



Dr. F. Javier Gil Mur

Facultad de Odontología. Universitat Internacional de Catalunya. Sant Cugat del Vallés (Barcelona).

Bioengineering Institute of Technology. Universitat Internacional de Catalunya.

Dr. Mariano Herrero-Climent

Porto Dental Institute. Oporto (Portugal).

Dr. Aritza Brizuela

Departamento de Cirugía y Especialidades Médico-Quirúrgicas. Universidad de Oviedo.

IMPLANTES DENTALES CON SUPERFICIE OSTEOCONDUCTIVA PARA LA RAPIDEZ DE LA OSTEOINTEGRACIÓN Y CON ALTA RESISTENCIA MECÁNICA

Citius-Fortius

SUPERFICIES BIOACTIVAS MEDIANTE TRATAMIENTO TERMOQUÍMICO (CONTACTI). CITIUS

El objetivo de este tratamiento sería que el implante dental fuera rugoso obtenido mediante proyección de alúmina, en el que vimos que la osteointegración era muy favorable a partir de las 4 semanas y formar una capa bioactiva para acelerar el proceso de osteointegración. Se trata de conseguir una capa apatítica en superficie, que tuviera el mismo contenido mineral que el hueso humano y que no fuera un recubrimiento, sino que la unión con el óxido de titanio del anodizado del implante dental fuera un enlace químico fuerte para evitar los desprendimientos y la falta de fiabilidad de la capa bioactiva.

Además, la capa de apatita debía ser cristalina para evitar las posibles disoluciones con los medios fisiológicos. Se trata de hacer una capa bioactiva y que sea osteoinductora/osteoconductora, que fuera inducir la for-

mación de hueso desde la superficie del implante dental. Asimismo, la capa no debe variar la rugosidad del implante granallado ya que esta rugosidad nos garantiza, desde el punto de vista morfológico, una buena respuesta biológica. La capa rugosa multiplica casi 10 veces la superficie específica en la que puede generarse hueso y asegura una buena fijación mecánica. Ahora, veremos que la fijación biológica y la aceleración de la formación de hueso sea catalizada por esta nueva capa (1-3).

Este método consiste, de manera resumida, en conseguir que la superficie de titanio pase a ser bioactiva, gracias a la formación de un gel denso y amorfo de titanato de sodio, inducida por un tratamiento químico y térmico. En este momento, si el titanio se implanta *in vivo*, ya es capaz de formar enlace químico directo con el hueso ordenado. Si se deposita una capa de apatita *in vitro* antes de la implantación, el tejido humano no ha de realizar las primeras etapas de enlace con el implante (4-5).

Para conseguir el depósito de apatita *in vitro* sobre el titanio ya tratado química y térmicamente, es decir, con el gel en superficie, se sumerge el implante dentro de una solución que contiene una concentración iónica muy cercana a la del plasma sanguíneo humano (Tabla 1). Debido a esta similitud se le llama *Simulated Body Fluid* (SBF).

Ion	SBF	Plasma humano
Na ⁺	142.0	142.0
K ⁺	5.0	5.0
Mg ²⁺	1.5	1.5
Ca ²⁺	2.5	2.5
Cl ⁻	147.8	103.0
HCO ₃ ⁻	4.2	27.0
HPO ₄ ²⁻	1.0	1.0
SO ₄ ²⁻	0.5	0.5

Tabla 1. Concentración iónica (mM) del SBF y del plasma sanguíneo humano.

Los implantes de titanio son tratados con una solución de NaOH a una temperatura de 60°C para formar un gel de titanato de sodio. Luego se limpian en agua destilada y se secan a 40°C durante 24 horas. Después sigue un tratamiento térmico para que el gel pase a ser más denso y así mejorar la adhesión entre éste y el titanio. La adhesión aumenta con la temperatura, pero para temperaturas superiores a 600°C el gel cristaliza en un alto porcentaje, lo que retarda el posterior proceso de deposición de apatita sobre la superficie. El mecanismo de formación de apatita depende de la migración de los iones de sodio, procedentes del hidrogel de titanato de sodio formado en la superficie del Ti c.p. después de su tratamiento con NaOH (Figura 1).

Durante el tratamiento con hidróxido de sodio, el óxido de titanio que protege la superficie se disuelve parcialmente para formar una solución alcalina debido al ataque corrosivo de los grupos hidroxilos (6-12).



Al mismo tiempo que se desarrolla esta reacción, el titanio se hidrata según las reacciones siguientes:

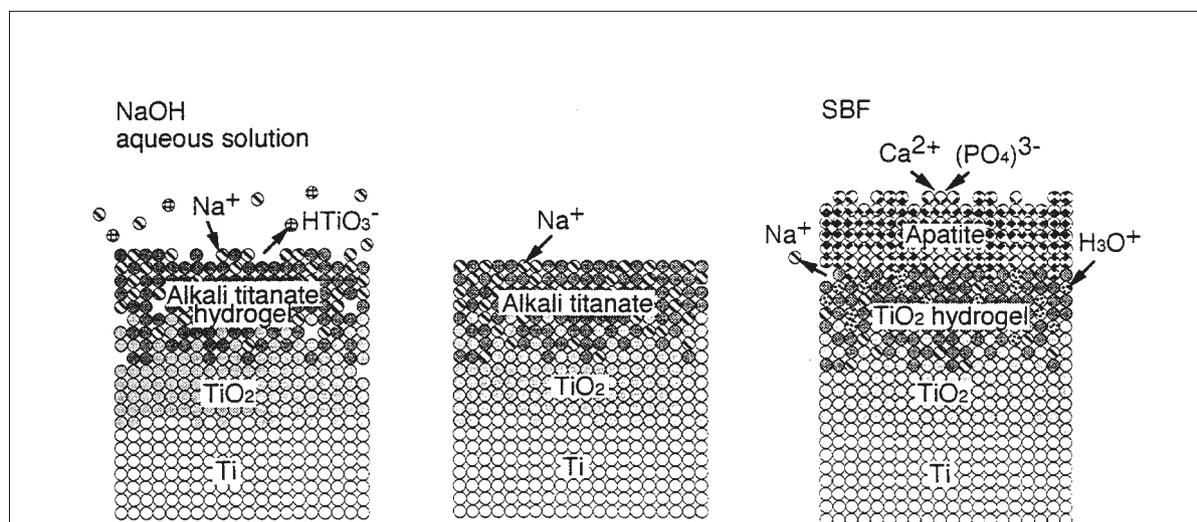
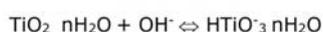


Figura 1. Mecanismo de formación de apatita con el método termoquímico.

LA CAPA RUGOSA MULTIPLICA CASI 10 VECES LA SUPERFICIE ESPECÍFICA EN LA QUE PUEDE GENERARSE HUESO Y ASEGURA UNA BUENA FIJACIÓN MECÁNICA

Si el ataque de los grupos hidroxilos continúa sobre el TiO₂ ya hidratado, se producen hidratos con cargas negativas en la superficie de las muestras:



Estas moléculas cargadas negativamente se combinan con iones de sodio en la solución acuosa, lo que resulta en la formación de una capa de hidrogel de titanato de sodio. Durante el tratamiento térmico, este hidrogel se deshidrata y se densifica para formar una capa de titanato de sodio (Na₂Ti₅O₁₁) estable y amorfo. Cuando se sumerge en SBF se hidrata otra vez y se transforma en un hidrogel de TiO₂ por una liberación de iones de sodio de la capa de titanato de sodio a la solución de SBF.

Es decir, el titanato sódico al entrar en contacto con el medio fisiológico, el sodio se disuelve y los cationes monovalentes de sodio se van a la solución. Hay que recordar que todas las sales de sodio son solubles. El implante dental queda como un anión titanato con una carga negativa y el catión sodio con carga positiva se va a la disolución. Por las leyes de la termodinámica, el sistema intenta ir hacia un estado electroneutro y, por ello, el titanato busca cationes en la solución. Los cationes Ca²⁺ van hacia el implante dental, pero se produce un exceso de carga positiva en la superficie que debe ser compensada con aniones, y el que se encuentra en la solución es el fosfato PO₄³⁻ pero ahora hay un exceso de car-

ga negativa ya que los fosfatos tienen tres cargas negativas. El proceso continúa en este sentido y lo que estamos formando son fosfatos de calcio enlazados químicamente en la superficie del implante dental y cristalinos. Si el hidrogel se cristaliza, la liberación de estos iones va a tardar más tiempo, lo que retarda todo el proceso de nucleación de la apatita (13-20).

El paso de liberación de sodio está acompañado por un cambio de iones con H₃O⁺ del SBF que resulta en un aumento del pH de la solución. El aumento del pH produce un aumento del producto de actividad iónica de la apatita, lo que resulta en la rápida deposición de la misma sobre la superficie de titanio según la reacción de equilibrio siguiente:



Con esta reacción el ratio de supersaturación con respecto a la apatita en el SBF, que ya antes de sumergir los substratos es fuertemente supersaturado, aumenta aún más. Éste es un proceso que hace que la titania hidratada induzca la nucleación de apatita sobre la superficie del titanio. Gracias a la supersaturación, muchos núcleos de apatita se forman como bolas pequeñas por toda la superficie del Ti c.p. Una vez la nucleación ha empezado, los núcleos crecen espontáneamente, consumiendo los iones de calcio y de fosfato que contiene el SBF.

La capa de apatita formada en la superficie de las placas de titanio muestra gradientes en la composición desde el extremo exterior, con la titania hidratada, a través del óxido de titanio, hasta el titanio puro. Este fenómeno de gradientes conlleva a que no solo haya un fuerte enlace entre la apatita y el titanio sino a que haya también un uniforme gradiente de tensiones desde el hueso hasta el implante *in vivo*.

Las observaciones en el *Environmental Scanning Electron Microscopy* mostraron que, después de los tratamientos químicos y térmicos, se creó una estructura esquelética, porosa, en la superficie de las placas tratadas con NaOH (**Figura 2**). Esta estructura se encuentra también sobre las partículas de Al₂O₃ y de SiC, que habían quedado encastadas en la superficie del Ti c.p. después del tratamiento de arenado (**Figura 3**). Esta estructura será el substrato para el crecimiento de la capa apatítica. En la **Figura 4** se muestra el diagrama de difracción de Rayos X rasantes de esta capa formada en las placas de titanio lisas

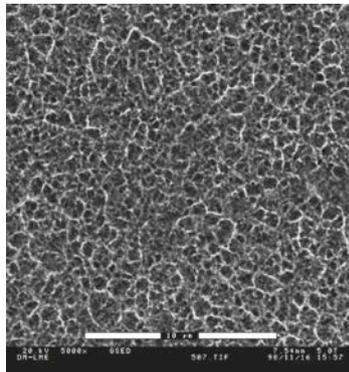


Figura 2. Estructura de titanato de sodio sobre una placa lisa.

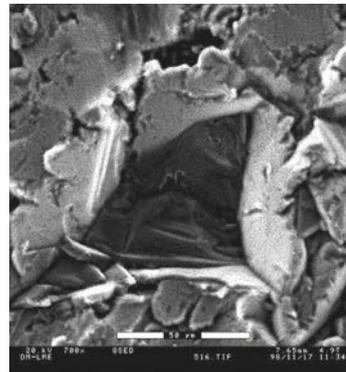


Figura 3. Estructura de titanato de sodio sobre una partícula de SiC.

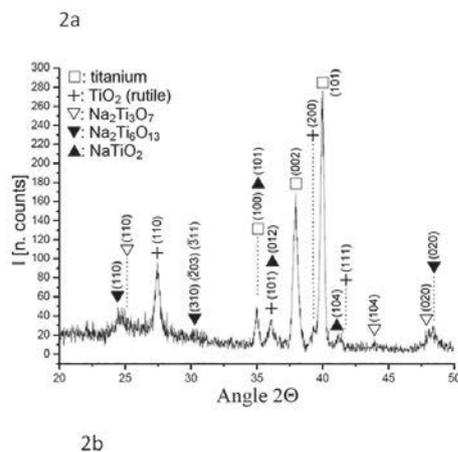


Figura 4. Difractograma de rayos X de la placa de titanio después del tratamiento con NaOH.

antes de ser sumergidas en SBF. Este difractograma confirma que la estructura esquelética observada corresponde a titanato de sodio (21-22).

Después de realizar la inmersión en SBF se pudieron observar en ciertos puntos de las placas rugosas que coincidían con cavidades o huecos propios de la rugosidad, la formación de cristales de apatita, como puede observarse en la **Figura 5**. Estos primeros puntos de nucleación de la apatita seguramente son debidos a la concentración local de cargas negativas por la salida de los cationes de sodio. La nube electrónica negativa favorece la difusión de los cationes de calcio precursores de lo que serán los cristales de apatita. La formación de apatita es continua hasta que queda recubierta toda la estructura de la capa de apatita (**Figura 6**). En la **Figura 7** se puede apreciar el difractograma de Rayos X donde se demuestra que la capa es apatítica (23-25).

Se ha podido comprobar que en aquellas muestras que fueron granalladas con partículas de SiC no se observaba más que la estructura esquelética de titanato de sodio. Parece que la presencia de silicio inhibe la formación de los cristales de apatita.

Los difractogramas de rayos X rasantes confirmaron que la apatita crece con el tiempo del tratamiento con SBF. Uno de los resultados más importantes de este estudio es que la apatita crece con la misma cinética sobre toda la placa. Es decir, la capa no va a alcanzar un aspecto liso con el tiempo, sino que la rugosidad va a mantenerse durante el proceso de cristalización (**Tabla 2**).

Así pues, se ha demostrado que se puede utilizar el método de Kokubo et al. para depositar químicamente capas homogéneas de apatita sobre implantes dentales de titanio rugoso tratada con partículas de óxido de

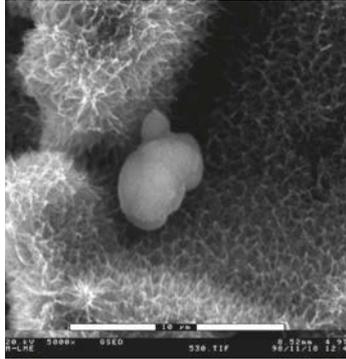


Figura 5. Apatita en implante rugoso tratado con Al₂O₃.

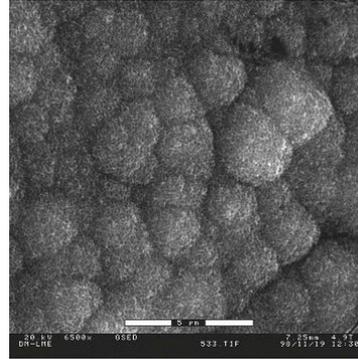


Figura 6. Capa homogénea de apatita.

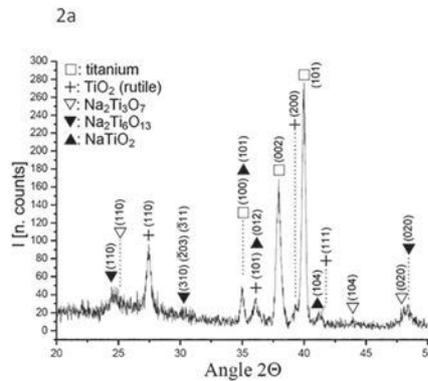


Figura 7. Difractograma de Rayos X del implante dental con la capa de apatita cristalina.

aluminio, lo cual permite controlar la rugosidad final obtenida ya que la cristalización no altera los valores de R_a para las placas rugosas. En la **Figura 8** se puede observar como la capa de apatita reproduce la rugosidad de los implantes dentales. El hecho de que la rugosidad se mantenga deja abierta la posibilidad de que la fijación de los implantes dentales se pueda mejorar a largo plazo; por un lado, porque las propiedades mecánicas de la pieza (vida a fatiga, resistencia a la corrosión, etc.) mejoran con el tratamiento de arenado y el implante se fija mecánicamente cuando el hueso crece dentro de los hoyuelos en su superficie (26-30).

Pero la apatita mejora, sobre todo, la fijación a corto plazo. La experiencia muestra que el hueso reconoce esta capa homogénea como una sustancia propia y no se producen las reacciones inflamatorias, obteniéndose porcentajes de implante en contacto directo con hueso vivo y ordenado a tiempos muy cortos.

Debido a este hecho, el proceso de remodelación del hueso empieza antes, y los tiempos de convalecencia de los pacientes disminuyen con los beneficios sociales y económicos consiguientes (31-39).

Otro aspecto ventajoso que presenta la capa homogénea de apatita es que aísla las partículas que han quedado incrustadas en la superficie después del tratamiento de arenado. De esta manera, se supone que se pueden evitar, en gran medida, los posibles efectos contaminantes de las partículas y que la liberación de iones disminuirá y/o desaparecerá por completo.

La respuesta *in vitro* de osteoblastos humanos sobre titanio rugoso y bioactivo fue muy buena con contajes de células en el primer día muy superior respecto a los implantes no bioactivos, lo que muestra una rápida y eficaz adhesión celular. Este resultado sugiere que este tipo de superficies estimula la adhesión debido al efecto acumulativo que sobre ella ejerce tener

Placas	Antes tratamiento		Método termoquímico	
	R _a medio	D. est.	R _a medio	D. Est
Lisa	0,07	0,02	0,38	0,16
Al ₂ O ₃	3,93	0,21	3,88	0,21
SiC	3,66	0,27	3,84	0,21

Tabla 2. Valores de Rugosidad (R_a en µm) para las muestras estudiadas. * D. est = Desviación estándar.

una superficie que es altamente rugosa (hecho que ya se comprobó en los estudios *in vitro* previos) y muy reactiva, al haber sido tratada termoquímicamente. Esto se debe a la gran energía superficial de estos sustratos, lo cual influencia la adsorción de proteínas sobre ellos, paso previo que condiciona de forma significativa la interacción que tiene la superficie con las células.

La formación de la matriz extracelular es el último evento en la diferenciación celular y ésta es esencial

para la osteointegración del implante dental. El hecho de que los valores de diferenciación celular sean superiores para los implantes rugosos y bioactivos puede ser un claro indicador de la más rápida formación y mineralización de esta matriz extracelular. Como resultado, cabe esperar que la osteointegración a corto plazo del material se acelere debido al tratamiento de arenado + termoquímico. Los valores de fosfatasa alcalina (ALP) en los implantes bioactivos son



Ancladén, S.L., el Distribuidor para España de **Zest Dental Solutions**, Líder mundial, presenta el **NUEVO SISTEMA DE IMPLANTES LOCATOR**.

Ahorre hasta un **50%** en el coste en Sobredentaduras sobre Implantes



A los Mini-Implantes LODI de 2.4 y 2.9 mm de diámetro, **se añaden ahora los nuevos de 3.5, 3.9, 4.4 y 4.9.**

Ancladén

ZD ZEST DENTAL SOLUTIONS™

93 417 29 84 | ancladen@ancladen.com | www.ancladen.com  

Disponible en nuestra **e-shop** 

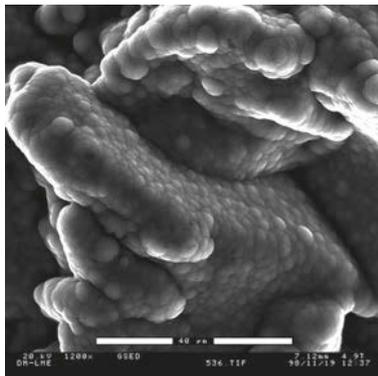


Figura 8. Capa homogénea de apatita sobre implante dental de titanio, arenado con Al₂O₃. La rugosidad se mantiene respecto al estado inicial.

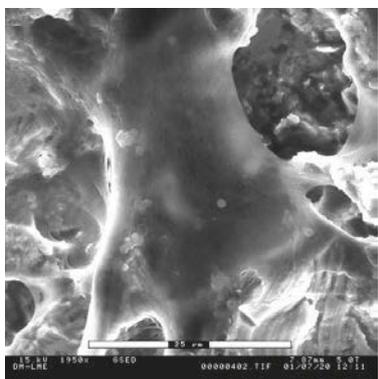
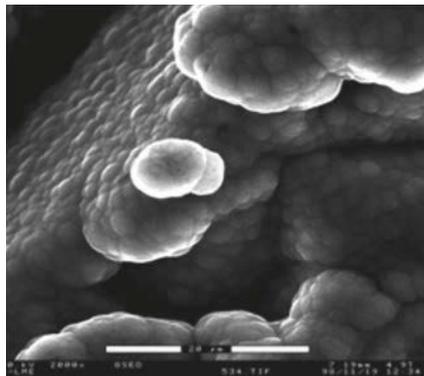


Figura 9. Osteoblasto humano sobre una superficie rugosa arenada con Al₂O₃.

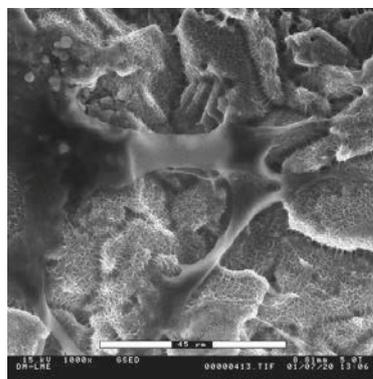


Figura 10. Osteoblasto humano sobre una superficie rugosa y bioactiva arenada con Al₂O₃.

siempre superiores a los de los implantes no bioactivos siendo todo el resto de tratamientos iguales. Este hecho también demuestra el buen comportamiento de las células ya que la vitamina D está ampliamente reconocida como un estimulador de la diferenciación osteoblástica (40-51).

La morfología de las células (**Figuras 9 y 10**) también demuestra el magnífico comportamiento fisiológico de los osteoblastos sobre los sustratos rugosos, tanto bioactivos como no, pero la mayor actividad dorsal de las mismas en los sustratos rugosos y bioactivos es un indicador de la mejor diferenciación de las mismas.

Así pues, como conclusión de este trabajo se puede decir que las superficies de Ti c.p. que son rugosas y bioactivas obtenidas, gracias a un granallado más un tratamiento termoquímico biomimético, provocan un mejor adhesión y diferenciación osteoblástica. Este hecho puede jugar un papel importante en

la rápida formación de la matriz extracelular y, como consecuencia, en una osteointegración a corto plazo acelerada.

Los resultados de la prueba *in vivo* mediante implantaciones en mandíbulas de minipigs durante 3 días, 1, 2, 3 y 10 semanas se muestran en la **Figura 11**. Los implantes dentales colocados fueron control (CTR), ataque ácido (Aetch), granallados con alúmina (GBlaT) y los mismos granallados, pero con formación de capa bioactiva (2Steps). El porcentaje de osteointegración temprana en los implantes bioactivos mejoró significativamente en comparación con todos los demás tratamientos de superficie entre el día 3 y la semana 3 (prueba de Fisher: $p < 0,05$). El valor de osteointegración alcanzado en la semana 2 se mantuvo hasta el final del experimento sin ningún cambio significativo (% de contacto directo $> 85\%$). Los implantes granallados mostraron diferencias estadísticamente significativas en el % de contacto

directo entre las semanas 1, 2, 3 y 10, alcanzando al final del estudio el mismo % de contacto directo que los implantes bioactivos. Estos resultados indican una aceleración del crecimiento óseo en contacto directo con la superficie del implante desde las primeras etapas de los implantes bioactivos, que ya era importante 3 días después de la colocación del implante. Este hecho proporcionó una buena estabilización primaria a todos los implantes, incluso antes de que los tejidos duros comenzaran a regenerarse significativamente. En la **Figura 12** se pueden observar las histologías a los diferentes tiempos después de la implantación para las diferentes superficies estudiadas (52-60).

Estos resultados evidenciaron un mejor rendimiento *in vivo* a corto plazo de las superficies bioactivas en comparación con los otros tipos de implantes probados. La osteointegración se aceleró y, en consecuencia, el fallo del implante disminuyó. La **Figura 13** muestra claramente el comportamiento osteoconductor de la superficie tratada teóricamente bioactivo (2 Pasos= método termoquímico), con el hueso creciendo desde la superficie del implante.

Mediante microsonda de alta resolución acoplada en el microscopio electrónico de barrido hemos podido determinar como la relación de Ca/P de la capa bioactiva presenta el mismo contenido mineral que el hueso formado. La diferencia entre 1,67 y 1,70 entra dentro de la sensibilidad del equipo instrumental de alta sensibilidad y la separación que se observa en la microfografía es debida al proceso de corte ya que el perfil de hueso sigue al de la capa, lo que demuestra el con-

tacto íntimo entre superficie bioactiva y el hueso. Se puede observar en la **Figura 14**.

Asimismo, se estudió si el tratamiento termoquímico podía afectar a la vida a fatiga de los implantes dentales, es decir, asegurar que la mejora del comportamiento biológico no era en contra de la fiabilidad mecánica del implante dental a largo plazo. Se observó en los diferentes ensayos mecánicos que la diferencia de vida a fatiga en medio fisiológico a 37°C no tenía cambios estadísticamente significativos y podía considerarse el implante dental seguro a vida infinita (61-62).

El tratamiento termoquímico ha sido estudiado en diferentes aleaciones de base titanio y se ha podido obtener la misma estructura de titanato sódico así como en materiales porosos, como puede observarse en la **Figura 15**. En la **Figura 16** podemos observar como en los ensayos *in vivo*, el hueso crece entre los espacios de los poros provocando una excelente fijación implante dental-hueso.

IMPLANTES DENTALES DE TITANIO CON ALTA RESISTENCIA MECÁNICA. FORTIUS

El titanio comercialmente puro (c.p.) se utiliza ampliamente en la fabricación de implantes dentales, prótesis y accesorios de la sistemática quirúrgica implantológica y la aleación Ti-6Al-4V, que es la aleación de titanio más ampliamente utilizada, se aplica en la fabricación de prótesis articulares (cadera, rodilla,...) o bien en tornillos de unión implante-prótesis, donde los requerimientos mecánicos son mayores que en el caso de las aplicaciones dentales (63-70).

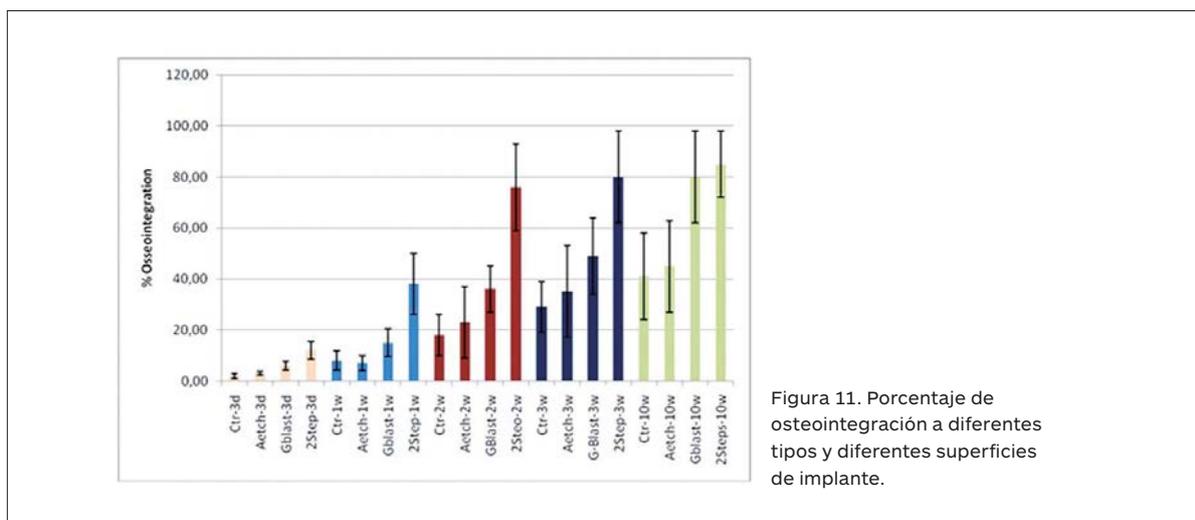


Figura 11. Porcentaje de osteointegración a diferentes tipos y diferentes superficies de implante.

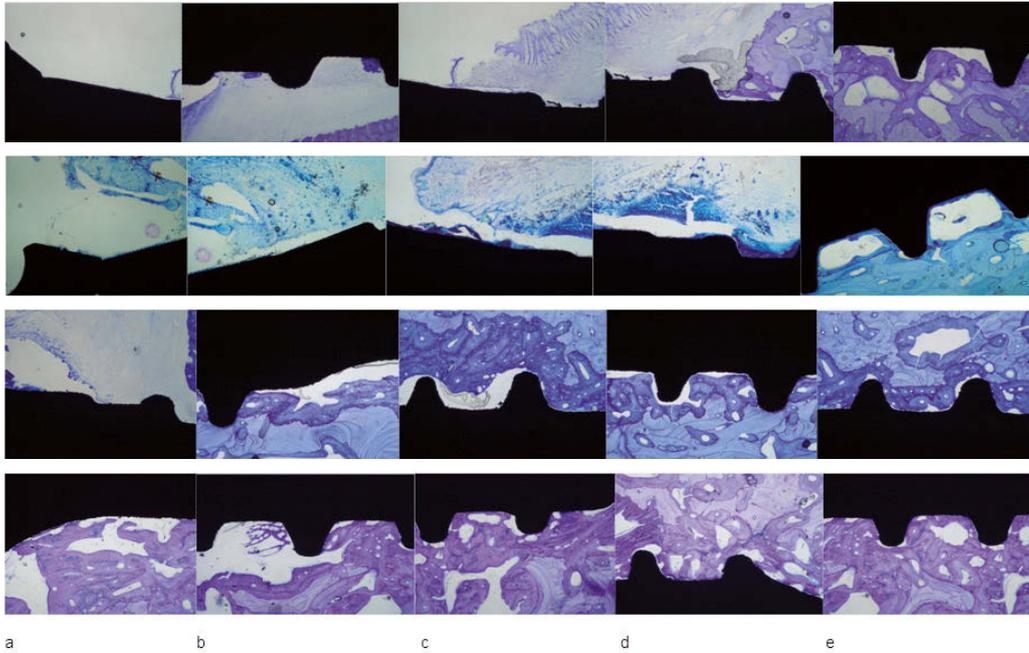


Figura 12. Histologías de los implantes CTR, AEtch, GBlast y 2Steps a) 3 días, b) 1 semana, c) 2 semanas, d) 3 semanas y e) 10 semanas.

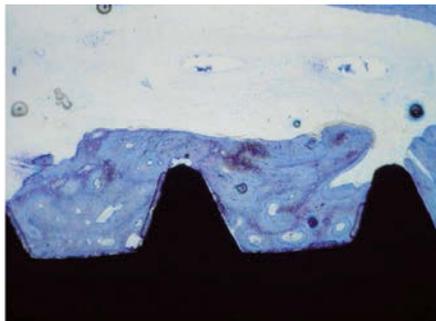


Figura 13. Histología donde se puede apreciar como el hueso neoformado crece desde la superficie del implante dental.

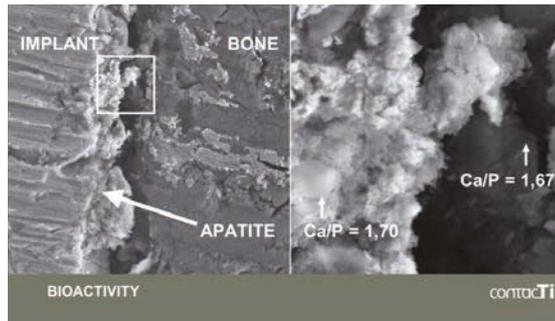


Figura 14. Interfaz de la capa de fosfato de calcio con el hueso neoformado a partir de la capa bioactiva.

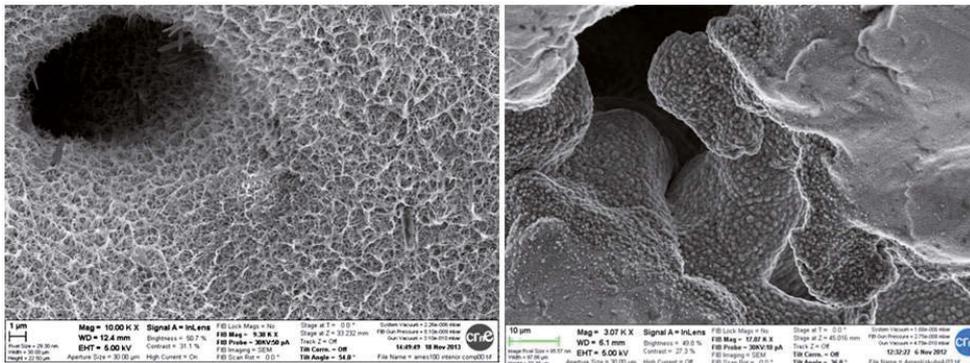


Figura 15. Titanato sódico en la superficie porosa de un material macroporoso de titanio.

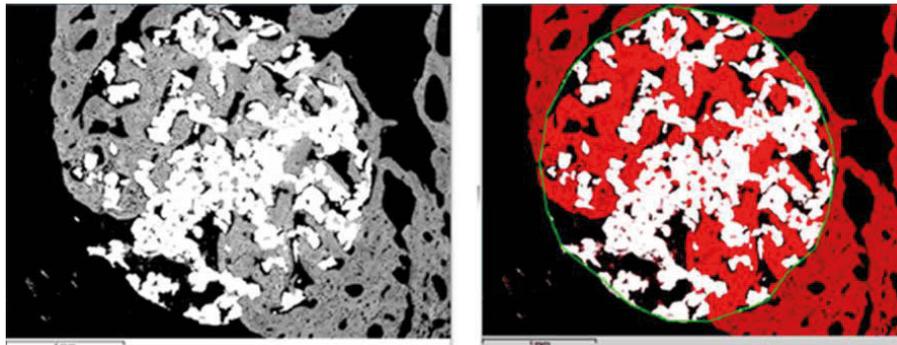


Figura 16. Los ensayos in vivo muestran crecimiento de tejido óseo en el centro de la prótesis.

El titanio comercialmente puro presenta cuatro grados según las normas ASTM (American Standard for Testing of Materials. vol. 13.01 «Medical devices: Emergency Medical Services», F67. pp. 8-9 Standard Specification for unalloyed titanium for surgical implant applications). En la **Tabla 3**, se muestran las composiciones químicas de los diferentes grados de titanio.

Se puede observar que, al aumentar el contenido de los elementos intersticiales en el titanio puro, el grado del titanio aumenta. La presencia de estos elementos intersticiales produce un descenso en la resistencia a la corrosión, pero, a su vez, hace aumentar, de manera considerable, las propiedades mecánicas, como se aprecia en la **Tabla 4**.

Además de la determinación del grado del titanio más adecuado para su aplicación biomédica, se debe determinar qué estructura es más adecuada, si la microestructura formada por granos equiaxiales de fase α o la obtenida por calentamiento a temperaturas superiores de 882°C (región de fase β), con posterior enfriamiento rápido, para dar estructuras martensíticas α' . Sin embargo, está claro que la aleación Ti-6Al-4V presenta unas mejores propiedades mecánicas, su límite elástico es 900 MPa y su resistencia máxima puede alcanzar los 1.200 MPa, prácticamente el doble que el titanio comercialmente puro de grado 4. Este aumento de la resistencia mecánica es muy positivo, pero el comportamiento biológico y también químico es peor que el titanio puro. La aleación de Ti-6Al-4V, también denominada vulgarmente grado 5, presenta peor resistencia a la corrosión, así como la liberación de iones aluminio y vanadio al medio fisiológico y peor comportamiento ante las células osteoblásticas en el proceso de osteointegración, además de peores valores de citocompatibilidad (71-76).

A la luz de los resultados mecánicos y de corrosión obtenidos, se estableció como óptimo el titanio de grado 3 con microestructura de granos equiaxiales de fase α maclados, como se aprecia en la **Figura 17**. De esta forma, tendremos un titanio con buenas propiedades mecánicas (superiores a las del grado 1) que, mediante el proceso de pasivado, que comentaremos más adelante en esta memoria, hará mejorar significativamente la resistencia a la corrosión del material, alcanzando incluso niveles superiores del titanio de grado 1.

La composición del Ti-6Al-4V debe ser de calidad ELI (Extra Low Interstitial) ya que los elementos intersticiales producen un inadecuado endurecimiento del material y un aumento muy importante de la fragilidad.

En principio, esta aleación se utiliza en estado de forja dentro de la región α' - β , es decir, se trabaja a 950°C y se somete a un recocido posterior a 700°C durante dos horas. La microestructura obtenida es la conocida como «mill annealed» (**Figura 18**), que es la que se recomienda también en otras aplicaciones estructurales como las aeronáuticas y astronáuticas, dado que es la que ofrece un mayor límite elástico y una mayor ductilidad. Esta microestructura está formada por granos equiaxiales de fase α y placas β de Widmanstätten.

En la actualidad, una línea en Implantología es la menor destrucción posible de tejidos biológicos así como nuevas técnicas de Implantología más conservativas y, por ello, se ha incrementado bruscamente la utilización de implantes dentales estrechos (*narrow dental implants*). Esto hace que el titanio no tenga las propiedades mecánicas necesarias para la resistencia mecánica estática ni con los ciclos masticatorios para soportar las cargas oclusales (70, 72).

Elemento	Grado 1	Grado 2	Grado 3	Grado 4
Nitrógeno. máx.	0.03	0.03	0.05	0.05
Carbono. máx.	0.10	0.10	0.10	0.10
Hidrógeno. máx.	0.0125	0.0125	0.0125	0.0125
Hierro. máx.	0.2	0.30	0.30	0.50
Oxígeno. máx.	0.18	0.25	0.35	0.40
Titanio. máx.	balance	balance	balance	balance

Tabla 3. Composiciones químicas de los diferentes grados de titanio comercialmente puro.

Grado	Resistencia máxima (MPa)	Límite elástico 0.2% (MPa)	Alargamiento (%)	Reducción de área (%)
1	240	170	24	30
2	345	275	20	30
3	450	380	18	30
4	550	483	15	25

Tabla 4. Propiedades mecánicas de los diferentes grados de titanio comercialmente puro.

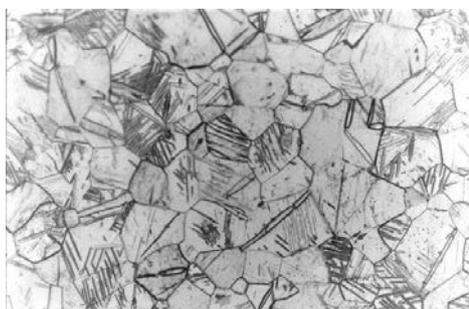


Figura 17. Estructura de granos α del titanio c.p.

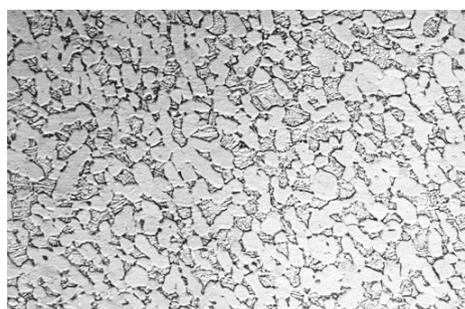


Figura 18. Estructura «mill annealed».

Implant		σ_{max} (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	ϵ (%)	HVN
Ti-cp (grade4)	JDE	460 (37)	357 (23)	17 (4)	104 (12)
Ti-15%Zr	Roxolid	877 (24)	678 (20)	22 (4)	199 (15)
Ti strained 12%	Vega	1100 (35)	740 (23)	8 (2)	380 (23)

Where: σ_{max} = Maximum strength, $\sigma_{0.2}$ = Yield Strength, ϵ = Strain-to-fracture, HVN = Hardness Vickers.

Tabla 5. Propiedades mecánicas de los implantes dentales estudiados.

En metalurgia hay dos maneras de aumentar la resistencia mecánica de los metales:

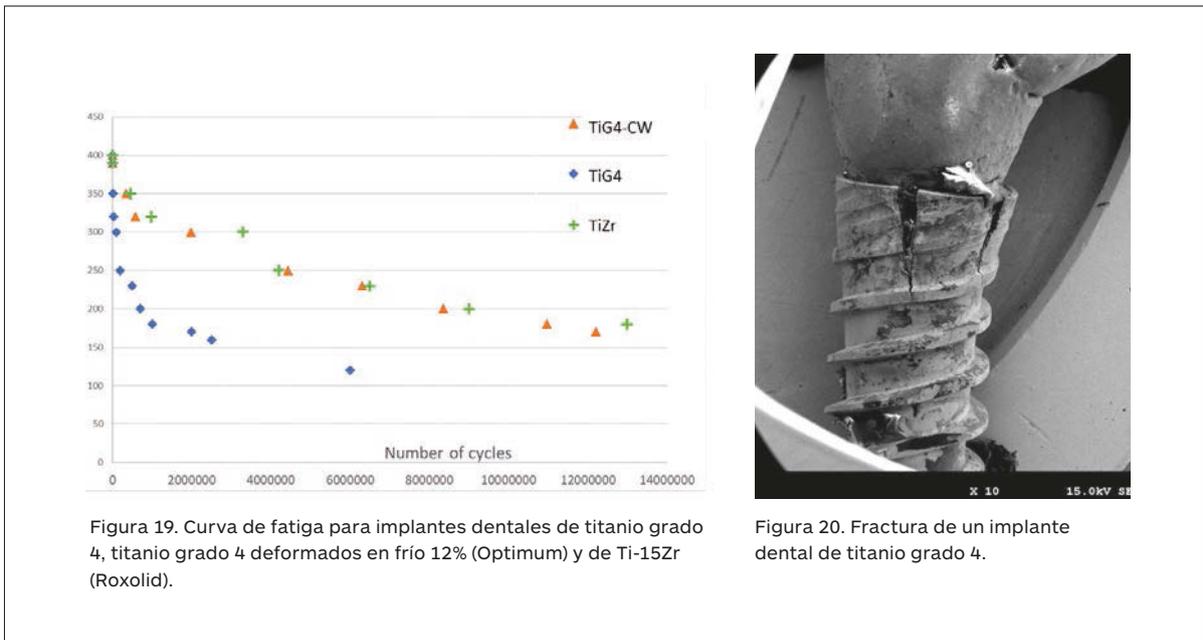
1. Variación de la composición química. Es decir, alea el titanio con otros metales como es el caso del Ti-6Al-4V o bien con Zirconio para obtener una aleación más resistencia sin perder la gran capacidad osteointegradora. Es el caso de la aleación Ti-15Zr Roxolid (Straumann) que presenta resistencia mecánica suficiente para la aplicación en implantes estrechos.

2. Aplicar deformación al titanio comercialmente puro. En el caso del titanio hemos podido conseguir con un estiramiento del 12% de deformación fría un material con unas propiedades mecánicas adecuadas

para implantes dentales estrechos con grandes requerimientos mecánicos. Este tipo de titanio denominado Optimum (Klockner Dental Implants) conserva las excelentes propiedades biológicas, resistencia a la corrosión y la gran capacidad osteointegradora.

En ambos casos, la resistencia mecánica supera los 900 MPa y conservan las propiedades de citocompatibilidad del titanio y su gran capacidad osteointegradora.

Las propiedades mecánicas de los implantes ensayados se muestran en la **Tabla 5**. El límite elástico para el Ti-cp de grado 4 es menor y su valor fue significativamente mayor cuando los implantes estaban



compuestos de Ti-15Zr o presentaban un 12% de trabajo en frío. Se observó una tendencia similar para la resistencia máxima (σ_{max}). Por otro lado, la deformación a la fractura fue menor para la aleación de Ti y el Ti trabajado en frío. El Ti-15Zr presentó un valor de deformación significativamente superior al del Ti trabajado en frío. En consecuencia, el Ti tratado mediante trabajo en frío presenta un menor valor de tenacidad, sin que ello afecte a otras propiedades como la biocompatibilidad o la resistencia a la corrosión del Ti-cp. La dureza resultó ser significativamente mayor para el Ti trabajado en frío que en las otras condiciones. Este hecho se debe al aumento de los defectos lineales en la microestructura hexagonal del titanio. La densidad de las dislocaciones por deslizamiento produce un aumento de la dureza y de las propiedades mecánicas (76-85).

En los ensayos de fatiga, el comportamiento de los materiales se caracteriza habitualmente por una curva S-N. Se trata de un gráfico de la magnitud de una fuerza o tensión cíclica (S) frente al número de ciclos hasta el fallo (N). Por debajo de esta curva, el implante dental no se fractura. La **Figura 19** muestra la curva S-N para los diferentes implantes estrechos estudiados. Los resultados muestran que los implantes aleados con Zr y los de Ti grado 4 sometidos a un 12% de trabajo en frío presentan más vida a fatiga que los im-

plantes dentales de Ti (grado 4) sin tratamiento de endurecimiento. Los implantes trabajados en frío o aleados presentan una curva asintótica en torno a los 200 N. Sin embargo, el Ti-cp grado 4 se sitúa en torno a los 100 N. Estos valores demuestran la importancia de las propiedades mecánicas estáticas en el comportamiento cíclico. Este aspecto es muy importante en las aplicaciones clínicas, el Ti-cp para implantes dentales estrechos de titanio puede producir fracturas prematuras cuando las cargas en la masticación son superiores a 100 N.

En la **Figura 20** puede observarse un implante dental estrecho de titanio comercialmente puro fracturado por falta de resistencia mecánica. Como puede observarse la fractura es en forma de hojas de flor en sentido longitudinal, donde el inicio de la grieta es en los puntos de conexión con la prótesis. ■

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Gobierno español y a la Unión Europea la concesión del Proyecto RTI2018-098075-B-C22 que ha permitido, en parte, la financiación de estos estudios.

BIBLIOGRAFÍA

- Aparicio C, FJ Gil, C Fonseca, M Barbosa and J.A. Planell.** Corrosion behaviour of commercially pure titanium shot blasted with different materials and sizes of shot blasted with different materials and sizes of shot particles for dental implant applications. *Biomaterials*. 24 (2003) 263-273.
- Bader R, E. Steinhäuser, G. Willmann and R. Grading.** Key Engineering Materials. 192-195 (2001) 549-552.
- Bagno A, di Bello C.** Surface Treatment and Roughness Properties of Ti-based Biomaterials. *J Mater Sci: Mater Med* 15 (2004) 935-949.
- Albertini M, M. Fernandez-Yague, P. Lazaro, M. Herrero-Climent, JV Rios-Santos, P. Bullon, FJ Gil.** Advances in surfaces and osseointegration in implantology. Biomimetic surfaces. *Med Oral Patol Oral Cir Bucal* doi:10.4317/medoral.20353. 20(3) (2015) 316-325.
- Aparicio C, E. Salvagni, M. Werner, E. Engel, M. Pegueroles, C. Rodríguez-Cabello, F. Muñoz, J.A. Planell and F.J. Gil.** Biomimetic treatments on dental implants for immediate loading applications. *Journal of Medical Devices*. 3 (2009) DOI: 10.1115/1.3190476.
- Albrektsson T, Brånemark PI, Hansson HA, Lindström J.** Osseointegrated titanium implants. *Acta Orthop Scand* 52 (1981) 155-170.
- Aparicio C, JM. Manero, F. Conde, M. Pegueroles, JA. Planell, M. Vallet-Regí and FJ. Gil.** Acceleration of apatite nucleation on microrough bioactive titanium for bone-replacing implants". *Journal of Biomedical Materials Research* 82A (2007) 521-529.
- Brunski JB, Moccia AFJ, Pollack SR, Korostoff E, Trachtenberg DI.** The influence of functional use of endosseous dental implants on the tissue-implant interface. I. Histological aspects. *J Dent Res* 58 (1972) 1953-1969.
- Cao W, Hench LL.** Bioactive materials. *Ceram Int* 22 (1996) 493-507.
- Gil FJ, D. Rodríguez and C. Aparicio.** Variation of roughness and adhesion strength of deposited apatite layers on titanium dental implants". *Materials Science & Engineering C* 31 (2011), pp. 320-324. doi. 10.1016/j.msec.2010.09.018.
- Gil FJ, Manzanares N, Badet A, Aparicio C, Ginebra MP.** Biomimetic treatment on dental implants for short-term bone regeneration. *Clinical Oral Investigations* 18 (i) (2014) 59-66. DOI: 10.1007/s00784-013-0953-z.
- Tengvall P, Lundström L.** Physico-chemical considerations of titanium as a biomaterial. *Clin Mat* 9 (1992) 115-134.
- Herrero-Climent M, M. Romero, P. Lázaro, JV Rios, R.A. Pérez, FJ Gil.** Effectiveness of a new dental implant bioactive surface; histological and histomorphometric comparative study in minipigs. *Clinical Oral Investigations*. Doi.org/10.1007/s00784-017-2223-y.
- Kokubo T, Miyaji F, Kim HM.** Spontaneous formation of bonelike apatite layer on chemically treated titanium metals. *J Am Ceram Soc* 79 (1996) 1127-1129.
- Kokubo T, Miyaji F, Kim HM, Nakamura T.** Bonding strength of bonelike apatite layer to Ti metal substrate. *J Biomed Mater Res (Appl Biomater)* 38 (1997) 121-127.
- Hanawa T.** Titanium and its oxide film; a substrate for formation of apatite. En «The bone-biomaterial interface»; ed. Davies JE. University of Toronto Press, Toronto (1991), p. 49-61.
- Hanawa T, Asaoka K, Ukai H, Murakami K.** Calcium phosphate precipitation on titanium in electrolyte and its acceleration by calcium-ion-implantation. En "Compatibility of biomedical implants. Corrosion and organic and biological electrochemistry divisions. Proc Vol 94-15"; eds. Kovacs P, Isthaphanous NS. The Electrochemical Chemistry, Pennington (1994), p. 126-137.
- Wennerberg A, Ektessabi A, Albrektsson T, Johansson C, Andersson B.** A 1-year follow-up of implant of differing surface roughness placed in rabbit bone. *International Journal of Oral Maxillofacial Implants*. 1997; 12: 486-494.
- Lázaro P, M. Herrero-Climent, FJ Gil.** Evaluation of titanium dental implants after failure of osseointegration by means of X-ray photoelectron spectroscopy, electron microscopy and histological studies. *Journal of Biomedical Science and Engineering*. 3 (2010) 1073-1077.
- Pegueroles M, Tonda-Turo C, Planell JA, Gil FJ, Aparicio C.** Adsorption of fibronectin, fibrinogen, and albumin on TiO₂: Time-Resolved Kinetics, Structural Changes, and Competition Study. *Biointerphases* 7:48 (2012). DOI:10.1007/s13758-012-0048-4
- Nogueras J, Gil FJ, J. Salsench, J. Martínez-Gomis** Roughness and Bonding strength of Bioactive apatite layer on Dental Implants. *Implant Dentistry* 13 (2) (2004) 185-189.
- Osborn JF, Newesely H.** Dental implants: Materials and Systems. Dynamics aspects of the implant-bone interface. Carl Hanser Verlag. 1980: 111-123.
- Ginebra MP, C Aparicio, E Engel, M Navarro, FJ Gil and JA Planell.** Calcium phosphate bone substitutes. *Medical Journal of Malaysia* 59 (suppl B) (2004) 65-66.
- Kasemo B, Lausmaa J.** Surface science aspects on inorganic biomaterials. *CRC Crit Rev Biocompat* 2 (1986) 335-380.
- Kasemo B.** Biological surface science. *Surf Sci* 500 (2002) 656-677.
- Gil FJ.** The effect of shot blasting and heat treatment on the fatigue behavior of titanium for dental implant applications. *Dental Materials* 23 (2007) 486-491.
- Gil FJ, C. Aparicio, J.M. Manero, A. Padrós.** Influence of the height of the external hexagon and surface treatment on fatigue life of commercially pure titanium dental implants. *The International Journal of Oral & Maxillofacial Implants* 24 (2009) 583-590.
- Gil FJ, D Rodríguez and C Aparicio.** Variation of roughness and adhesion strength of deposited apatite layers on titanium dental implants". *Materials Science & Engineering C* 31 (2011), pp. 320-324.
- Pegueroles M, Aparicio C, Bosio M, Engel E, Gil FJ, Planell JA, Altankov G.** Spatial organization of osteoblast fibronectin matrix on titanium surfaces: Effects of roughness, chemical heterogeneity and surface energy". *Acta Biomaterialia*. 6 (2010) 291-301.
- Arciniegas, M, Aparicio, C, Manero, et al.** Low elastic modulus metals for joint prosthesis: Tantalum and nickel-titanium foams. *J. Eur. Ceram. Soc.* 27, 2007: 3391-3398.
- Brånemark PI, Engstrand P, Öhrnell LO, Gröndahl K, Nilsson P, Hagberg K, Darle C, Lekholm U.** Brånemark Novum: a new treatment concept for rehabilitation of the edentulous mandible. Preliminary results from a prospective clinical follow-up study. *Clin Implant Dent Rel Res* 1 (1999) 2-16.
- Brånemark PI, Hansson BO, Adell R, Breine U, Lindström J, Hallen O, Öhman A.** Osseointegrated implants in the treatment of edentulous jaw. Experience from a 10-year period. *Scand J Plast Reconstr Surg* 11:suppl.16 (1977) 1-132.
- Brånemark PI, Zarb GA, Albrektsson T.** «Prótesis tejido-integradas. La osteointegración en la odontología clínica». Quintessenz Verlags-GmbH, Berlin (1987).
- Cohran DL, Schenk RK, Lussi A, Higginbottom FL, Buser D.** Bone response to unloaded and loaded titanium implants with a sandblasted and acid-etched surface: a histometric study in the canine mandible. *J Biomed Mater Res* 40 (1998) 1-11.
- Lazzara RJ.** Immediate implant placement into extraction sites: Surgical and restorative advantages. *Int J Periodont Rest Dent* 9 (1989) 333-343.
- Misch CE (ed).** «Implantología contemporánea». Mosby/Doyma Libros, Madrid (1995).
- Morgan MJ, James DF, Pilliar R.** Fractures of the fixture component of an osseointegrated implant. *Int J Oral Maxillofac Implants* 8 (1993) 409-414.
- Pilliar RM, Cameron HU, Macnab I.** Bone ingrowth and stress shielding with a porous surface coated fracture fixation plate. *Biomed Eng*. 10, 1979: 126-131.
- Pilliar, RM.** Overview of surface variability of metallic endosseous dental implants: textured and porous surface-structured designs. *Implant Dent*. 7, 1998: 305-314.
- Aparicio C, Gil FJ, Planell JA, Engel E.** Human osteoblast proliferation and differentiation on grit-blasted and bioactive titanium for dental applications. *Journal of Materials Science: Materials in Medicine*. 13 (2002) 1105-1111.
- Boyan BD, Lohmann CH, Sylvia VL, Cochran DL, Dean DD, Schwartz Z.** Mechanisms involved in osteoblasts response to implant surface morphology. *Annu Rev Mater Res* 31 (2001) 357-371.
- Kujalaa S, Ryhanen J, Danilovb A, et al.** Effect of porosity on the osteointegration and bone ingrowth of a weight-bearing nickel-titanium bone graft substitute. *Biomaterials* 24, 2003: 4691-4697.

43. **Lake FT.** Biología ósea básica en implantología. En «Implantes Dentales endoóseos»; ed. McKinney RV Jr. Mosby, Barcelona (1993) p. 52-61.
44. **Larsson C, Esposito M, Liao H, Thomsen P.** The titanium-bone interface in vivo. En «Titanium in Medicine: material science, surface science, engineering, biological responses and medical applications»; eds. Brunette DM, Tengvall P, Textor M, Thomsen P. Springer Verlag, Berlin (2001), pp. 587-648.
45. **Lausmaa J.** Mechanical, Thermal, Chemical and Electrochemical Surface Treatment of Titanium. En «Titanium in Medicine: material science, surface science, engineering, biological responses and medical applications»; eds. Brunette DM, Tengvall P, Textor M, Thomsen P. Springer Verlag, Berlin (2001), p. 231-266.
46. **Lekholm U, Zarb GA.** Patient selection and preparation. In: Brånemark PI, Zarb GA, Albrektsson T (eds): Tissue-integrated prostheses: Osseointegration in clinical dentistry. Quintessence, Chicago 1985: 199-209.
47. **Martinson L, Goessl A, Ciridon W, Pan YV, Sigle R, Savinit G, Leach-Scampavia D, Leach K, Kyriakides T, Shen L, Branca A, Carter W, Borsstein P, Sage H, Giachelli C, Horbett T, Ratner B.** Biomaterial implants in the subcutaneous mouse model. Transactions of the Sixth World Biomaterials Congress, Kamuela, USA (2000), p. 1289.
48. **Kasemo B.** Biocompatibility of titanium implants: surface science aspects. *J Prosthet Dent* 49 (1983) 832-837.
49. **Curtis A, Wilkinson C.** New depths in cell behaviour: reactions of cells to nanotopography. En «cell behaviour: control and mechanisms of motility» Portland Press Ltd. London (1999) pp.15-26
50. **Esposito M, Hirsch JM, Lekholm U, Thomsen P.** Biological factors contributing to failures of osseointegrated oral implants. (II) Etiopathogenesis. *Eur J Oral Sci* 106 (1998) 721-764.
51. **Esposito M.** Titanium for dental implants (I). En «Titanium in Medicine: material science, surface science, engineering, biological responses and medical applications»; eds. Brunette DM, Tengvall P, Textor M, Thomsen P. Springer Verlag, Berlin (2001), p. 827-873.
52. **Buser D, Schenk RK, Steinemann S, Fiorellini JP, Fox CH, Stich H.** Influence of surface characteristics on bone integration of titanium implants. A histomorphometric study in miniature pigs. *J Biomed Mater Res* 25 (1991) 889-902.
53. **Gil FJ, Sánchez LA, Espias A, Planell JA.** In vitro corrosion behaviour and metallic ion release of different prosthodontic alloys". *International Dental Journal*. 49 (6) (1999) 347-351.
54. **Gil FJ, JAPlanell.** «Behaviour of normal grain growth kinetics in single phase titanium and titanium alloys». *Materials Science & Engineering A*, 283 (2000) 17-24.
55. **Gil FJ, Ginebra MP, Planell JA.** Surface hardening by anodizing and heat treatments of Ti-6Al-4V alloy for articular prostheses. *Biomedical Materials and Engineering*. 12 (2002) 271-281.
56. **Gotfredsen K, Nimb L, Hjørtting-Hansen E, Stoltze K, Budtz-Jørgensen E.** Histological and histomorphometrical evaluation of tissue reactions adjacent to endosteal implants in monkeys. *Clin Oral Implants Res* 2 (1991) 30-37.
57. **Guillem J, L.Delgado, M.Godoy-Galardo, M. Pegueroles, M.Herrero, FJ. Gil.** Fibroblast adhesion and activation onto micro-machined titanium surfaces. *Clinical Oral Implants Res* 00, 2012, 1-11 DOI. 10.1111/j.1600-0501.2012.02451.x.
58. **Thomas K.A., Kay F.K., Cook S.D., Jarcho M.** The effect of surface macrotexture and hydroxylapatite coating on the mechanical strength and histologic profiles of titanium implant materials. *Journal of Biomedical Materials Research*. 1987; 21: 1395-1414.
59. **Thomsen P, Ericsson LE.** The bone-biomaterial interface, University of Toronto Press. 1991:153-164.
60. **Thomsen P, Larsson C, Ericson LE, Sennerby L, Lausmaa J, Kasemo B.** Structure of the interface between rabbit cortical bone and implants of gold, zirconium and titanium. *J Mater Sci: Mater Med* 8 (1997) 653-665.
61. **Baecker W, Becker BE, Israelson H, Lucchini JP, Handelsman M, Ammons W, Rosenberg E, Rose L, Tucker LM, Lekholm U.** One-step surgical placement of Brånemark implants: a prospective multicenter clinical study. *Int J Oral Maxillofac Implants* 12 (1997) 454-462.
62. **Boyer R, Welsh G, Collings EW (eds).** "Materials Properties Handbook: Titanium Alloys". ASM International, Materials Park (1994).
63. **Breme J, Biehl V.** Metallic biomaterials. En "Handbook of Biomaterials Properties"; eds. Black J, Hastings G. Chapman & Hall, London (1998), p.135.
64. **Brunette DM, Tengvall P, Textor M, Thomsen P, eds.** "Titanium in Medicine: material science, surface science, engineering, biological responses and medical applications". Springer Verlag, Berlin (2001).
65. **Brunski JB.** Biomechanical factors affecting the bone-dental implant interface. *Clinical Mater* 10 (1992) 153-201.
66. **Gil FJ, Rodríguez A, Espinar E, Llamas JM, Padullés E, Juárez A.** Effect of the oral bacteria on the mechanical behavior of titanium dental implants". *The International Journal of Oral and Maxillofacial Implants*. 27 (1) (2012), 64-68.
67. **Godoy-Gallardo M, A.Rodríguez-Hernández, L.Delgado, JM.Manero, F.J.Gil, D.Rodríguez.** Silver deposition on titanium surface by electrochemical anodizing process reduces bacterial adhesion of *Streptococcus sanguinis* and *Lactobacillus salivarius*". *Clinical Oral Implant Research*. 2014. Doi: 10.1111/clr.12422.
68. **Pegueroles M, Gil FJ, Planell JA, Aparicio C.** The influence of blasting and sterilization on static and time-related wettability and surface-energy properties of titanium surfaces. *Surface & Coatings Technology* 202 (2008) 3470-3479.
69. **Fraker AC, Ruff AW, Sung P, van Orden AC, Speck KM.** Surface preparation and corrosion behavior of titanium alloys for surgical implants. En "Titanium Alloys in Surgical Implants. ASTM Special Technical Publication 796"; eds. Luckey HA, Kubli F. ASTM, Philadelphia (1983) p. 206-219.
70. **Leventhal GS.** Titanium a metal for surgery. *J Bone Joint Surg* 33A (1951) 473.
71. **Manero JM, Gil FJ, Planell JA.** "Deformation mechanisms of Ti-6Al-4V alloy with a martensitic microstructure subjected to oligocyclic fatigue". *Acta Materialia*. 48 (2000) 3353-3359.
72. **Bell BF, Schuler M, Tosatti S, Textor M, Schwartz Z, Boyan BD.** Osteoblast response to titanium surfaces functionalized with extracellular matrix peptide biomimetics. *Clin Oral Implants Res* 2011; 22:865-872.
73. **Bobyn JD, Mortimer ES, Glassman AH, Engh CA, Miller JE, Brooks CE.** Producing and avoiding stress shielding. *Clin Orthop Rel Res* 264 (1992) 79-96.
74. **BoyanBD, SchwartzZ.** Modulation of osteogenesis via implant surface design en "Bone engineering" Ed. Davies JE. Toronto (1999) pp.232-239.
75. **Buser D, Mericske-Stern R, Bernard JP, Behneke A, Behneke N, Hirt HP, Belser UC, Lang NP.** Long-term evaluation of non-submerged ITI implants. Part 1: 8-year life table analysis of prospective multi-center study with 2359 implants. *Clin Oral Implants Res* 8 (1997) 161-172.
76. **Caparros C, J.Guillem-Martí, M.Punset, M.Molmeneu, J.Calero, FJ.Gil.** Mechanical properties and in vitro biological response to porous titanium alloys for intervertebrae implants. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. 39, 2014; 79-86. DOI:10.1016/j.jmbm. 2014.05.029.
77. **Chiapasco M, Gatti C, Rossi E, Haefliger W, Markwalder TH.** Implant-retained mandibular overdentures with immediate loading. A retrospective multicenter study on 226 consecutive cases. *Clin Oral Implants Res* 8 [1997] 48-57.
78. **Colling EW.** "The Physical Metallurgy of Titanium Alloys". American Society for Metals. Metals Park, Ohio, 1984.
79. **Henrich VE, Cox PA.** "The surface science of metal oxides". Cambridge University Press, Cambridge (1994).
80. **ISO 5832-2.** Implants for surgery. Metallic materials. Part 2: Unalloyed titanium (1999).
81. **ISO10993-1** Biological evaluation of medical devices. Part 1: Evaluation and testing (1997).
82. **Polmeier IJ.** "Light alloys. Metallurgy of the light metals". Edward Arnold, Londres (1995).
83. **Ponsenet L, Reybier K, Jaffrezic N, Comte V, Lagneau C, Lissac M, Martelet C.** Relationship between surface properties (roughness, wettability) of titanium and titanium alloys and cell behaviour. *Mat Sci Eng C* 23 (2003) 551-560.
84. **Proubasta I, Gil FJ, Planell JA.** Fundamentos de biomecánica y biomateriales, Ed. Ergon, Barcelona, 1997: 97-142.
85. **Ratner BD.** A perspective on titanium biocompatibility. En "Titanium in Medicine: material science, surface science, engineering, biological responses and medical applications"; eds. Brunette DM, Tengvall P, Textor M, Thomsen, P. Springer Verlag, Berlin (2001), p. 2-12.