Editorial Advisory Board, U.S.A, vol. A23, pp. 391-399.
6. P.N. De Aza., F.Guitian, 1997, *Bioeutectic: a new ceramic material for human bone replacement*, *Biomaterials*, vol. 18, pp. 1285-1291.
7. Donalds R. Askeland, 2000, *Ciencia e Ingeniería de los materiales*, Internacional Thomson Editores, México, 3 ed, pp. 130-168.
8. T. Kokubo, Hyun-Min, 2003, *Novel bioactive material with different mechanical properties*, *Biomaterials*, vol. 24, pp. 2161-2175.

-
9. T. Kokubo, H. Kim, 2003, *Ceramics for Biomedical Applications*. Handbook of advanced ceramics, Elsevier Inc, Cap. 14, pp. 385-416.
 10. I.D. Thomposon, L.L Hench, 1998, Mechanical properties of bioactive glasses, glass-ceramics and composites, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part H: Journal of Engineering in Medicine*, vol. 212, No. 2, pp. 127-136
 11. Hertzberg W. R, 1976, *Deformation and fracture mechanics of engineering materials*, editorial John Wiley and Sons, U.S.A, 1 ed, pp. 325-367.
 12. G. R. Anstis, P. Chantikul, 1981, A Critical Evaluation of Indentation Techniques for Measuring Fracture Toughness: I, Direct Crack Measurements, *Journal American Ceramic Society*, vol. 64, pp. 533-538.
 13. Tesis de Licenciatura, Valencia Vera Rafael, 2006, Análisis biomecánico de una prótesis tumoral no convencional de hombro mediante el método finito. Universidad Nacional Autónoma de México, Facultad de Ingeniería. México D.F, pp. 6-46.
 14. M.Sakai, 1993, Energy principle of the indentation-induced inelastic surface deformation and hardness of brittle materials, *Acta metallurgia et materialia*, vol. 43, pp. 1751-1758.
 15. M.Sakai, 2003, *Mechanical Probe for Micro-/Nano-characterization*, Carbon Alloys, Elsevier, Eds, Chapter 22, pp. 351-383.
 16. J. Young Rho, T.Y.Ting, 1997, Elastic properties of human cortical and trabecular lamellar bone measured by nanoindentation, *Biomaterials*, vol. 18 , pp. 1325-1330

17. L.J. Gibson, 2000, Mechanical behavior of metallic foams, Annual. Review of Materials. Science, vol. 30, pp. 191-227.

Apéndice A

I. Nomenclatura Utilizada

W	Wollastonita, silicato de calcio (CaSiO_3)
psW	Pseudowollastonita
TCP	Fosfato Tricalcico ($\text{Ca}_3(\text{PO}_4)_2$)
Iq	Índice de calidad
Ur	Energía de Deformación Superficial
A	Apatita
Tg	Temperatura de transición del vidrio
T _f	Temperatura de fusión
Ib	Índice de bioactividad
Silceram	Método Convencional Modificado, un solo estado
T _N	Temperatura de nucleación
T _G	Máxima temperatura de cristalización
HA	Hidroxiapatita
CHA	Hidroxiapatita carbonatada
SBF	Suero fisiológico simulado
%wt	Porcentaje en peso
σ_{max}	Esfuerzo Máximo Ingenieril a la Fractura
σ	Esfuerzo
K _{IC}	Tenacidad a la fractura
E	Modulo de Young
ν	Modulo de Poisson
P	Carga aplicada en la muestra
A	Área de sección transversal original
v	Velocidad longitudinal
x	Espesor de las muestras
t	Tiempo de respuesta

Apéndice A

ρ	Densidad del material
a	Ángulo semipiramide
ψ	Ángulo del la punta del indentador
p	Carga de indentación
σ_Y	Cedencia plástica
A_p	Cociente que representa la resistencia a la deformación plástica
A_e	Cociente que representa la resistencia a la deformación elástica
α_0	Constante geométrica (para $\alpha_0=2$ para la pirámide Virckers)
l	Deformaciones o alargamientos
ε	Deformación real
\hat{H}	Dureza aparente
H	Dureza verdadera del material
HV	Dureza Vickers
A_H	Resistencia a la deformación superficial determinada por la dureza aparente \hat{H}
γ	Factor geométrico de contacto, dado por $\pi/2$
γ_e	Factor geométrico para deformación elástico
γ_p	Factor geométrico para deformación plástica
γ_H	Factor geométrico de la dureza verdadera
\check{C}	Factor de restricción, se usa $\check{C} (\approx 3)$
(P)	Presión de contacto
hc	Profundidad de penetración
h_p	Profundidad de penetración para la deformación plástica
h_e	Profundidad de penetración para la deformación elástica
hr	Profundidad residual de la profundidad total h en la carga máxima
Iq_{mec}	Índice de calidad mecánico
DTA	Análisis Térmico Diferencial
XRD	Difracción de rayos X
SEM	Microscopio electrónico de barrido

E1	Muestra donde se ve una estructura generada a partir de un enfriamiento lento
W1	Reactivo de Wollastonita, (muestra)
W2	Reactivo del Fosfato Tricalcico
W _t	Trabajo total aplicado
T.T	Tratamiento Térmico
M0	Vidrio
M1	Vidrio tratado térmicamente a 890°C
M2	Vidrio tratado térmicamente a 990°C
M3	Vidrio tratado térmicamente a 1090°C
M4	Vidrio tratado térmicamente a 1190°C
M5	Vidrio tratado térmicamente a 1250°C
EDS	Espaciamiento Dendrítico Secundario

II. Wollastonita

Ficha donde se obtuvo el modelo de la estructura cristalina de la Wollastonita, por medio del programa atoms.

```

*data for   ICSD #201537
Coll Code   201537
Rec Date    1985/07/17
Mod Date    1999/01/19
Chem Name   Calcium Catena-silicate
Structured  Ca (Si O3)
Sum         Ca1 O3 Si1
ANX         ABX3
Min Name    Wollastonite 1A
Min Origin  Wollastonite 1A - from Willsboro, New York
Min Group   Pyroxenoid
D(meas)    3.07
D(calc)    2.91
Formula Wt  116.163
Title       Polysynthetically-twinning structures of enstatite and wollastonite
Author(s)   Ohashi, Y.
Reference   Physics and Chemistry of Minerals (Germany)
            (1984), 10, 217-229
Unit Cell   7.9258(4) 7.3202(4) 7.0653(4) 90.055(3) 95.217(3) 103.426(3)
    
```

Apéndice A

Vol 396.96
Z 6
Space Group P -1
SG P1-
SG Number 2
Cryst Sys triclinic
R Value 0.033
Comments Pyroxenoid group
Compound with mineral name: Wollastonite 1A
The structure has been assigned a PDF number: 42-547
Structure determined on a twinned crystal
Calculated density unusual but tolerable.

Atom #	OX	SITE	x	y	z	SOF	H	ITF(B)
Ca 1	+2	2 i	0.19831(8)	0.42266(8)	0.76060(9)	1.	0	0.63(1)
Ca 2	+2	2 i	0.20241(8)	0.92919(8)	0.76401(9)	1.	0	0.66(1)
Ca 3	+2	2 i	0.50333(8)	0.75040(8)	0.52691(9)	1.	0	0.58(1)
Si 1	+4	2 i	0.1851(1)	0.3875(1)	0.2684(1)	1.	0	0.49(1)
Si 2	+4	2 i	0.1849(1)	0.9542(1)	0.2691(1)	1.	0	0.49(1)
Si 3	+4	2 i	0.3973(1)	0.7236(1)	0.0561(1)	1.	0	0.49(1)
O 1	-2	2 i	0.3034(3)	0.4616(3)	0.4628(3)	1.	0	0.74(4)
O 2	-2	2 i	0.3014(3)	0.9385(3)	0.4641(3)	1.	0	0.77(4)
O 3	-2	2 i	0.5705(3)	0.7688(3)	0.1988(3)	1.	0	0.59(3)
O 4	-2	2 i	0.9832(3)	0.3739(3)	0.2655(4)	1.	0	0.91(4)
O 5	-2	2 i	0.9819(3)	0.8677(3)	0.2648(4)	1.	0	0.96(4)
O 6	-2	2 i	0.4018(3)	0.7266(3)	0.8296(3)	1.	0	0.70(4)
O 7	-2	2 i	0.2183(3)	0.1785(3)	0.2254(4)	1.	0	0.98(4)
O 8	-2	2 i	0.2713(3)	0.8704(3)	0.0938(3)	1.	0	0.76(4)
O 9	-2	2 i	0.2735(3)	0.5126(3)	0.0931(3)	1.	0	0.75(4)

*end for ICSD #201537

III. Whitlockita ó TCP

Ficha donde su obtuvo el modelo de la estructura cristalina de la Whitlockita ó TCP, por medio del programa atoms.

*data for ICSD #6191
Coll Code 6191
Rec Date 1980/01/01
Mod Date 2000/07/15
Chem Name Calcium Hydrogen Phosphate(V) (2.99/0.01/2) - Beta
Structured Ca2.993 H0.014 (P O4)2
Sum H0.014 Ca2.993 O8 P2
Analytical Ca3 (P O4)2
ANX A2B3X8

Apéndice A

Min Name	Whitlockite						
Min Origin	Whitlockite - synthetic						
D(meas)	3.1						
D(calc)	3.06						
Formula Wt	309.905552						
Title	Crystallographic studies of the role of Mg as a stabilizing impurity in beta-Ca ₃ (P O ₄) ₂ I. The crystal structure of pure beta-Ca ₃ (P O ₄) ₂						
Author(s)	Dickens, B.;Schroeder, L.W.;Brown, W.E.						
Reference	Journal of Solid State Chemistry (1974), 10, 232-248						
Unit Cell	10.439(1) 10.439(1) 37.375(6) 90. 90. 120.						
Vol	3527.2						
Z	21						
Space Group	R 3 c H						
SG	R3CH						
SG Number	161						
Cryst Sys	trigonal/rhombohedral						
R Value	0.03						
Comments	For Mg-containing samples cp. 1490, 1491, 41846 PDF 9-169, 32-176 (with a/2, c/2) Total SOF on at least one site differs from unity (SOF < 0.997 resp. SOF > 1.003) Compound with mineral name: Whitlockite The structure has been assigned a PDF number: 9-169 Calculated density unusual but tolerable. At least one temperature factor is implausible or meaningless but agrees with the value given in the paper. Position of 0.12 Element of H Is Undetermined.						
Atom #	OX	SITE	x	y	z	SOF	H
Ca 1	+2	18 b	-.2766(2)	-.1421(1)	0.1658(1)	1.	0
Ca 2	+2	18 b	-.3836(1)	-.1775(1)	-.0336(1)	1.	0
Ca 3	+2	18 b	-.2721(2)	-.1482(2)	0.0606(1)	1.	0
Ca 4	+2	6 a	0	0	-.0850(3)	0.491(8)	0
Ca 5	+2	6 a	0	0	-.2658(1)	0.999(1)	0
P 1	+5	6 a	0	0	0	1.	0
O 1	-2	18 b	0.007(1)	-.1366(8)	-.0136(3)	1.	0
O 2	-2	6 a	0	0	0.0400(4)	1.	0
P 2	+5	18 b	-.3109(2)	-.1365(2)	-.1320(1)	1.	0
O 3	-2	18 b	-.2736(6)	-.0900(6)	-.0926(1)	1.	0
O 4	-2	18 b	-.2302(5)	-.2171(5)	-.1446(1)	1.	0
O 5	-2	18 b	-.2735(4)	0.0053(4)	-.1523(1)	1.	0
O 6	-2	18 b	-.4777(4)	-.2392(4)	-.1378(1)	1.	0
P 3	+5	18 b	-.3465(2)	-.1537(1)	-.2333(1)	1.	0
O 7	-2	18 b	-.4031(4)	-.0489(4)	-.2211(1)	1.	0
O 8	-2	18 b	-.4246(4)	-.3056(4)	-.2152(1)	1.	0
O 9	-2	18 b	-.1814(4)	-.0805(4)	-.2233(1)	1.	0
O 10	-2	18 b	-.3696(5)	-.1748(4)	-.2735(1)	1.	0
Lbl	Type	U11	U22	U33	U12	U13	U23

Apéndice A

Ca1	Ca2+	0.0104(5)	0.0109(5)	0.0163(5)	0.0053(4)	0.0001(4)	0.0001(5)
Ca2	Ca2+	0.0131(6)	0.0108(6)	0.0164(5)	0.0059(4)	-0.0024(5)	-0.0017(5)
Ca3	Ca2+	0.0501(8)	0.0208(6)	0.0199(6)	0.0250(6)	-0.0108(5)	-0.0071(5)
Ca4	Ca2+	0.0205(17)	0.0205(17)	0.0793(50)	0.0103	0	0
Ca5	Ca2+	0.0184(6)	0.0184(6)	0.0139(9)	0.0092(5)	0	0
P1	P5+	0.0089(6)	0.0089(6)	0.0283(3)	0.0045(4)	0	0
O1	O2-	0.0089(6)	0.0089(6)	0.0283(3)	0.0045(4)	0	0
O2	O2-	0.0032(3)	0.0032(3)	0.0040(5)	0.0016	0	0
P2	P5+	0.0155(6)	0.0166(7)	0.0160(7)	0.0111(5)	0.0042(6)	0.0024(6)
O3	O2-	0.0063(3)	0.0056(3)	0.0015(2)	0.0049(3)	0.0007(2)	0.0006(2)
O4	O2-	0.0045(3)	0.0050(3)	0.0023(2)	0.0043(3)	0.0012(2)	0.0010(2)
O5	O2-	0.0012(2)	0.0011(2)	0.0015(2)	0.0002(1)	0.0000(1)	-0.0002(1)
O6	O2-	0.0020(2)	0.0012(2)	0.0043(2)	0.0006(2)	0.0012(2)	0.0002(2)
P3	P5+	0.0081(5)	0.0095(6)	0.0162(6)	0.0038(5)	0.0004(5)	0.0004(6)
O7	O2-	0.0014(2)	0.0018(2)	0.0017(2)	0.0011(2)	-0.0004(1)	-0.0001(2)
O8	O2-	0.0020(2)	0.0011(2)	0.0021(2)	0.0003(1)	0.0003(2)	0.0004(1)
O9	O2-	0.0007(1)	0.0010(2)	0.0022(2)	0.0004(1)	0.0000(1)	0.0000(1)
O10	O2-	0.0027(2)	0.0021(2)	0.0016(2)	0.0016(2)	0.0001(2)	0.0002(2)
*end for		ICSD #6191					

Apéndice B

I. Termodinámica de los materiales cerámicos

Los procesos cerámicos están gobernados, como otros, por las leyes de la termodinámica. Sin embargo, y mucho más que en los materiales metálicos, los productos cerámicos rara vez presentan situaciones de equilibrio termodinámico. Ello se debe a que la cinética de los procesos es muy lenta por dos razones: la baja velocidad de difusión de los elementos estructurales en el estado sólido, lo que obligó a que los procesos deban desarrollarse a temperaturas elevadas, y el tipo de enlace predominante, covalente/iónico, que lleva a estructuras particularmente rígidas.^[1]

II. Cinética de las transformaciones estructurales

Los procesos cerámicos, como todos los procesos fisicoquímicos, tienen lugar en tiempo real. Los mismos se basan en la movilidad de los elementos estructurales, por lo que en los sólidos a temperatura ambiente la velocidad con que se producen es prácticamente nula. Al incrementar la temperatura, es decir, al entregar energía al sistema, aumenta la energía cinética de átomos, iones y moléculas y aumenta la movilidad de los mismos. Sin embargo, en los sistemas cerámicos es por lo general necesario llegar a temperaturas relativamente elevadas para obtener las transformaciones estructurales deseadas en un tiempo igual o inferior al máximo compatible con un costo de producción aceptable.^[1]

III. Solidificación

Todos los metales así como compuestos, cerámicos, polímeros y semiconductores, tuvieron en algún momento el procesamiento en líquido. El líquido se solidifica al enfriarse por debajo de su temperatura de solidificación. El material puede ser utilizado tal

y como se solidificó o puede ser procesado posteriormente mediante trabajo mecánico o tratamiento térmico. Las estructuras producidas durante la solidificación afectan las propiedades mecánicas e influyen sobre el tipo de procesamiento posterior.^[1,2]

Durante la solidificación debe controlarse la rapidez de solidificación o rapidez de enfriamiento. Una velocidad de enfriamiento lenta producirá un Espaciamiento Dendrítico Secundario (EDS) muy grande, mientras que una rápida producirá una microestructura extremadamente fina, es decir, un (EDS) pequeño. Entre más fino sea (EDS) las propiedades mecánicas de la pieza serán mejores. También presentan mejor respuesta a los tratamientos térmicos y tienen coeficientes de expansión térmica más uniforme. Lo cual incrementa la homogeneidad del material. La reducción del (EDS) depende también de tiempos de solidificación cortos y altos gradientes de temperatura.

Para una mezcla eutéctica el aumento en la rapidez de enfriamiento puede resultar una mezcla eutéctica más fina, mayor cantidad de mezcla eutéctica y granos primarios más pequeños.^[1,3]

Al enfriar una fase líquida, según la velocidad con que se lo hizo pueden ocurrir los siguientes fenómenos:

- a) Formación de la fase sólida cristalina de acuerdo a lo indicado por el diagrama de equilibrio de fases, si la velocidad de enfriamiento es lo suficientemente lenta.
- b) Formación de una fase sólida vítrea, si el enfriamiento es muy rápido.
- c) Formación de fases cristalinas metaestables. Para explicar las estructuras metaestables, se añaden líneas punteadas a los diagramas de fases que prolongan las curvas de equilibrio. Esto ocurre cuando la velocidad de nucleación de una fase cristalina determinada, por alguna razón, es demasiado lenta. Pueden formarse inclusive fases no previstas por el diagrama de fases. Sin embargo, todas las fases metaestables están en equilibrio termodinámico metaestable, es decir, G no es 0, pero es muy pequeño.
- d) Separación de fases. Si un sistema formado por dos fases líquidas se enfrían muy rápidamente, se tendrá un sólido vítreo formado por dos fases amorfas. Después de formado el objeto de vidrio del modo usual (a alta temperatura), se produce espontáneamente la descomposición espinodal durante el enfriamiento. Entre las

diminutas regiones fásicas resultantes, hay un rico sector de nucleante. Calentando el vidrio a temperatura moderada se forman microcristales del nucleante, incluidos en una matriz vítrea; si se aumenta la temperatura, la matriz cristaliza en multitud de microcristales. -la estructura final de la vitrocerámicas es, entonces, finalmente granular y casi completamente cristalina.^[3]

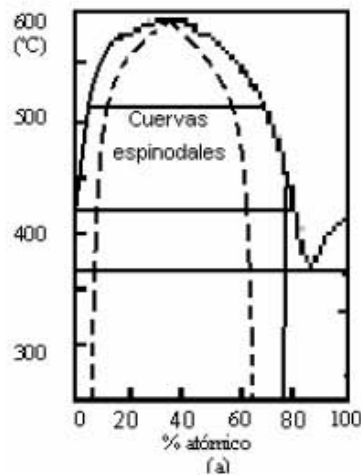


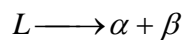
Figura 1. Diagrama de fases, que ilustra un intervalo de curvas espinodales o separación de fases.^[3]

IV. Solidificación de eutécticos

La solidificación, en enfriamiento lento, sigue las reglas de los diagramas de fase, que son:

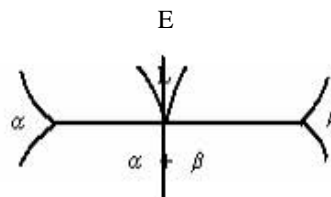
- Completa miscibilidad en estado líquido y miscibilidad parcial en estado sólido.
- Las líneas liquidus y solidus tiene un coeficiente de partición menor a la unidad

Cuando una aleación de composición eutéctica E comienza a solidificar hay tres fases presentes: una fase líquida, L, y dos soluciones sólidas, α y β . ^[1,2,4]



L fase líquida

α y β fases sólidas



La forma de las microestructuras eutécticas dependerá en gran medida de la energía de superficie, $\gamma_{\alpha-\beta}$, entre la fase α y β :

- Si $\gamma_{\alpha-\beta}$ es independiente de la orientación de la interfase, el eutéctico tiende a ser de barras.
- Si $\gamma_{\alpha-\beta}$ depende de la orientación de la superficie respecto de las direcciones cristalográficas de ambas fases, entonces el eutéctico es laminar.
- El eutéctico globular minimiza el $\gamma_{\alpha-\beta}$ creado, (mayor volumen de fase β por menor área).
- En el eutéctico acicular la matriz crece no facetiada y la fase acicular en forma faceta,.
- Los eutécticos laminar y de barras se forman cuando ambas fases son del tipo no-faceteada, su velocidad de crecimiento es controlada por la difusión del soluto en el líquido, esto ocurre porque al formarse las dos fases sólidas, (α y β), se produce una fuerte redistribución de soluto.

El desarrollo de eutécticos sigue las etapas de nucleación y crecimiento. Usualmente nuclea una fase, por ejemplo α , sobre esta nuclea la fase β .

El crecimiento de un eutéctico es aproximadamente igual en todas direcciones formándose así colonias más o menos esféricas como se puede apreciar en la figura 1.14.^[4]

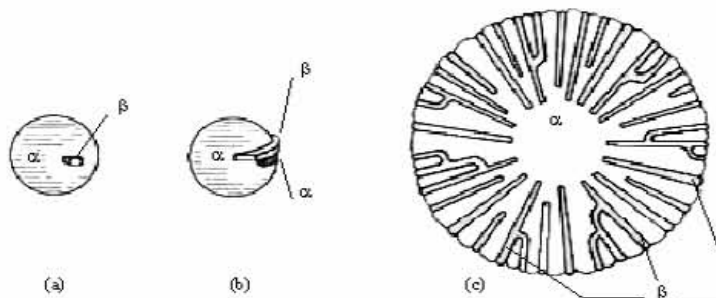


Figura 2. Formación de colonias a) sobre α nuclea la fase β , b) adicionalmente mediante un puente de fase α se genera la segunda capa α , c) fase α con laminillas de la fase β .^[4]

V. Bibliografía

1. Mari A. E, 1993, Los materiales cerámicos, Editorial Alsna, Buenos Aires 1993, Argentina. 1 edición, 4-22, 107-141, 181-198.
2. Askeland D.R, 2000, Ciencia e Ingeniería de los materiales, Internacional Thomson Editores, México, 3 edición, pp. 400-448.
3. A. G. Guy, 1981, Fundamentos de ciencia de materiales, editorial McGraw-Hill, México, 1 edición, pp. 102-108.
4. Verhoeven J.D, 1987, Fundamentos de metalurgia física, editorial Limusa, México, 1 edición, pp. 47-70, 283-300

Glosario

Absorción se produce cuando una sustancia queda atrapada en el interior de otra.

Adsorción es un fenómeno físico-químico que se produce cuando una sustancia, se adhiere a otra.

Amorfo no posee un ordenamiento determinado

Anisotropía característica de tener propiedades con valores distintos en direcciones diferentes.

Anortita mineral $\text{CaAl}_2\text{Si}_2\text{O}_8$

Artrodesis fijación quirúrgica de una articulación, es el bloque o unión.

Bioactividad capacidad de enlazarse e integrarse espontáneamente al hueso en el cuerpo vivo.

Biocompatibilidad tolerancia biológica de cualquier material, aceptabilidad Biológica.

Biofuncionalidad es la habilidad de un dispositivo de comportarse de una manera apropiada de acuerdo a la aplicación para lo que se diseñó.

Celsiana mineral $\text{BaAl}_2\text{Si}_2\text{O}_8$

Cendencia entre la deformación elástica y plástica.

Cordierita silicato de magnesio y aluminio.

Colágeno es una proteína dura parecida a la goma que representa el 30% de la proteína corporal y forma la estructura de los tendones, hueso y tejidos conectivos.

Cristobalita sílice.

Diáfisis el tallo, la porción principal del hueso.

Dislocación defecto lineal en la estructura de un cristal.

Ductilidad capacidad de un material para deformarse plásticamente sin fracturarse.

Dureza verdadera es la dureza que se basa en el consumo irreversible de energía

Dureza aparente es la dureza que no representa por si misma una medida de la deformación plástica

Efecto Joule si en un conductor circula corriente eléctrica, parte de la energía cinética de los electrones se transforma en calor debido al choque que sufren con las moléculas del conductor por el que circulan, elevando la temperatura.

Elasticidad propiedad de un material en virtud de cual tiende a recuperar su tamaño y forma originales después de la deformación.

Energía cinética es la energía que posee un cuerpo de masa m por encontrarse en movimiento.

Enlace covalente enlace formado entre dos átomos cuando dichos átomos comparten sus electrones de valencia.

Enlace iónico enlace formado entre dos especies diferentes de átomos, cuando uno de ellos dona sus electrones valencia a otro.

Epífisis las extremidades o extremos del hueso

Espectrofotómetro es un instrumento usado en la física óptica que sirve para medir, en función de la longitud de onda, la relación entre valores de una misma magnitud fotométrica relativos a dos haces de radiación

Espuma metálica es un material celular, esto es constituido por poros o celdas rodeadas de material.

Estado Metaestable es un estado que es un mínimo local de energía, que no es totalmente estable bajo perturbaciones del sistema por encima de cierta magnitud.

Estructura cristalina de un material se refiere al tamaño, la forma y la organización atómica dentro de la red.

Eutéctico reacción isotérmica reversible en que una solución líquida se convierte en dos o más sólidos íntimamente mezclados al enfriar, cuyo número de sólidos formados es el mismo que el de componentes que integran al sistema.

Fase metaestables separación de fases no cristalinas nucleación y crecimiento de cristales

Flogopita mineral $K(Mg,Fe)_3(Si_3Al)O_{10}(F,OH)_2$

fotomultiplicados

grupo aniónico carga negativa.

Hueso osteoporótico es mas débil que el normal porque la masa ósea y el contenido de calcio están reducidos; los huesos son menos densos y por la tanto más porosos.

Interferometría es una técnica donde dos ondas de luz que coinciden en fase se amplifican mientras que dos ondas en oposición de fase se cancelan. Combina la luz proveniente de diferentes receptores.

Interplanar correspondiente a una familia de planos.

In situ empleada especialmente en mineralogía: es decir le roca misma donde se formaron.

Isotropía características de poseer los mismos valores de las propiedades en todas las direcciones en un material.

In vitro expresión que designa a las reacciones fisiológicas que se estudian en el laboratorio, fuera del organismo.

In vivo expresión que designa toda reacción fisiológica que se verifica en el organismo.

Metáfisis es la región de un hueso maduro donde se unen la epífisis y la diáfisis.

Modulo de Poisson modulo de rigidez o de corte

Nefelina mineral $\text{Na}_3\text{KAl}_4\text{Si}_4\text{O}_{16}$

Orden de corto alcance si el arreglo espacial de los átomos se extiende sólo a los vecinos más cercanos de dicho átomo.

Orden de largo alcance los átomos forman un patrón repetitivo, regular, en forma de rejilla o de red.

Osteoblastos son células formadoras de hueso, trabajan en grupos para segregar, y después mineralizar, paquetes de matriz ósea.

Osteoconductiva sirve como trampa para formación ósea originada en el tejido óseo adyacente

Osteoclasto es una célula multinucleada de gran tamaño, cuya función es de resorción ósea, es decir, que forman nuevos huesos y ayudan a reparar los daños.

Osteocitos son los encargados de transportar los nutrientes y desechos desde y hacia los vasos sanguíneos presentes en los huesos.

Osteogénesis desarrollo y formación de tejido óseo a partir de células osteoformadoras como los osteoblastos.

Osteoide matriz proteica compuesta principalmente por colágeno tipo I

Osteosíntesis unión por medio quirúrgicos o mecánicos de los extremos de un hueso fracturado para conseguir que suelde

Osteotomía resección de un hueso

Plásticidad capacidad de un metal para deformarse no elásticamente sin ruptura.

Radiación es la propagación de energía en forma de ondas electromagnéticas o partículas subatómicas a través del vacío o de un medio fluido.

Red conjunto de puntos que dividen el espacio en segmentos más pequeños de igual dimensión.

Reacción endotérmica se denomina reacción endotérmica a cualquier reacción química que absorbe calor.

Reacción exotérmica Se denomina reacción exotérmica a cualquier reacción química que desprende calor.

Termistor es una resistencia eléctrica que varía su valor en función de la temperatura.

Transformación seudomórfica acto de un mineral que substituye químicamente a otro

Vacancias tipo de imperfección reticular en la que el sitio de un átomo individual está temporalmente desocupado.

Varistor proporciona una protección fiable y económica contra transitorios de alto voltaje.

Vidrio metálico se forma cuando el metal líquido no cristaliza los átomos se acomodan de modo aleatorio o amorfo.

Viscoelástico hace referencia al comportamiento de un material cuando es sometido a un esfuerzo. El primero de los comportamientos es un comportamiento elástico. El segundo es un comportamiento viscoso; es un comportamiento intermedio entre el comportamiento elástico y viscoso.

Viscosidad es la oposición que muestra un fluido a las deformaciones tangenciales