

## **Biomaterials: materials metàl·lics i el seu ús en cirurgia protètica**

L'Agència de Qualitat i Avaluació Sanitàries de Catalunya (AQuAS) és una entitat adscrita al Departament de Salut. La seva missió és generar el coneixement rellevant per contribuir a la millora de la qualitat, la seguretat i sostenibilitat del sistema de salut de Catalunya, posant l'enfocament en l'avaluació i utilitzant com a instruments principals la informació, el coneixement i les tecnologies de la informació i les comunicacions. L'AQuAS és membre fundador de la International Network of Agencies of Health Technology Assessment (INAHTA) i de la International School on Research Impact Assessment (ISRiA), és membre corporatiu de la Health Technology Assessment International (HTAi), del grup Reference site "quatre estrelles" de l'European Innovation Partnership on Active and Healthy Ageing de la Comissió Europea, del CIBER d'Epidemiologia i Salut Pública (CIBERESP), del grup de Recerca en Avaluació de Serveis i Resultats de Salut (RAR) reconegut per la Generalitat de Catalunya i de la Red de Investigación en Servicios Sanitarios en Enfermedades Crónicas (REDISSEC).

Es recomana que aquest document sigui citat de la manera següent: Martínez O, Mora X. Biomaterials: materials metàl·lics i el seu ús en cirurgia protètica. Barcelona: Agència de Qualitat i Avaluació Sanitàries de Catalunya. Departament de Salut. Generalitat de Catalunya; 2017.

Les persones interessades en aquest document poden adreçar-se a:  
Agència de Qualitat i Avaluació Sanitàries de Catalunya. Roc Boronat, 81-95 (segona planta). 08005 Barcelona  
Tel.: 93 551 3888 | Fax: 93 551 7510 | <http://aquas.gencat.cat>

© 2017, Generalitat de Catalunya. Agència de Qualitat i Avaluació Sanitàries de Catalunya  
Edita: Agència de Qualitat i Avaluació Sanitàries de Catalunya  
Primera edició: Barcelona, novembre 2017  
Correcció: Albert GF infographics  
Disseny: Isabel Parada (AQuAS)



Els continguts d'aquesta obra estan subjectes a una llicència de Reconeixement-NoComercial-SenseObraDerivada 4.0 Internacional. La llicència es pot consultar a: <http://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/deed.ca>

# Biomaterials: materials metà·lics i el seu ús en cirurgia protètica

## Autoria

### **Olga Martínez Cruz**

Tècnic del Registre d'Artroplàsties de Catalunya (RACat)  
Agència de Qualitat i Avaluació Sanitàries de Catalunya (AQuAS)

### **Xavier Mora Iler**

Traumatologia i cirurgia ortopèdica  
Postgrau en Biomaterials UPC Barcelona  
Col·laborador extern del RACat

## Revisors externs

### **Iban González i Gil**

Investigador sènior  
LEITAT Centre Tecnològic

### **Pere Badalló i Cañellas, PhD**

Investigador d'enginyeria mecànica  
LEITAT Centre Tecnològic



Els autors declaren no tenir cap conflicte d'interès en relació amb aquest document.

---

# AGRAÏMENTS

L'Agència de Qualitat i Avaluació Sanitàries de Catalunya (AQuAS) agraeix la revisió i comentaris de millora a una revisió preliminar de l'informe tècnic a Francesc Pallisó Folch, membre del Comitè Assessor del RACat i cap del Servei de Cirurgia Ortopèdica i Traumatologia (COT) de l'Hospital Universitari Santa Maria de Lleida, així com a Miquel Pons Cabrafiga, adjunt de COT de l'Hospital Sant Rafael de Barcelona, i Moisés Coll i Rivas, adjunt de COT de l'Hospital de Mataró, col·laboradors externs del RACat.

---

# ÍNDIX

Pròleg.....	6
Objectius .....	8
Metalls.....	9
Introducció .....	9
El primer pas, el Vitallium .....	10
Microestructura dels metalls .....	11
Materials metàl·lics per a implants.....	12
Corrosió.....	15
Fricció i desgast.....	17
Aliatges utilitzats en la fabricació d'implants .....	21
Acer inoxidable .....	21
Cobalt i els seus aliatges .....	24
Titani.....	27
Titani comercialment pur (cp).....	30
Aliatges de titani .....	31
Discussió.....	33
Consideracions .....	37
Bibliografia .....	38
Annexos .....	43
Annex1. Taula periòdica .....	43
Annex 2. Composició química dels acers més utilitzats en la indústria segons la Norma AISI (American Iron and Steel Institute).....	44
Annex 3. El medi biològic i la seva interacció amb els implants .....	46

---

# PRÒLEG

L'esperança més gran de vida i l'augment de l'activitat i de l'exercici físic, de la població en general, ha portat a un increment notable de les substitucions protètiques de la majoria de les articulacions de la nostra anatomia, entre les que destaquen, de manera notable, les de maluc i genoll.

Des dels primers intents per implantar un metall dins el cos humà amb fins terapèutics, la cerca de materials metàl·lics s'ha centrat en aquells que compleixen una sèrie de necessitats o requisits com són la biocompatibilitat, resistència a la corrosió, mínim coeficient de fricció amb mínim desgast, per tal d'evitar al màxim l'alliberament de partícules i així disminuir l'osteòlisi i l'afluixament, o la isoelasticitat i la resistència a la fatiga, entre altres propietats.

El material base de totes les pròtesis ha estat i continua sent el metall, tant per a l'elaboració de les tiges femorals, com dels components acetabulars no cimentats i dels elements que conformen la pròtesi de genoll. També cal recordar que un nombre important dels parells de fricció de l'artroplàstia de maluc tenen el seu element base en el metall.

Actualment, els metalls més utilitzats són els aliatges de crom-cobalt, especialment en l'elaboració d'elements cimentats i com a parell de fricció, i el titani en diverses presentacions i aliatges per als components no cimentats. Aquests compostos intenten aportar la majoria dels requisits abans esmentats per poder ser considerats com el "biomaterial perfecte". No obstant això, malauradament encara estem lluny de poder-los atribuir aquest qualificatiu.

La història i la literatura mèdica ens aporten un nombre considerable de problemes derivats de la utilització d'aquests materials com a base de les nostres artroplàsties. Per exemple, l'alliberament de partícules pel desgast a causa de la fricció entre cap femoral i l'insert acetabular quan fem servir un parell de fricció metall-metall, i els efectes indesitjables ocasionats per l'alliberament d'aquestes partícules de cobalt. Són també coneguts els fenòmens corrosius que succeeixen quan dos metalls diferents interactuen en un medi biològic, així com les conseqüències de la modularitat i de l'"innovador" problema de la "trunionitis", així com el de la fatiga del material.

Malgrat totes aquestes circumstàncies i problemes, no hi ha dubte que la base de la cirurgia protètica és i serà, almenys durant unes dècades, el metall. Els avenços tècnics s'acompanyaran d'avenços en metal·lúrgia per dissenyar nous materials i recobriments, i nous processos de fabricació per millorar la fixació, la isoelasticitat, els coeficients de fricció i corrosió per disminuir el desgast, l'alliberament de partícules i augmentar d'aquesta manera la supervivència de les nostres pròtesis. Un exemple d'aquests avenços ha estat l'aparició del

metall trabecular que ens ha fet bastant més fàcil solucionar greus problemes de pèrdues òssies acetabulars.

Aquesta monografia sobre el metall en cirurgia protètica ens ofereix una visió general de la situació i estat actual d'aquesta, així com possibles escenaris futurs de la metal·lúrgia que la fan de lectura gairebé obligatòria per a tot cirurgià protètic, amb la finalitat de conèixer una mica millor el material amb el qual treballem diàriament als nostres quiròfans.



Miquel Pons Cabrafiga  
Adjunt servei de COT - Hospital  
Sant Rafael de Barcelona  
Col·laborador extern del RACat



Mireia Espallargues Carreras  
Responsable d'Avaluació  
AQuAS

---

# OBJECTIUS

La cirurgia ortopèdica i la traumatologia són una especialitat mèdica complexa, ja que el traumatòleg, a més dels coneixements mèdics específics, ha de conèixer les tecnologies sanitàries disponibles en el seu àmbit d'actuació, i ser capaç de valorar la seva utilitat per aplicar-les als pacients.

Entre aquestes tecnologies, prenen especial rellevància els implants protètics i els ciments ossis acrílics, fabricats amb materials biocompatibles que són objecte d'un procés d'innovació i millora contínua per part de la indústria. És precís, doncs, que el cirurgià ortopèdic s'informi proactivament i/o rebi formació en aquesta àrea del coneixement, és a dir, en aspectes relacionats amb les propietats dels materials utilitzats i els processos de fabricació, el disseny i les característiques finals d'aquests tipus de tecnologia.

El coneixement d'aquestes tecnologies ha de proporcionar al cirurgià d'eines que l'ajudin a entendre els factors relacionats amb la resistència o durabilitat, i el seu comportament tant abans com després de la seva implantació en un medi com el del cos humà. En definitiva, conèixer el seu funcionament, així com els avantatges i possibles desavantatges, ha de permetre els professionals de fer un ús adequat de les tecnologies, i alhora ha de redundar en benefici dels pacients. A més, disposar de coneixements en biomaterials permetrà al professional sanitari tenir una opinió més crítica, tot facilitant-li la comunicació amb la indústria.

L'objectiu d'aquesta publicació monogràfica és promoure l'interès pels biomaterials especialment entre els professionals sanitaris, i més en concret entre els traumatòlegs, donat el paper tan important que hi juguen en els resultats de les intervencions d'artroplàsties que realitzen, i d'altra banda, la recerca actual en nous biomaterials i les nanotecnologies associades a la biologia molecular i cel·lular que han de ser decisius en el disseny dels implants del futur.



---

# METALLS

## Introducció

La utilització de metalls en la fabricació d'implants en l'àmbit de la cirurgia ortopèdica reconstructora ha experimentat una evolució constant en el darrer segle, tant pel que fa a la manufactura d'implants, com al seu disseny que reproduïx millor la biomecànica articular. Però diversos avenços tecnològics, paral·lels al món de la medicina, han contribuït a l'èxit d'aquest tipus de cirurgia que ha hagut de fer front a serioses limitacions.

El cirurgià anglès Joseph Lister (1827-1912) va ser pioner en l'ús dels antisèptics introduint, el 1860, les primeres tècniques quirúrgiques asèptiques per reduir les infeccions postoperatories. Lister, coneixedor dels treballs del químic francès Louis Pasteur, va arribar a la conclusió que la majoria de les infeccions de les ferides eren d'origen bacterià.<sup>1</sup>

El descobriment dels raigs X (Rx) per Roentgen, el 1895, permet per primera vegada seguir el procés de consolidació de les fractures. Aquest fet, junt amb l'evolució de l'asèpsia i l'antisèpsia, pràcticament ignorades fins al segle XIX, van augmentar considerablement el camp d'acció en l'àmbit de la traumatologia i la cirurgia ortopèdica, en preservar de la infecció i reduir la morbi-morbiditat.

D'altra banda, el 1829, H.S. Levert (1804-1864), cirurgià americà, ja havia començat a experimentar amb animals per determinar la idoneïtat dels materials per a implants, practicant sutures amb filferro de diferents metalls: plata, or, plom i platí. Entre les seves conclusions, el platí era el menys irritant pel que fa als teixits (essent aquest el més noble), demostrant així l'efecte que produïen els metalls en un entorn d'implantació com el dels éssers vius, així com el comportament a escala cel·lular.<sup>2</sup>

Una de les limitacions de col·locar un implant de metall en un medi com el del cos humà, es deu al fet que en condicions normals el líquid de l'espai extracel·lular és molt agressiu.

Aquest líquid és una solució aquosa on hi ha dissolts oxigen i diversos ions, com els cations sodi i magnesi i els anions clorur, els quals són considerats com a perjudicials per als metalls des del punt de vista de resistència a la corrosió. Així, en aquest medi conductor es poden produir fenòmens electrolítics d'oxidació-reducció.

El cirurgià alemany H. Hansmann, es converteix el 1886 en el primer cirurgià a utilitzar plaques de metall per a fixació interna. Però el material utilitzat, un acer amb vanadi, va resultar incompatible amb els teixits del cos humà i els resultats van ser dramàtics pel ràpid deteriorament del metall.<sup>3</sup>

Quasi un segle després dels primers experiments amb animals, un altre cirurgià americà, Arthur Zierold (1886-1976), recull els resultats de l'estudi de Levert i publica, el 1924, la relació "in vivo" de la reacció dels teixits enfront a materials i les seves propietats mecàniques. Evidencià que el ferro i l'acer es corroïen molt ràpidament al cos humà per a

ser útils i segurs, i que l'alumini, la plata i l'or tampoc eren materials acceptables per ser utilitzats en la fabricació d'implants.<sup>4</sup>

El cirurgià belga A. Lambotte (1866-1955) introdueix per primera vegada el terme d'osteosíntesi (1906) i va ser el primer en utilitzar plaques de magnesi pur per a fixacions internes amb cargols d'acer (1932).<sup>5</sup> Lambotte va observar una ràpida degradació de les plaques de magnesi durant els 8 dies següents de la implantació, essent aquesta la primera referència de la degradació del magnesi "in vivo" per un procés de corrosió. Aquest fenomen es pot explicar pel parell galvànic descrit anteriorment per L. Galvani (1737-1798), i que 140 anys després de la seva publicació, la comunitat científica ho va relacionar amb els implants metàl·lics. Quan dos materials metàl·lics estan en contacte en presència d'electròlits, la corrosió es produeix al material anòdic (menys noble); per exemple, en la combinació magnesi i titani la corrosió es produirà al primer.

Tot i que les primeres investigacions sobre la idoneïtat de l'ús del magnesi per a implants constataren un efecte de corrosió tampoc no es van observar efectes sistèmics adversos en l'organisme.<sup>6</sup>

Una altra propietat que ha de tenir un implant és la garantia de resistència mecànica. L'os s'ha de considerar com un sistema dinàmic amb un equilibri de forces, essent imprescindible que les prestacions mecàniques dels implants siguin compatibles amb les funcions específiques del sistema musculoesquelètic. D'aquesta manera, han de presentar un comportament a tracció, compressió, torsió i resistència a la fatiga adients per assegurar la integritat i funcionalitat estructural de l'implant.

## El primer pas, el Vitallium

A principis de la dècada de 1920 Reiner Erdle, tècnic dentista, i Charles Prange, metal·lúrgic, van crear els laboratoris Austenal (paraula derivada d'austenita, també coneguda com a acer gamma ( $\gamma$ )) per l'estudi i la investigació de l'acer inoxidable. Aquest aliatge metàl·lic ja es coneixia per la seva millor resistència a la corrosió que l'acer ordinari. Una casualitat, però, va portar a Erdle, el 1926, a Cleveland a una fira de materials on adquirir un nou material. Després d'analitzar i caracteritzar la seva composició química, van reproduir el que va resultar ser un aliatge de cobalt que van denominar i patentar el 1932 amb el nom de Vitallium. Aquest nou aliatge és considerat avui en dia el primer biomaterial metàl·lic amb característiques de biocompatibilitat, resistència a la corrosió i propietats mecàniques acceptables per ser utilitzat en pròtesis ortopèdiques i dentals.

El Vitallium, compost en un 65% de cobalt (Co), 30% de crom (Cr) i 5% molibdè (Mo), va ser el punt de partida de les investigacions multidisciplinàries per a noves aplicacions en cirurgia ortopèdica.

Posteriorment, el cirurgià Smith-Petersen (1886–1953, USA) va començar a utilitzar, el 1938, el Vitallium a la seva cúpula de superfície del cap de fèmur amb un 82% de supervivència,<sup>7</sup> després que Venable et al. publiquessin el 1937 els resultats experimentals de l'ús d'aquest material per a aplicacions dentals.<sup>8</sup> El vidre (un ceràmic) i la baquelita (un

polímer) van ser descartats com a biomaterials pels nefasts resultats obtinguts amb els seus propis experiments.

Aquests nous coneixements van obrir les portes a pràctiques quirúrgiques modernes i van permetre l'augment en la utilització d'implants metàl·lics en cirurgia ortopèdica arreu del món.

## Microestructura dels metalls

Per entendre les diferents propietats dels biomaterials metàl·lics és necessari conèixer la seva estructura interna, ja que aquesta determinarà les propietats. La seva modificació és la base pel disseny i la fabricació dels materials.

El concepte d'estructura s'ha d'entendre des de diferents nivells: l'atòmic, respecte a l'ordenació i empaquetament dels àtoms a l'espai (el qual es tracta des de la cristal·lografia); i el microestructural, on es considera la distribució i orientació d'aquestes agrupacions (camp aquest estudiat per la metal·lografia).

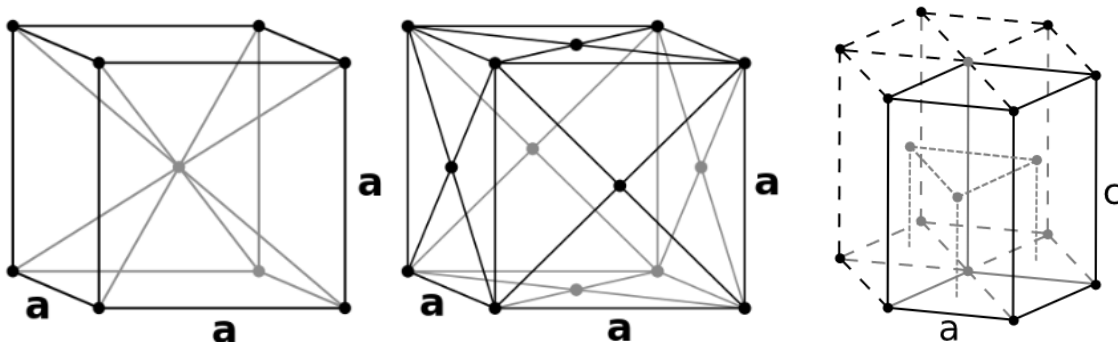
La relació entre el tipus d'estructura i les propietats dels metalls és de gran importància, ja que és possible variar la seva estructura interna a través de diferents processos (tractaments tèrmics, deformació plàstica, etc.), per tal d'obtenir els biomaterials més adients per a la fabricació d'implants protètics.

Els àtoms als metalls no estan col·locats arbitràriament, sinó que s'organitzen a l'espai formant estructures ordenades i compactes. És el que s'anomenen estructures cristal·lines. Tots els metalls formen aquests tipus d'estructura en estat sòlid.

La majoria dels metalls cristal·litzen, principalment, en tres tipus d'estructures (Figura 1):

- a) Cúbica centrada al cos (Ex: Cr, Fe- $\alpha$ , Ti- $\beta$ )
- b) Cúbica centrada a les cares (Ex: Al, Fe- $\gamma$ , Cu, Ni)
- c) Hexagonal compacta (Ex: Co, Ti- $\alpha$ )

**Figura 1. Estructura cristal·lina dels metalls. Font: Wikimedia Commons**  
([https://es.wikipedia.org/wiki/Estructura\\_cristalina](https://es.wikipedia.org/wiki/Estructura_cristalina) ;  
[https://commons.wikimedia.org/wiki/File:Hexagonal\\_close\\_packed.svg](https://commons.wikimedia.org/wiki/File:Hexagonal_close_packed.svg)).



a) Estructura Cúbica Centrada al cos (BCC)

b) Estructura Cúbica Centrada a les cares (FCC)

c) Estructura hexagonal compacta (HCP)

La microestructura d'un material es pot classificar en policristal·lina, formada per molts grans, i monocristal·lina, formada per un sol gra (com és el cas de les pedres precioses). Alhora, un material policristal·lí pot ser:

- Monofàsic o d'una sola fase, on tots els grans tenen la mateixa composició química i el mateix empaquetament atòmic.
- Polifàsic o més d'una fase, on hi ha grans de diferent composició química o empaquetament atòmic.

***Les característiques d'un material policristal·lí estan condicionades a les propietats dels grans que el conformen, com ara la mida, la quantitat en cada fase, la seva forma i distribució. A tall d'exemple, es pot considerar que si el material està format per grans petits, aquest serà més dur i resistent que el mateix material amb grans de major volum.<sup>10</sup>***

En les estructures FCC i HCP l'empaquetament atòmic és més dens o compacte que en la de tipus BCC. És a dir, aprofiten més eficaçment l'espai, deixant pocs espais intersticials entre els àtoms. En general, els metalls més dúctils són del tipus FCC i els més durs de tipus HCP.

### **Al·lotropia i polimorfisme**

Es diu que una substància presenta una al·lotropia (canvis d'estructura en elements) o polimorfisme (canvis d'estructura a compostos) quan pot cristal·litzar en diferents estructures cristal·lines.

Alguns metalls, com el ferro, s'anomenen polimorfs perquè poden adoptar diferents estructures en funció de la pressió i la temperatura a la qual són sotmesos. Si aquest fenomen es dona en un sòlid en estat pur, s'anomena al·lotròpic, com seria el cas del carboni que pot esdevenir en una estructura cristal·lina hexagonal (la del grafit) i en una estructura cúbica (la del diamant).

### **Materials metàl·lics per a implants**

Els metalls purs no tenen la resistència, tenacitat (resistència a l'impacte), ductilitat i duresa que requereixen els implants mèdics. És per això que es recorre als aliatges metàl·lics, resultat de la combinació d'un o més elements amb el metall base per modificar la seva estructura cristal·lina i millorar les seves propietats físiques.<sup>12</sup>

Actualment les famílies de metalls més utilitzades en la fabricació d'implants són:

- L'acer inoxidable austenític tipus AISI 316L, a partir de ferro, crom, níquel i molibdè (Fe-Cr-Ni-Mo).
- El Cobalt – Crom – Molibdè (Co-Cr-Mo).
- El Titani – Alumini – Vanadi (Ti-Al-V).
- El titani comercialment pur (o titani CP).

## Propietats mecàniques

En la utilització d'un implant protètic s'han de considerar, a nivell mecànic, dues propietats; la resistència a les forces que hi actuen durant el procés de càrrega articular (resistència mecànica) i el seu nivell de rigidesa al ser implantat en l'os (elasticitat del material).

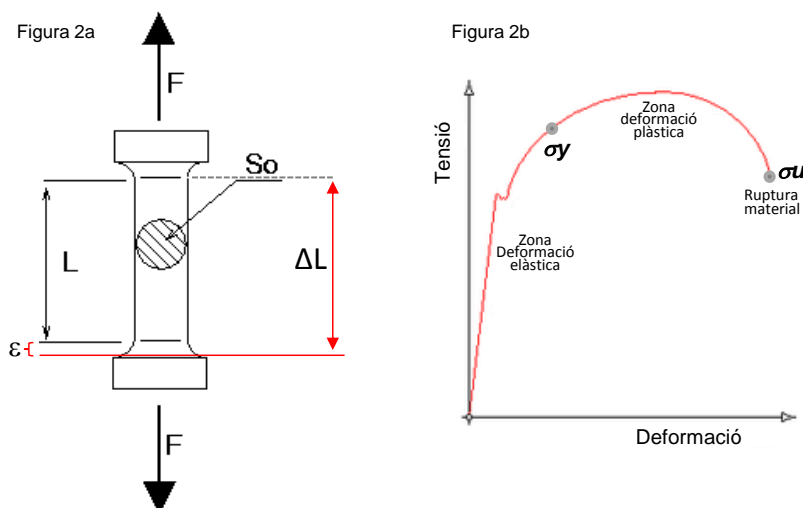
En la supervivència d'un implant tenen un paper molt important les tensions i deformacions a les quals està sotmès, ja que ambdós factors poden ser una de les causes d'afluixament de l'implant.

### ELASTICITAT

És la propietat que permet als materials deformar-se quan són sotmesos a una tensió i a tornar a la seva posició original quan la càrrega deixa d'actuar sense haver sofert deformacions irreversibles.

En aplicar una força ( $F$ ) a una proveta/mostra amb secció coneguda ( $S_0$ ), aquesta experimenta una tensió ( $\sigma$ ). Aquesta càrrega de la proveta, originarà un canvi de longitud ( $\Delta L$ ). Aquest canvi de longitud respecte a la longitud original ( $L$ ) s'anomena deformació unitària ( $\epsilon$ ) (Figura 2a). En relacionar la tensió amb la deformació unitària (Llei de Hooke), es pot analitzar l'elasticitat del material gràcies a la corba resultant (Figura 2b). Si s'analitza la corba tensió-deformació de la Figura 2b, s'observa una zona lineal fins a arribar al límit elàstic ( $\sigma_y$ ). Si no se sobrepassa el límit elàstic, el material es comportarà elàsticament i les deformacions no seran permanents. Si s'aplica una tensió que sobrepassa el límit elàstic, s'entrarà a la zona plàstica del material. D'aquesta manera, el material es deformarà de manera permanent (deformació plàstica). Si es continua aplicant tensió al material, finalment s'arribarà a la tensió última ( $\sigma_u$ ) o punt de fractura, moment en què el material es trencarà.

**Figura 2. Proveta sotmesa a tracció (2a) i corba tensió-deformació (2b).** Font: adaptat de Wikimedia Commons ([https://es.wikipedia.org/wiki/Ensayo\\_de\\_tracci%C3%B3n](https://es.wikipedia.org/wiki/Ensayo_de_tracci%C3%B3n))

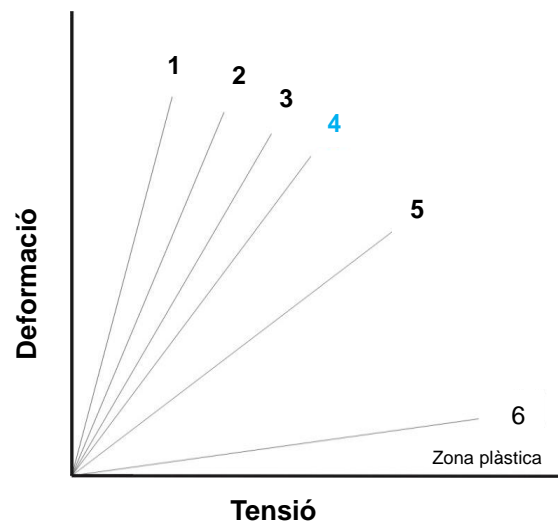


Així doncs, si el material treballa a la zona elàstica (tensió aplicada menor a  $\sigma_y$ ) es manté una proporcionalitat lineal entre les tensions i les deformacions. Aquesta proporcionalitat, segons la Llei de Hooke, ve donada per una propietat intrínseca del material: el mòdul elàstic o mòdul de Young ( $E$ ). Per tant, el mòdul de Young és el pendent de la corba tensió-

deformació a la zona elàstica. En conseqüència, un material menys elàstic tindrà un pendent pronunciat i per tant serà més rígid i amb un mòdul de Young elevat.<sup>13</sup> Un material amb un mòdul de Young baix serà més flexible (Figura 3).

En general, també es pot dir que un material que just en superar el límit elàstic es trenca és un material fràgil, i els que segueixen deformant-se, encara que amb un comportament plàstic, són materials dúctils.

**Figura 3. Mòdul de Young dels materials metàl·lics i biològics**



Aliatges de crom cobalt (1); Acer inoxidable (2); Titani (3);  
Òs cortical (4); Ciment acrílic ossi (5); Cartílag (6);

## RESISTÈNCIA

És la capacitat d'alguns materials de suportar càrregues externes sense trencar-se i es pot produir per tracció, compressió, torsió i cisallament.

## FATIGA

Quan un material està sotmès d'una forma constant i cíclica a una càrrega dins la zona elàstica, aquest es pot arribar a trencar. Aquest fenomen s'anomena fatiga estàtica o cíclica segons el tipus de força aplicada.

L'esquerda tendeix a iniciar-se a la regió amb les de tensions més elevades. Aquestes regions solen coincidir amb una reducció de secció, la presència d'alguna irregularitat i/o discontinuïtat (com un porus o una fissura provinent de les diferents etapes de manufactura de la peça, com per exemple defectes de fosa, de forja, de mecanitzat, etc., sigui de naturalesa interna o superficial. D'altra banda, la velocitat de propagació d'una esquerda és funció del nivell de tensió aplicat. És a dir, a major nivell de tensió menys cicles faran falta fins a la ruptura final del material.

A més a més, un altre factor que afecta la velocitat de propagació, des del punt de vista metal·lúrgic, és la mida de gra del material. Com més gran sigui aquest, més ràpid pot propagar la fractura (ja que hi ha menys límits de gra que n'impedeixin l'avanç).

#### RESILIÈNCIA, TENACITAT

Resiliència és la capacitat d'un material per absorbir energia sense patir una deformació permanent o plàstica. Tenacitat és la capacitat que té un material per absorbir energia sense trencar-se.

#### DURESA

Resistència d'un material a ser ratllat, és a dir, a patir una deformació de la seva superfície en aplicar-hi una força.

#### FLUÈNCIA

Deformació lenta i progressiva (creixent) d'un material respecte el temps. Aquest fenomen, que no es presenta en tots els materials, es caracteritza per un ràpid increment de la deformació sense augment apreciable de la tensió aplicada. Quan la fluència ocorre per l'increment de la temperatura se'n diu termofluència.

## Corrosió

L'American Society for Testing and Materials (ASTM) defineix el terme corrosió com el deteriorament d'un material i de les seves propietats provocades per una reacció química o electroquímica entre el material i el seu entorn (norma ASTM G15).<sup>14-15</sup>

La corrosió és un fenomen crític per a l'implant, ja que el fa perdre la seva biocompatibilitat i les seves propietats funcionals a conseqüència de l'alliberament tan d'ions metàl·lics com de partícules sòlides, la possibilitat de produir efectes secundaris en l'organisme i deteriorar la salut.<sup>16</sup>

Els metalls en un medi reactiu com el del cos humà, poden patir un procés d'oxidació electroquímica per aconseguir una estabilitat termodinàmica. En aquest procés es pot produir una reacció catòdica o de reducció i una altra anòdica o d'oxidació. Perquè aquest procés es produeixi és necessari que diferents àrees del mateix implant actuïn com a elèctrodes i l'espai extracel·lular que envolta l'implant com a electròlit. D'aquesta forma, es pot iniciar el deteriorament electroquímic del metall.<sup>17,18</sup>

La velocitat amb què es produeix la corrosió està relacionada amb la composició del medi on està i a l'exposició a efectes mecànics com la càrrega o la immobilització. La velocitat de corrosió no és constant i pot aturar-se si es produeix un aïllament, com podria ser una pel·lícula o dipòsit a la superfície metàl·lica que actuaria de barrera entre el metall i el medi.<sup>19</sup>

El procés corrosiu pot tenir lloc a l'espai extracel·lular, que en condicions normals té un pH de 7,4, una temperatura de 37°C i un determinat contingut d'ions clorur (Cl<sup>-</sup>). Durant el procés quirúrgic el pH pot pujar fins a 7,8 i posteriorment es pot reduir al postoperatori a 5,5, per estabilitzar-se en les tres setmanes següents. Aquestes variacions del pH poden

accelerar els fenòmens de corrosió. També poden modificar el pH els hematomes i les infeccions.<sup>20</sup>

Els aliatges utilitzats actualment tenen un nivell de resistència a la corrosió molt alt, pel tipus d'aliatge i els tractaments de la seva capa superficial (ja sigui tant per passivació, com per aplicació d'algun recobriment)<sup>21</sup> que permeten controlar el flux elèctric i l'alliberament iònic. Per aquest motiu, actualment no es pot parlar de corrosió dels implants d'una manera generalitzada, però sí de corrosió localitzada que es pot manifestar de diferents formes.<sup>22</sup>

#### CORROSIÓ PER PICADES (PITTING)

La pèrdua localitzada del passivat superficial de l'implant pot iniciar el procés galvànic convertint-se aquest petit punt en ànode i la resta de la superfície en càtode. Aquest mecanisme es realimenta fins a arribar a aprofundir l'interior de l'implant. Per exemple, l'acer inoxidable 316L pot patir aquest tipus de corrosió, mentre que és molt menys freqüent al crom-cobalt (Cr-Co) i el titani (Ti).

#### CORROSIÓ EN FISSURES (CREVICE)

Es produeix en superfícies metàl·liques que estan parcialment aïllades del medi, en forma d'esclatxa, com podria ser la interfície del con Morse i el cap femoral d'una pròtesi de maluc. El principi bàsic és l'acumulació d'ions dintre d'aquest espai, essent una de les principals consideracions en el disseny de l'implant. Aquest tipus de corrosió evoluciona de la mateixa manera que la corrosió per picades.<sup>23,24</sup>

#### CORROSIÓ PER FATIGA

L'acció conjunta d'un medi corrosiu i l'aplicació cíclica de càrregues mecàniques produeix una reducció de la resistència a la fatiga del material. L'acer inoxidable 316L i els aliatges Co-Cr-Mo són més propensos a patir aquest tipus de corrosió respecte al Ti, que mostra una major resistència a la fatiga.

#### CORROSIÓ PER FREGAMENT

Dues superfícies mòbils en contacte poden produir un efecte mecànic de desgast, generalment per abrasió. En aquest cas, igual que en el descrit anteriorment per al *pitting*, el deteriorament del material es deu a l'acció conjunta d'un efecte mecànic i un d'electroquímic.

#### CORROSIÓ INTERGRANULAR

Es parla de corrosió intergranular quan en un metall es produeix un fenomen de corrosió selectiu als límits del gra, perquè aquests són menys resistents que la matriu. L'acer inoxidable (austenític) és un dels més afectats per aquest tipus de corrosió, generalment per un defecte en la seva fabricació o tractament tèrmic posterior. Un tractament tèrmic inadequat (és a dir, sotmetre a la peça a una temperatura excessiva i/o durant un període de temps massa llarg), pot fer que precipitin al límit de gra fases d'intermetàl·liques dels elements que confereixen al material la propietat d'inoxidable (generalment el crom), deixant aquella zona precisament empobrida en l'esmentat material i restant, per tant, menys resistent a la corrosió.



## Fricció i desgast

El material utilitzat en la fabricació de components articulars d'una pròtesi (i concretament la seva superfície) hauria de caracteritzar-se per un baix coeficient de fricció i tenir un bon comportament al desgast. Fricció i desgast són dos fenòmens que es produeixen preferentment a les àrees de contacte entre superfícies. En el disseny i fabricació dels implants és important conèixer aquests dos conceptes tribològics,<sup>a</sup> ja que el desgast és un dels principals motius de fallada protètica.

La fricció és la resistència o oposició al moviment de dos cossos que estan en contacte i que llisquen o roden entre si; és una força que s'oposa al moviment relatiu de dues superfícies i que es defineix mitjançant l'anomenat coeficient de fricció, que és la relació entre la força de fricció i la força normal entre les dues superfícies. L'ASTM normalitza aquest procés amb l'estàndard G40.

Normalment es consideren dos tipus de coeficient de fricció: el que es produeix al començament del moviment (coeficient de fricció estàtic) i el que es produeix a una velocitat relativa i constant (coeficient de fricció dinàmic).

El desgast es pot definir com l'alteració que es produeix en una superfície com a resultat del moviment relatiu respecte a una altra substància en contacte. En aquest procés es produeix una degradació del material amb el desprendiment de partícules.

En altres ocasions, el moviment relatiu entre superfícies pot produir una deformació plàstica superficial i local sense pèrdua de massa, com per exemple quan es dona un cop de martell en una superfície.

El desgast es pot produir també entre una superfície i un fluid, com ara podria ser entre la sang i un stent cardíac.

Per mesurar el desgast s'han de considerar tres variables: l'àrea de contacte, la força aplicada i la distància recorreguda.

La resistència al desgast en el parell<sup>b</sup> articular de les pròtesis es pot millorar modificant les característiques de les superfícies en contacte, ja sigui pel que fa a composició química, tractament tèrmic, o bé pel que fa a rugositat superficial.

De vegades es considera els termes de fricció i desgast com a sinònims per associar més fricció a més desgast i al contrari, i no sempre és així tot i que tenen molts elements en comú. En la fricció tefló-acer (coeficient  $< 0,1$ ) el desgast és superior al de l'acer-acer

---

<sup>a</sup> La tribologia és la ciència que estudia la fricció, desgast i lubricació que tenen lloc durant el contacte entre dues superfícies en moviment relatiu.

<sup>b</sup> El terme parell de fricció és molt utilitzat pels cirurgians ortopèdics, encara que des del punt de vista mecànic s'hauria de parlar de forces de fricció; parell refereix una força aplicada a una certa distància que no és el concepte que es vol transmetre. Així i tot, s'utilitzarà el terme parell en aquesta publicació com a sinònim de força per a facilitar la seva interpretació.

endurit (coeficient 0,2). En aquest exemple, el tefló és molt més tou que l'acer, i encara que hi llisqui millor, també es desgastarà abans.

Finalment, s'hauria de considerar el factor de la lubricació que junt amb la fricció i el desgast es comporten com a variables dependents.

La lubricació es refereix al medi d'interposició entre dues superfícies, amb l'objectiu de disminuir la fricció i el desgast en reduir el contacte entre les superfícies articulars.

En l'articulació anatòmica del maluc, per exemple, el lubricant és el líquid sinovial amb el suport del cartílag que reparteix el líquid a tota l'articulació dintre de l'espai capsular. D'aquesta forma, es produeix un sistema de baixa fricció amb magnituds per sota del 0,004 de coeficient de fricció.

En realitzar una artroplàstia, el líquid sinovial es concentra a la cavitat pseudoarticular amb una certa pèrdua de qualitat, encara que es manté el nivell de proteïnes i àcid hialurònic. El sistema de lubricació en l'àmbit protètic està representat per un règim elastohidrodinàmic, hidrodinàmic o en pel·lícula fina ( $\lambda > 3$ ). En situació de repòs les superfícies estan en contacte i amb el moviment s'intercala el líquid sinovial des d'un gruix microscòpic (elastohidrodinàmic) a un gruix més gran (hidrodinàmic).

En la fricció metall-polietilè es produeix una lubricació mixta, que és de tipus elastohidrodinàmica, on en augmentar la pressió disminueix la capa i es produeix un contacte parcial directe entre les dues superfícies.

En canvi, en la fricció metall-metall la lubricació és hidrodinàmica, on el moviment articular genera zones de sobrepressió i depressió que creen una falca hidrodinàmica a pressió que manté separades les dues superfícies.

Com en tots els processos de lubricació, la viscositat del líquid sinovial i el moviment articular poden fer variar el coeficient de fricció. En el parell de fricció metall-metall la lubricació hidrodinàmica depèn fonamentalment de la perfecta fabricació dels components articulars, en maluc, la còtila i el cap femoral.

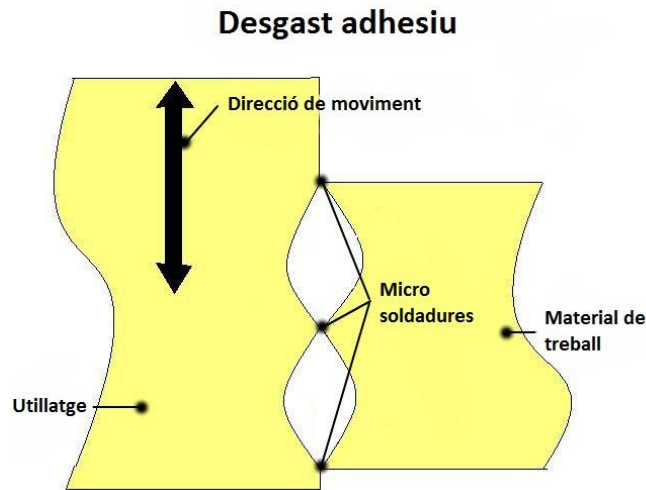
### ***Mecanismes de desgast***

#### **DESGAST ADHESIU**

És el que es produeix en entrar en contacte dues superfícies que llisquen una sobre l'altra. Aquest mecanisme és conseqüència de la rugositat que presenten les superfícies dels materials (Figura 4), i apareix quan la capa de lubricació no té el gruix suficient per evitar el contacte entre els punts més alts de les superfícies (pics de la rugositat o aspresa). L'àrea real del contacte de les superfícies és molt més petita que l'aparent i suportarà la totalitat de la pressió i la velocitat del lliscament, podent produir unions metàl·liques entre les superfícies (soldadura freda). En condicions extremes, poden fusionar-se quan l'àrea real de contacte es va igualant a l'àrea aparent (gripatge), bloquejant el moviment de lliscament.

Aquestes microsoldadures es poden trencar i produir el despreniment de partícules metàl·liques.

**Figura 4. Desgast adhesiu.** Font: adaptat de Wikimedia Commons ([https://commons.wikimedia.org/wiki/File:Desgaste\\_adhesivo.jpg](https://commons.wikimedia.org/wiki/File:Desgaste_adhesivo.jpg))



#### DESGAST PER FATIGA SUPERFICIAL

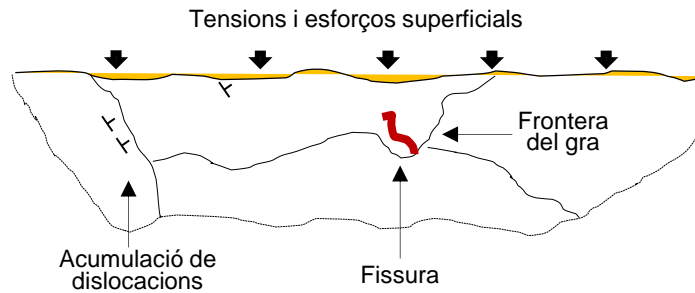
Les superfícies de fricció estan sotmeses cíclicament a tensions variables que són, principalment, de compressió i tracció.

Aquest tipus de desgast es produeix generalment al moviment relatiu de lliscament de dues superfícies a causa de les tensions i esforços de la superfície del material que està en contacte, sense que hi hagi necessàriament interaccions físiques (Figura 5).

El component important que causa el desgast és el cisallament que es produeix en profunditat cada vegada que les dues superfícies fan contacte al mateix lloc, això produeix un efecte de fatiga mecànica amb la formació d'esquerdes que creixen paral·leles a la superfície fins a una longitud crítica, i amb el consegüent alliberament de partícules a l'exterior.

Pel que fa a microestructura el mecanisme és el següent: la deformació del material subsuperficial genera un enduriment localitzat en aquesta zona que pot crear una esquerda (entre la zona endurida i la no endurida), la qual pot propagar-se mitjançant el mecanisme de fatiga. Aquest tipus de desgast pot produir una pèrdua de material més important que el del desgast adhesiu, ja que pot arribar a desprendre partícules relativament grans.

**Figura 5. Desgast per fatiga superficial**

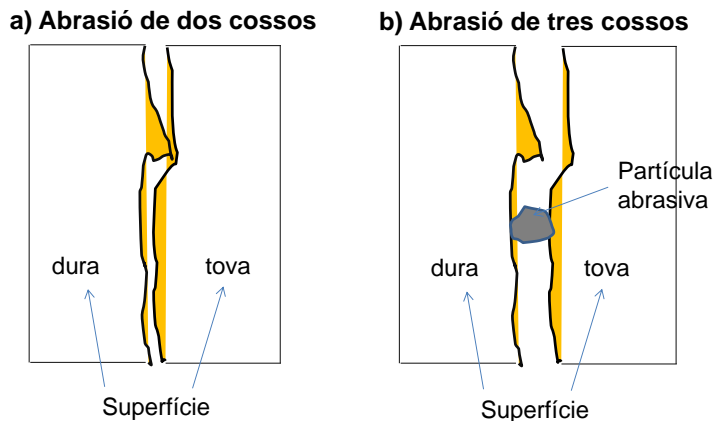


### DESGAST ABRASIU

Es pot parlar de dos tipus de desgast abrasiu:

- Abrasió de dos cossos: Quan els punts més alts de la superfície rugosa del material més dur llisquen respecte als d'una més tova, es produeixen ratllades o marques mecàniques (Figura 6a) amb el consegüent desprendiment de partícules.
- Abrasió de tres cossos: La presència de partícules sòlides (més dures que alguna de les superfícies) atrapades entre les dues superfícies articulars en moviment relatiu, pot ocasionar també desgast (Figura 6b). Aquest tipus de desgast també pot originar ratlles superficials i desprendiment de més partícules. L'abrasió a tres cossos es pot observar als recanvis protètics on les partícules atrapades (restes d'os i/o partícules metàl·liques) produeixen importants alteracions al material, accelerant el desgast.
- A més a més, es pot combinar amb el desgast adhesiu o per fatiga superficial, ja que les partícules que es desprenen, resultant d'aquests processos, poden oxidar-se. Aquestes partícules d'òxid són més dures i actuen com a partícules abrasives.

**Figura 6. Desgast abrasiu**



---

# ALIATGES UTILITZATS EN LA FABRICACIÓ D'IMPLANTS

## Acer inoxidable

L'acer és un material metàl·lic format bàsicament per ferro i carboni. El ferro és un element químic de nombre atòmic 26 situat al grup 8 de la taula periòdica i es simbolitza com Fe. És el quart element més abundant a la terra i en estat pur és un metall molt dúctil que en combinació amb l'oxigen s'oxida fàcilment. L'addició de carboni (menys de 2,1%, si no es parla de fosa o del conegut "ferro colat"), juntament amb els tractaments tèrmics, fa que les seves característiques es puguin controlar dintre d'un molt ampli rang de propietats.

El 1821 el francès P. Berthier (1782-1861), geòleg i enginyer de mines, familiaritzat amb els treballs de Stodart i Faraday<sup>25</sup> sobre aliatges binaris de Fe-Cr<sup>c</sup>, va afegir crom a l'acer amb majors quantitats que els seus predecessors, descobrint que aquest aliatge presentava un augment a la resistència als àcids.<sup>26</sup> El principal desavantatge que presentaven aquests acers, però, era el seu alt contingut en carboni, fet que li conferia al material una major fragilitat en el treball en fred i una disminució de la tenacitat i ductilitat. El químic alemany Hans Goldschmidt (1861-1923), obté crom lliure de carboni per un procés aluminotèrmic,<sup>d</sup> el qual permet de controlar el percentatge de carboni, i que ell mateix va idear i patentar el 1895.<sup>27</sup>

En aquests tipus d'acer el contingut de crom és almenys d'un 12%. El crom és un element molt reactiu, produint el recobriment d'una pel·lícula superficial d'òxid tan adherent i auto renovable que resisteix l'oxidació inclús a temperatures molt elevades. Entre els anys 1904 i 1911 diferents investigadors, entre ells el metal·lúrgic francès L. Guillet (1873-1946), van aconseguir aliatges amb gran resistència a la corrosió.<sup>28</sup>

Harry Brearley (1871-1948), metal·lúrgic anglès, combinant al laboratori (Firth Laboratori Brown a Sheffield) diferents aliatges per ser utilitzats en la fabricació d'armes<sup>e</sup>, recupera un dia una prova que havia rebutjat i que havia realitzat tres mesos abans composta de ferro amb un 0,24% de carboni i un 12,8% de crom. En veure que no s'havia rovellat el va portar a seguir amb les seves investigacions amb aquest material. Així és com el 13 d'agost de 1913 va obtenir el primer aliatge d'acer inoxidable que va anomenar *rustless steel* (acer sense rovell).<sup>29</sup> (Potser això no sigui del tot cert, ja que la columna el Pilar de Delhi a l'Índia, construïda l'any 400 dC ha estat sempre a la intempèrie sense mostrar signes de corrosió,

---

<sup>c</sup> L'origen dels diferents acers inoxidables daten de 1819 quan Stodart i Faraday van començar a experimentar amb diferents aliatges.

<sup>d</sup> Aquest procediment es fonamenta en l'afinitat més gran que presenta l'alumini per l'oxigen i el sofre, la qual cosa li permet d'alliberar el metall de la seva combinació.

<sup>e</sup> La fabricació d'armes era un comerç en expansió abans de la 1a guerra mundial però tecnològicament el tractament dels materials presentaven limitacions, ja que la superfície interna dels canons s'erosionava fàcilment.

per tant es podria dir que fa més de 1600 anys que es va aconseguir un aliatge de ferro resistent a la corrosió, tot i que no era el crom el seu component d'aliatge sinó el fòsfor).

L'any 1924, el seu successor en la direcció del laboratori Firth Laboratori Brown, WH Hatfield (1882-1943), obté un nou aliatge d'acer inoxidable amb la incorporació de níquel i que anomenà 18/8 (18% crom, 8% níquel), el qual s'utilitza actualment, entre moltes altres aplicacions, en la fabricació d'implants en cirurgia ortopèdica.<sup>30</sup>

Durant la primera guerra mundial aquests tipus de descobriments es van mantenir en secret pels països bel·ligerants. És per això que la història referencia altres descobridors d'aquest aliatge com l'E. Haynes (1857-1925; USA),<sup>31</sup> inventor i metal·lúrgic, qui el va patentar, o l'Eduard Maurer i l'Strauss Benno de l'empresa Krupp que van treballar durant 1912-1914 els acers inoxidables i austenítics amb <1% de carboni, <20% de níquel i entre un 15-40% de crom, que representaven quantitats més grans de crom i níquel però menor contingut en carboni.

### ***Classificació dels acers inoxidables***

Un acer inoxidable és un aliatge en base ferro que conté almenys un 10,5% de crom. Augmentant el contingut de crom i modificant la presència d'una sèrie d'altres elements (com el níquel, molibdè o silici, entre d'altres), l'acer inoxidable es presenta en un ampli rang de resistències a la corrosió i propietats mecàniques. La propietat d'inoxidable s'aconsegueix per la formació d'una capa d'òxid de crom superficial que protegeix la peça dels agents corrosius del medi en què es troba.

Segons la seva composició i microestructura, els acers inoxidables es classifiquen en austenítics, martensítics, ferrítics, dúplex (ferrita i austenita) i d'enduriment per precipitació (Annex 2).

Els acers inoxidables martensítics i ferrítics, llur principal element aliant és el crom, no s'utilitzen en cirurgia protètica, donada la seva major fragilitat en comparació amb els altres acers inoxidables.

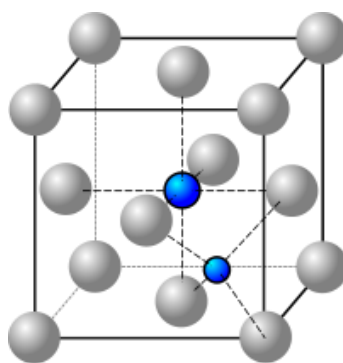
Els acers inoxidables d'enduriment per precipitació (que poden tenir microestructura tant austenítica com martensítica), són aliatges amb crom i níquel, amb petites addicions d'altres elements, com el coure o l'alumini. Aquests elements precipiten en forma d'intermetàl·lics molt petits durant el tractament tèrmic d'envelliment i que confereixen al material una major duresa.

Els acers anomenats dúplex es caracteritzen per tenir una microestructura formada per dues fases, l'austenítica (crom i níquel) i la ferrítica (crom), combinant les bones propietats d'ambdues fases, respecte a la resistència mecànica i la resistència a la corrosió. Quan l'aliatge té un 25% de crom o més, se'n diu superdúplex. Aquests materials són àmpliament utilitzats en la indústria petrolera i aplicacions marines, entre d'altres.

Els acers inoxidables austenítics tenen com a principals elements aliants al crom i al níquel (i el molibdè segons els casos) i tenen molt bon comportament de resistència a la corrosió.

L'acer inoxidable més utilitzat en aplicacions ortopèdiques (així com en aplicacions d'ús temporal) és el designat per l'ASTM com a 316L, grau 2, sota la designació F138<sup>32</sup>, el qual és de tipus austenític. La "L" de la designació correspon a la baixa ("low") concentració de carboni (menor al 0,03% en pes). L'acer inoxidable 316L és el resultat de reduir el contingut en carboni de l'acer inoxidable 316 de 0,08% al 0,03% per obtenir millor resistència a la corrosió. Un contingut alt en carboni facilita la seva combinació amb el crom formant carburs a les vores del gra (sensibilització), debilitant el material en aquestes zones i promovent l'anomenada corrosió intergranular amb el consegüent possible desenvolupament d'una fractura. En l'estructura cristal·lina de l'austenita (Figura 7) el ferro està representat per les boles grises situades en un reticle cúbic (CCC) i el carboni en blau està present com a defecte intersticial.

**Figura 7. Estructura cristal·lina de l'austenita (cúbica centrada a les cares).**  
 Font: Wikimedia Commons (<https://es.wikipedia.org/wiki/Austenita>)



**Taula 1. Composició de l'acer inoxidable austenític 316L segons l'ASTM F138**

Element	%
<b>Carboni (C)</b>	<b>0.030 màx.</b>
<b>Manganès (Mn)</b>	2.00 màx.
<b>Sofre (S)</b>	0.030 màx.
<b>Fòsfor (P)</b>	0.045 màx.
<b>Silici (Si)</b>	0.75 màx.
<b>Crom (Cr)</b>	16.0 a 18.0
<b>Níquel (Ni)</b>	10.00 a 14.00
<b>Molibdè (Mo)</b>	2.00 a 3.00
<b>Nitrogen (N)</b>	0.10 màx.
<b>Ferro (Fe)</b>	Balanç

D'altra banda, els acers austenítics no són ferromagnètics per la qual cosa es poden utilitzar tècniques d'imatge amb camps magnètics com la ressonància, al no produir mobilitzacions dels implants. De totes maneres cal tenir en compte que la deformació en fred d'un acer austenític pot provocar un canvi de fase, on pot generar-se certa quantitat de martensita, la qual sí que és ferromagnètica.

La possibilitat de patir alguns tipus de corrosió és un dels possibles desavantatges en l'ús de l'acer inoxidable com a biomaterial,<sup>33,34</sup> fet que el podria limitar a ser utilitzat en el tractament de les fractures com a material temporal (osteosíntesi),<sup>35</sup> tot i que en la seva aplicació a pròtesis d'alta exigència ha demostrat la seva qualitat.<sup>36</sup>

**Taula 2. Propietats mecàniques de l'acer inoxidable austenític per a implants segons l'ASTM F138**

Propietats	316L*
Mòdul elàstic (MPa)	190
Límit elàstic (MPa)	331
Resistència a la tracció (MPa)	586
% d'elongació (longitud de calibre de 2")	40
Duresa Rockwell	95

\* Recuit

**Taula 3. Propietats físiques de l'acer inoxidable austenític per a implants segons l'ASTM F138**

Propietats	Estàndard
Densitat (g/cm <sup>3</sup> )	8.00
Mòdul d'elasticitat en tensió (MPa)	(193x10 <sup>3</sup> )
Calor específic (BTU/o F/libra)	32 a 212 °F (0 a 100 °C) - 0.12 (0.50)
Conductivitat tèrmica (W/m.K)	16,3 a 100°C
Coefficient mitjà d'expansió tèrmica (K)	15,9x10 <sup>-6</sup> a 100 °C
Resistència elèctrica (microohmis per cm)	0,074x10 <sup>-6</sup>
Rang de punt de fusió (°C)	1.371 – 1.399

Les especificacions de l'ASTM exigeixen un procés de manufactura de l'acer inoxidable 316L per a aplicacions mèdiques, tal que la microestructura austenítica resultant estigui lliure de carburs i sense inclusions que puguin comprometre la resistència a la corrosió. La mida del gra ha de ser petita <6 (segons la designació de mides de gra recollit en l'ASTM E112),<sup>37</sup> per garantir la tenacitat adequada en les aplicacions ortopèdiques. La mida del gra pot ser controlada en el procés de solidificació, en els tractaments tèrmics posteriors i en el treball en fred del material, que serà en un 30% per als implants en cirurgia protètica.

## Cobalt i els seus aliatges

El cobalt és un element químic de nombre atòmic 27 i símbol Co situat al grup 9 de la taula periòdica dels elements. S'obté com a subproducte del coure, ja que és difícil trobar-lo de forma aïllada, tot i que a la naturalesa es pot trobar en molts minerals. El cobalt és ferromagnètic i molt semblant al ferro i el níquel per la seva duresa, resistència a la tensió i el desgast, amb propietats tèrmiques i bon comportament electroquímic.

És un metall de color blanc blavós. Aquest va ser molt utilitzat en l'antiguitat, abans no es tingués coneixement de la seva existència, ja que donava als vidres un color blau especial: alguns dels vidres i objectes trobats a la tomba de Tutankamon del 1358 aC tenien aquest element a la seva composició.



Aquest element va ser descobert a la dècada de 1730 per un metge suec, George Brandt (1694-1768), de pare farmacèutic i metal·lúrgic, que va començar a interessar-se per la química d'aquest mineral (la mena blava que no contenia coure). Brandt va escalfar el material amb carbó vegetal i va extreure un metall que no era ferro, ja que no es rovellava però que era atret per un imant, i decidí que es tractava d'un nou metall al qual va anomenar cobalt. El seu nom prové de l'alemany *kobalt* o *kobold*, esperit maligne, anomenat així pels miners del coure a Sajonia que de tant en tant trobaven cert mineral blau que no contenia coure i que els feia emmalaltir (posteriorment es va descobrir que contenia arsènic), a més dels problemes que ocasionava, ja que igual que el níquel contaminava i degradava els elements que es desitjava extraure.

El cobalt és un metall al·lotròpic que es transforma a 467°C, d'una estructura hexagonal compacta passa a una cúbica centrada a les cares. Té un punt de fusió de 1493°C i manté les seves propietats magnètiques fins a 1115°C (temperatura de Curie).<sup>(f) 38,39</sup>

La resistència a la corrosió i oxidació del cobalt és menor que la del ferro, i donat que la seva extracció és més complexa i costosa, a la pràctica aquest material pur no té una aplicació industrial. Però, si s'utilitza com a element aliat, proporcionant una alta resistència a la corrosió.

El 1906, E. Haynes va patentar diferents grups d'aliatges de base cobalt (entre un 45% a un 90%) amb crom. Aquests treballs li van permetre continuar investigant i descobrir l'alta resistència mecànica, a la corrosió i al desgast que conferia el crom, així com els efectes en l'enfortiment dels elements d'aliatge del tungstè i el molibdè.<sup>9</sup> Amb aquests coneixements, el 1907 va patentar un aliatge millorat que va anomenar *Stellite*<sup>h</sup> compost de cobalt, crom, molibdè i tungstè (29,5% Cr; 2,5% Ni; 4,7% W).<sup>40</sup>

En aquest tipus d'aliatges, el cobalt és l'element fonamental (65%) i la utilització del crom (35% en pes) és per millorar la resistència a la corrosió, de la mateixa manera que en l'acer inoxidable la seva oxidació produeix una capa protectora (capa passiva).<sup>41,42,43</sup> Ambdós elements formen una solució sòlida, i el Cr forma una capa exterior fortament adherent d'òxid que protegeix de la corrosió a l'implant.

Els aliats de cobalt-crom (Co-Cr) es classifiquen segons el seu procés de fabricació i mecanització posterior en:

- Aliatges de fosa (ASTM F75),<sup>44</sup> on es fon el material i, en estat líquid, s'aboca dins d'un motlle que és el negatiu de la peça.
- Aliatges de forja (ASTM F90),<sup>45</sup> on el conformat de la peça s'obté en sotmetre el material a altes pressions i temperatures. Aquest procés també es pot realitzar en fred (ASTM F799 i F562).<sup>46,47,48</sup>

---

<sup>f</sup> Es denomina temperatura de Curie aquella per sobre de la qual un cos ferromagnètic perd el seu magnetisme.

<sup>9</sup> Haynes també va investigar i experimentar amb l'acer, el que ara coneixem com a martensític, del qual va demanar la patent USA el 1912 i en ser denegada començar a fabricar i comercialitzar aquest material a la seva fàbrica de Kokomo (la patent li van acceptar el 1919).

<sup>h</sup> Stellite del llatí Stella, estrella.

Les propietats mecàniques dels diferents aliatges són el resultat dels processos de fabricació, els quals poden produir diferents microestructures.

Els aliatges F75 incorporen un 60% de Co i un 28% de Cr, els F90 incorporen menys Cr (<20%) i un <15% de W. Els aliatges F799 i F562 porten menys proporció de Co i Cr, i aquest últim  $\leq 37\%$  de Ni. La incorporació de Mo, tant a l'F75 com a la resta d'aliatges és per produir un gra més fi, tant en el procés de fosa com en el de forja.

La principal característica de l'aliatge F75 és la seva resistència a la corrosió. Per a la seva fabricació s'utilitza la fosa de precisió (mètode de la cera perduda) on es realitza primer un motlle de cera que es revesteix amb ceràmica; tot seguit es fon el motlle de cera per obtenir un motlle de ceràmica que serà el que doni forma a la peça de Cr-Co. Posteriorment, l'aliatge F75 es fon, es cola i pressuritza al motlle de ceràmica fins a la seva solidificació, i al final del procés es trenca la ceràmica per obtenir la peça definitiva.

Aquest procés pot comportar problemes en el sistema de fosa. Si la solidificació és molt lenta, els grans tenen molt temps per créixer, fet que fa disminuir la resistència mecànica del producte final. En canvi, si és molt ràpida l'aire i els gasos poden quedar atrapats dintre del material en forma de discontinuïtats així com produir una microestructura amb una alta concentració de tensions que poden fissurar el material prematurament. Finalment, si les condicions de refredament no són les idònies, els carburs que es formen al seu interior poden produir una pèrdua de resistència del material, fent-lo menys dúctil i disminuint la resistència a la corrosió.

Per minimitzar aquests problemes al procés de fabricació es poden aplicar tècniques pulvimetal·lúrgies.<sup>49</sup> Aquestes tècniques permeten obtenir una pols fina que és compactada i sinteritzada (procés tèrmic per unir partícules per sota del punt de fusió i es coneix com a sinterització fase sòlida); quan algun dels metalls té diferent punt de fusió s'ha de realitzar aquest procés amb la presència d'un líquid (el material que tingui el menor punt de fusió), el que s'anomena sinterització en fase líquida. Les dues tècniques permeten obtenir com a producte final l'implant amb la seva forma definitiva.

La microestructura del material resultant d'aplicar aquestes tècniques de pulvimetal·lúrgia és un gra molt petit i una distribució molt uniforme, i per tant amb millors propietats mecàniques.

Els aliatges F75 de fosa (Co-Cr-Mo) són utilitzats pel revestiment porós de les superfícies dels components protètics, per la bona resistència a la corrosió. La qualitat d'aquests aliatges no només està condicionada al procés metal·lúrgic sinó també a la mecanització posterior.

L'aliatge F799 de forja (Co-Ni-Cr-Mo), es caracteritza per tenir una estructura hexagonal compacta, amb una microestructura de grans més petits. A més, aquest procés trenca els carburs presents, generant una distribució uniforme, i dotant-lo de molt bones propietats mecàniques. Aquest aliatge està reservat a les tiges femorals on la càrrega que ha de suportar l'implant és molt important, i la resistència a la fatiga i la tenacitat és superior a la dels aliatges F75.

Les propietats de l'aliatge de forja F90 (Co-Cr-W-Ni) tractat en calent són similars a les de l'F75, però treballat en fred al 40% les propietats del material es dupliquen respecte al mateix. A més, l'addició de tungstè i níquel a l'aliatge F90 permet millorar les propietats de fabricació i mecanització del treball en fred.

L'aliatge F562 es compon bàsicament de Co (<39%) i Ni (<37%) i pot ser processat amb treballs en calent i fred al 50% per tal de controlar la seva microestructura. Aquest aliatge és una combinació d'estructura cúbica centrada i hexagonal compacta, fet que el dota de gran duresa.

**Taula 4. Composició dels aliatges de Co-Cr segons la norma ASTM F75, ASTM F90, ASTM F799 i ASTM F562**

Element	Co-Cr-Mo (F75)		Co-Cr-W-Ni (F90)		Co-Ni-Cr-Mo (F799)		Co-Ni-Cr-Mo (F562)	
	Mín.	Màx.	Mín.	Màx.	Mín.	Màx.	Mín.	Màx.
Crom (Cr)	27,0	30,0	19,0	19,0	26,0	28,0	21,0	21,0
Molibdè (Mo)	5,0	7,0			5,0	6,0		10,5
Níquel (Ni)		2,50	9,0	9,0		0,02	11,0	37,0
Ferro (Fe)		0,75				0,03	3,0	1,0
Carboni (C)		0,35	0,05	0,05		0,004	0,15	0,025
Silici (Si)		1,0				0,02	1,00	0,15
Manganès (Mn)		1,0				0,02	2,00	0,15
Tungstè (W)			14,0	15,0				
Fòsfor (P)								0,015
Sofre (S)								0,010
Titani (Ti)								1,0
Cobalt (Co)	balanç		balanç		balanç		balanç	

**Taula 5. Propietats dels aliatges de Co-Cr segons la norma ASTM F75; F90; F799 i F562**

Propietats	FOSA		FORJA		
	Treball en calent		Treball en calent		Treball en fred
	Co-Cr-Mo F75	Co-Cr-Mo F799	Co-Cr-W-Ni F90	Co-Cr-Mo F799	Co-Ni-Cr-Mo F562
Resistència a la tracció (MPa)	655	655	860	1.172	1.793
Límit fluència (MPa)	450	450	310		1.585
Elongació (%)	8	8	10	12	8
Mòdul elàstic (GPa)	210-250		220-234	210	220-240

## Titani

El titani és el novè element més abundant de la superfície de la terra amb una concentració mitjana del 0,8% en pes. La producció mundial de titani és de més de 4 milions de tones i un 5% és utilitzat com a biomaterial en aliatges.<sup>50</sup>

Aquest material, va ser descobert l'any 1791 pel capellà anglès William Gregor, aficionat a la mineralogia al seu destí a la rectoria de Creed (Cornwall). Fent recerca de minerals a la vora

d'un riu de la Vall de Manacan, va recollir una sorra negra que era *ilmenita*, la qual després de calcinar-la i fer-la reaccionar va resultar en òxid de ferro (FeO) i un altre òxid, una pols blanca molt brillant que no va poder identificar (TiO<sub>2</sub>). El seu descobriment el va presentar a la Reial Societat Geològica de Cornwall sense cap repercussió científica.

El 1791, Martin Heinrich Klaproth, professor de química de la universitat de Berlin, va detectar el mateix metall procedent del *rutil* (TiO<sub>2</sub>) i el va anomenar *titani* (fills d'Urano i Gea de la mitologia Grega).<sup>51</sup>

Les mostres analitzades per Gregor i Klaproth es tractaven del mateix mineral: el Titani. Hauria de passar, però, més d'un segle per conèixer-se les propietats d'aquest material a causa de la dificultat d'obtenir-lo en estat pur. Va ser l'any 1910 quan Matthew Albert Hunter, professor de l'Institut Politècnic Rensselaer RPI (Troy, Nova York) va descriure el procés per la seva obtenció consistent en produir primer tetraclorur de titani (TiCl<sub>4</sub>), fent reaccionar el rutil amb el clor i el carbó a altes temperatures. Posteriorment, el TiCl<sub>4</sub> es combina amb sodi, també a altes temperatures, atrapant el clor del titani i formant NaCl, i deixant lliure el titani metàl·lic amb una puresa del 99,9%.<sup>52</sup> Aquest és un procés de molta qualitat que pot ser industrialitzat, però d'elevat cost econòmic.

L'any 1940, Guillaume Justin Kroll, nascut a Luxemburg, va emigrar als Estats Units on va millorar el mètode d'obtenció del titani de Hunter canviant el sodi pel magnesi per separar el titani del clor, mètode que va patentar als Estats Units (Núm. 2.205.854).<sup>53</sup> Aquest procés de separació del titani encara és utilitzat actualment.

El titani és un element de transició, situat a la zona mitjana de la taula periòdica (bloc d) entre els elements molt metàl·lics i els que no ho són. Això es tradueix en una estructura electrònica amb una *subcapa d* parcialment completa que permet al titani formar solucions sòlides amb altres elements metàl·lics i, per tant, diferents aliatges.

El titani es classifica com un material lleuger encara que la seva densitat sigui de 4,51 g/cm<sup>3</sup>, quasi el doble que la de l'alumini, però inferior a la de l'acer inoxidable (7,9 g/cm<sup>3</sup>), el Co-Cr-Mo (8,3 g/cm<sup>3</sup>) i el Co-Ni-Cr-Mo (9,2 g/cm<sup>3</sup>), i això és per la seva excel·lent relació resistència/densitat.

El titani pur té una excel·lent resistència a la corrosió dels àcids inorgànics i també dels orgànics i del clor, però reacciona ràpidament amb l'oxigen i altres elements. Aquesta reactivitat es relaciona fortament amb la temperatura. Per exemple, amb l'oxigen té una forta afinitat a la temperatura de 1.200°C. També té un alt punt de fusió<sup>i</sup> (1.600°C aproximadament) amb poca conductivitat a la calor i dilatació tèrmica. El fet que el punt de combustió sigui més baix que el de fusió complica la seva forja, ja que inclús es produeix combustió amb un gas inert com el nitrogen a 800°C.

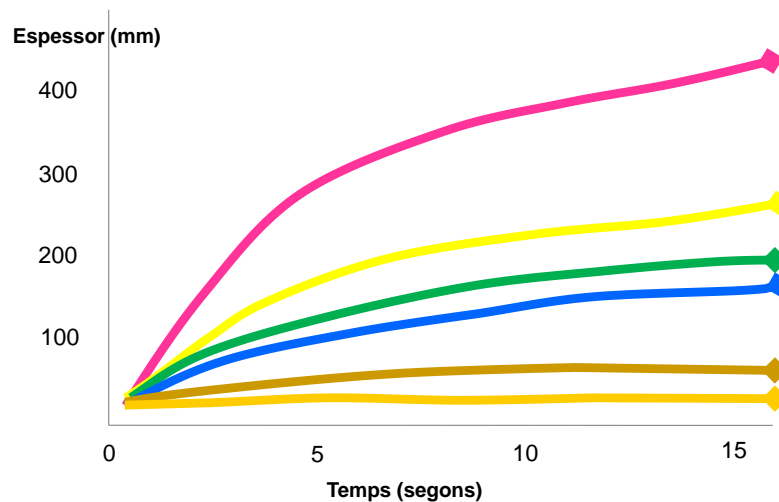
El titani, com s'ha descrit, forma ràpidament una capa d'òxid que pot anar des de TiO (òxid de titani) fins Ti<sub>7</sub>O<sub>12</sub>, essent una capa impermeable que el protegeix de la corrosió. Segons

---

<sup>i</sup> El punt de fusió d'un material és la temperatura a la qual aquest material comença a canviar el seu estat de sòlid a líquid.

l'espessor de la capa que es formi a la superfície el material adquireix diferents tonalitats (Figura8).<sup>54,55</sup>

**Figura 8. Anodització del titani.**



La superfície del material adquireix diferents tonalitats en funció de l'espessor de la capa l'òxid que es formi a la seva superfície.

El titani presenta dimorfisme a la temperatura de 882°C (temperatura de transició), passant d'una estructura hexagonal compacta (fase  $\alpha$ ) en estat pur a una estructura cúbica centrada al cos (fase  $\beta$ ). En equilibri, la fase  $\beta$  és inestable, per la qual cosa torna a l'estructura  $\alpha$  per sota de 882°C.

L'addició d'altres elements al titani permet establir la fase  $\alpha$  o  $\beta$ , i basant-se en la capacitat establitzadora dels elements es poden classificar els aliatges de titani en: aliatges tipus  $\alpha$ , tipus  $\beta$  i  $\alpha/\beta$ . Però, les propietats mecàniques del titani són altament dependents de la puresa del metall i dels tractaments tèrmics.

L'estructura hexagonal compacta (fase  $\alpha$ ) té la màxima resistència a la tracció i a la corrosió a elevades temperatures (315 a 538°C), la seva establització depèn dels materials aliats com l'Al, C i Ni.

Els metalls aliats que establitzen la fase  $\beta$  ho fan a temperatura menor que la  $\beta$ -transus (temperatura mínima per obtenir el 100% de fase beta), com els elements V i Mo que tenen solubilitat total a la fase beta.

El Fe, Mg, Cr, Co i Ni també establitzen la fase  $\beta$  a una temperatura menor de la  $\beta$ -transus, però aquests elements formen compostos intermetàl·lics i indueixen una transformació eutectoide. Mitjançant aquesta transformació s'origina simultàniament una estructura de dues fases sòlides de composició diferent de l'original. Aquest tipus de transformació no es presenta en qualsevol composició sinó que depèn de la concentració dels elements i la temperatura a la qual és sotmès el metall. Els materials amb fase  $\beta$  tenen una gran capacitat per ser endurits, són tractables tèrmicament i tenen gran resistència.

La fase  $\alpha/\beta$  representa la barreja d'ambdues fases ( $\alpha$  i  $\beta$ ) i depèn dels percentatges dels metalls aliats. Aquesta fase es caracteritza per la seva ductilitat, resistència i per admetre tractaments tèrmics.

**Taula 6. Propietats físiques del titani (Ti)**

Propietats	
Número atòmic	22
Pes atòmic	47,88 g mol <sup>-1</sup>
Volum atòmic	10,6 Å <sup>3</sup>
Radi covalent	1,32 Å
Primer potencial d'ionització	6,83 eV
València	2.3.4.
Punt de fusió	1.674 <sup>o</sup> ± 5 <sup>o</sup> C
Punt ebullició	3.260 <sup>o</sup> C
Temperatura de transició $\alpha$ - $\beta$	882 <sup>o</sup> ± 2 <sup>o</sup> C
Estructura $\alpha$	HCP <882 <sup>o</sup> C
Estructura $\beta$	BCC >882 <sup>o</sup> C
Densitat $\alpha$	(20 <sup>o</sup> C):4.51 g-cm <sup>3</sup> ;
Densitat $\beta$	(885 <sup>o</sup> C):4.35 g-cm <sup>3</sup>
Capacitat calorífica	523 J/kg <sup>o</sup> C
Conductivitat tèrmica	17 W/m <sup>o</sup> C

El titani té una provada biocompatibilitat, elevat ràtio de resistència mecànica/pes i un baix mòdul d'elasticitat (100-110 GPa), el més pròxim al teixit natural de l'os cortical (10-30 GPa) comparat amb altres materials metàl·lics implantables. Aquestes característiques fan que sigui un excel·lent material per ser utilitzat en la fabricació d'implants protètics.<sup>56</sup>

## Titani comercialment pur (cp)

És molt difícil l'obtenció de titani pur, per la qual cosa el mercat fa servir el que es denomina titani comercialment pur (cp), el qual conté diferents nivells d'impureses presents en la seva composició.<sup>57</sup> L'ASTM F67<sup>58</sup> defineix quatre graus de titani cp (Taula 7) segons la seva composició; el grau 1 és el més pur (poques impureses), el 4 és el de major quantitat d'impureses i és el que té nivells més alts de resistència mecànica.

**Taula 7. Composició química dels diferents graus de titani cp segons l'ASTM F67**

Element	Grau 1	Grau 2	Grau 3	Grau 4
Nitrogen (màx.)	0,03	0,03	0,05	0,05
Carboni (màx.)	0,10	0,10	0,10	0,10
Hidrogen (màx.)	0,0125	0,0125	0,0125	0,0125
Ferro (màx.)	0,2	0,30	0,30	0,50
Oxigen (màx.)	0,18	0,25	0,35	0,40
Titani (màx.)	Balanç	Balanç	Balanç	Balanç

La resistència màxima a la fractura augmenta amb l'addició d'altres elements, a expenses de disminuir la seva capacitat d'elongació (Taula 8), és a dir, la capacitat del material a resistir als canvis de forma sense que es produeixi trencament. El titani cp també admet tractaments tèrmics i enduriment per acritud (deformació en fred). Però, amb les seves limitades propietats mecàniques, no es fa servir en cirurgia ortopèdica, i el seu ús està reservat pràcticament al camp odontològic o per a recobriments porós.

**Taula 8. Propietats mecàniques dels diferents graus de titani cp segons l'ASTM F67**

Graus	Grau 1	Grau 2	Grau 3	Grau 4
Resistència màxima (MPa)	240	345	450	550
Límit elàstic 0,2% (MPa)	170	275	380	483
Elongació (%)	24	20	18	15
Reducció àrea (%)	30	30	30	25

Però com tots els aliatges, la seva microestructura està condicionada pel seu posterior treball en fred i/o tractament tèrmic, i també per la velocitat amb la qual es refreda el material des de temperatures superiors a la de  $\beta$ -transus (que és diferent per a cada material). Bàsicament hi ha tres tipus d'estructures: aliatges  $\alpha$ , aliatges  $\beta$  i aliatges  $\alpha$ - $\beta$ , les quals estan condicionades per la presència de certs elements aliants.

## Aliatges de titani

L'aliatge de titani Ti6Al4V de fase  $\alpha/\beta$  (90% en pes de titani, 6% d'alumini i 4% vanadi) és el més utilitzat en la fabricació de components protètics que, malgrat la dificultat en la seva mecanització, posseeix unes molt bones propietats mecàniques, de resistència a la corrosió, i la possibilitat de modificar les seves característiques amb tractaments tèrmics.<sup>59</sup>

L'addició d'alumini incrementa la temperatura de transformació entre les fases  $\alpha$  i  $\beta$  (estabilitzador de la fase  $\alpha$ ), mentre que el vanadi disminueix aquesta temperatura estabilitzant la fase  $\beta$ . L'alumini disminueix la densitat de l'aliatge i el vanadi millora la seva ductilitat, facilitant els processos de conformació per deformació plàstica.

Tot i aquestes bones propietats, el titani presenta el desavantatge de tenir una baixa resistència al desgast, això es deu a diferents factors com ara:

- L'estructura hexagonal: A diferència de la cúbica centrada al cos, l'hexagonal presenta un menor coeficient de fricció, ja que té més capacitat de deformar-se plàsticament per lliscament. De totes maneres, a la fase  $\alpha$  del titani aquesta capacitat és inferior.
- Baixa resistència a la tracció: Quan es combina amb components d'altres materials la fractura sol produir-se primer al titani.
- La capa d'òxid: Si aquesta capa que protegeix el titani de forma espontània és eliminada de la superfície pel contacte amb altres materials, en produir-se el contacte metall-metall i ser el titani un element molt reactiu, es poden donar unions metàl·liques en fred i augmentar així la fricció dels materials.

La microestructura de Ti6Al4V depèn tant de les etapes de conformat (fosa, forja...) com dels tractaments tèrmics posteriors. Per exemple, quan aquest s'escalfa per sobre dels 1.000°C en fase beta i després es refreda lentament a temperatura ambient, es produeix una microestructura que s'anomena de Widmanstätten de dues fases. La fase  $\alpha$ , rica en alumini i pobre en vanadi, que recristal·litza en forma de plaques i agulles formant una estructura molt característica dintre de la matriu de la fase  $\beta$ .

Però, la microestructura més utilitzada en els implants protètics de titani és la que s'anomena "mill-annealed", consistent en el treball en calent (forja) del material amb estructura  $\alpha/\beta$  a uns 705°C durant entre 30 minuts i algunes hores i posterior refredament a l'aire, aconseguint una microestructura de grans  $\alpha$  equiaxials<sup>j</sup> i petits dominis de fase  $\beta$  no transformada. Aquestes dues microestructures formen una excel·lent combinació de resistència mecànica, tenacitat, ductilitat i resistència a la fatiga. D'altra part, la capa passiva d'òxid de titani (TiO<sub>2</sub>), que en presència d'oxigen genera ràpidament l'aliatge Ti6Al4V, és molt bioactiva i actua en la interfície metall-os produint una resposta biològica que afavoreix la seva integració.<sup>60,61</sup>

**Taula 9. Propietats mecàniques a tracció de l'aliatge Ti6Al4V (ASTM F67).**

Microestructura	Límit elàstic (MPa)	Resistència a l'atracció (MPa)	Elongació (%)	Estricció* (%)
Mill-annealed	880	945	18	34
Widmanstätten	750	885	15	18

\*Inici de la ruptura del material i fase final de l'assaig elàstic.

### **Processament dels aliatges de titani**

Els aliatges de titani són molt reactius amb l'oxigen a altes temperatures, per tant és indispensable que el processament del material es realitzi en atmosferes inerts o al buit. El treball en calent de forja ha de ser inferior a 925°C.

Els problemes en el mecanitzat dels aliatges de titani són diversos, i tenen relació tant amb la reactivitat dels materials a les eines de tall o els motlles, com de deformacions, transferències de calor, etc. Els seus efectes es poden minimitzar utilitzant les eines de tall a velocitats baixes, eines de material especials per a la dissipació de calor, tècniques com la utilització d'un mecanitzat electroquímic o la refrigeració criogènica, entre altres possibles.

<sup>j</sup> Els grans denominats equiaxials són aquells el creixement dels quals és igual en totes les direccions.



---

# DISCUSSIÓ

L'increment de l'esperança de vida ha creat la necessitat de fabricar implants cada vegada més resistents i duradors, així com el fet que cada vegada els pacients als quals s'indica un implant protètic, com a darrera opció terapèutica, són més joves, ja sigui per millorar la seva qualitat de vida, en cas de greus malalties òssies o bé per recuperar un cert grau d'activitat física en pacients actius.

En general, la literatura considera que una adequada supervivència dels implants protètics al cap de 10 anys és  $\geq 90\%$ .<sup>62,63</sup> Però, la longevitat i l'èxit d'un implant està condicionada a diversos factors com les propietats del material i el seu procés de fabricació, les associades al pacient, que són majoritàriament multifuncionals, i a la tècnica quirúrgica realitzada.

Durant les últimes dècades, les propietats dels diferents aliatges utilitzats en artroplasties han anat millorant demostrant un bon comportament com a biomaterial. Tot i l'alta biocompatibilitat d'alguns d'ells, existeixen algunes limitacions relacionades amb els efectes tòxics d'alguns dels seus components, així com amb l'alt mòdul de Young<sup>64</sup> o el fenomen de l'osteòlisi associada amb les partícules que es desprenen pel mecanisme de desgast i/o corrosió dels materials.

L'acer inoxidable 316L s'utilitza actualment en la fabricació de material d'osteosíntesi i en l'àmbit protètic en caps femorals de pròtesis de maluc (parell de fricció inox-polietilè) gràcies a la seva alta resistència (mòdul elàstic 200GPa  $>12$  vegades a l'os cortical). També s'utilitza en la fabricació de tiges femorals de tipus monobloc, encara que el seu ús és cada vegada menor a Europa i als Estats Units per una disminució de la integració os-metall.<sup>65</sup> La superfície de l'acer inoxidable és menys rugosa i pot afavorir l'encapsulament de les proteïnes i la formació d'una capa fibrosa al voltant de l'implant que secundàriament pot portar a la seva mobilització.

Als aliatges de Cr-Co el procés de fabricació i mecanització és fonamental per obtenir les propietats mecàniques adequades per ser utilitzat com a biomaterial protètic. El procés de forja permet donar resistència a la fatiga, essencial a les tiges femorals de maluc, i resistència al desgast com, per exemple, als còndils femorals de les pròtesis de genoll, component que està en contacte i fricciona amb el component de polietilè del planell tibial.

Els aliatges de titani en les seves aplicacions com a implant protètic han demostrat l'excel·lent biocompatibilitat i resistència a la corrosió, molt superior a la de l'acer inoxidable i als aliatges de crom-cobalt. En la interfície os-titani es demostra la seva capacitat osteointegradora i la poca evidència de capa fibrosa en formació.<sup>66</sup>

Contràriament, el titani té una baixa resistència al desgast en comparació amb altres materials, per la qual cosa estaria més indicat per a components de subjecció i fixació més que per parts que han de fregar entre si.

La utilització del titani per les raons citades no està indicat com a parell de fricció encara que el comportament de les partícules de titani que es podrien despendre durant el desgast són més biocompatibles que les dels aliatges de Cr-Co. Així doncs, en un hipotètic parell de fricció titani-titani comportaria menys risc en el cas de desprendiment de partícules. Una de les possibles solucions seria la millora de les superfícies dels implants de titani amb tractaments superficials. Els actuals tractaments de recobriment de les superfícies poden presentar diversos inconvenients com ara un gruix reduït, elevada rugositat, baixa adhesió i/o un reduït increment de la duresa del material.

Tot i que el titani és un material amb provada resistència a la corrosió, aquest procés no tan sols s'inicia a les superfícies metàl·liques en contacte amb l'espai extracel·lular, també es pot iniciar en superfícies aparentment aïllades d'aquest però que, durant la cirurgia i manipulació dels components, han estat en contacte amb sang i teixits. És el cas dels components modulars que s'uneixen per ajust o fricció, essent a les superfícies d'unió on es pot iniciar aquest procés.<sup>67</sup>

Un altre desavantatge que presenta el titani és la baixa tenacitat a la fractura comparat amb altres materials.

En aquest punt seria interessant fer un esment addicional a la biocompatibilitat relativa d'aquests tres tipus de materials, és a dir, l'acer inoxidable 316L, els aliatges Co-Cr i els aliatges de titani. L'acer inoxidable 316L és el menys resistent dels tres enfront de la corrosió, i es fa servir sobretot per a elements temporals. El Co-Cr no s'oxida dins del cos humà, tot i que, molt lentament, pot alliberar ions a través de la seva capa de passivat i acumular-se al teixit que l'envolta. En aquest sentit, i com a comentari general, quan es col·loca un implant dins del cos, aquest intenta "defensar-se" generant teixit al seu voltant, el gruix del qual és proporcional a la reactivitat del metall en aquest medi. És per això que el titani, que és el més inert dels tres, pràcticament no provoca aquest teixit, mentre que el 316L és el que en pot generar més.

D'altra banda, els components d'una pròtesi articular poden estar fabricats amb diferents aliatges, els quals en un medi com el del cos humà han de mantenir una certa estabilitat electroquímica per evitar efectes adversos com el de la corrosió. És per aquest motiu que la implantació de components protètics de diferents materials o models i/o fabricants no és recomanable, ja que poden augmentar la velocitat de corrosió a causa dels fenòmens electroquímics. A més, les diferències de disseny en la geometria dels implants també desaconsellarien aquest tipus de combinació, a no ser que el mateix fabricant determini explícitament el tipus de compatibilitat entre els diferents sistemes de pròtesis.

La fatiga del material és un altre dels factors importants a tenir en compte en les propietats dels metalls i durabilitat dels implants. El responsable que un metall sigui més o menys resistent a fatiga és la mida del gra del material. En termes generals, com més petit sigui aquest, més dur esdevé el metall i major resistència a la fatiga. La mida del gra augmenta en augmentar la permanència del material a una temperatura propera al punt de fusió (recristal·lització) i disminueix en el procés de forja (deformació).

El funcionament mecànic de l'implant hauria d'estar molt a prop al de l'os. Un implant amb un mòdul de Young molt alt donaria una gran resistència mecànica però la fisiologia i biomecànica òssia quedaria alterada greument.

Un mòdul de Young més pròxim al de l'os cortical permetria la reconstrucció de la biomecànica òssia. El mòdul d'elasticitat no s'ha de considerar de forma aïllada, sinó junt amb altres paràmetres com les característiques del material, el disseny de l'implant i les propietats mecàniques de l'os. A efectes pràctics, el mòdul de Young del ciment ossi acrílic (PMMA; polimetilmetacrilat, correntment anomenat metacrilat), l'os cortical i els aliatges es pot expressar en unitats de GPa tal com segueix: 2GPa (PMMA); 20GPa (os); 100GPa (Ti) i 200GPa (aliatges de Fe i Cr-Co).

Quan el disseny de l'implant és cimentat, s'hauria de tenir en compte que el mòdul de Young de l'implant fos més alt, per aportar més rigidesa i reduir la pressió que el ciment fa al voltant de l'implant, minimitzant el risc que aquest pugui fracturar-se. Si la càrrega que ha de suportar l'os és baixa, per una baixa activitat del pacient, podria portar a una pèrdua de l'estructura òssia, i per tant, a una osteoporosi per desús, i amb el temps podria ocasionar un deficient suport del ciment i acabant fracturant-se, motivant l'afluixament de l'implant.

En canvi, en pròtesis no cimentades és preferible un mòdul que aporti menys rigidesa per reduir la pressió sobre el component protètic i per a un repartiment homogeni de la càrrega al llarg de l'os, i així aproximar-se a la seva biomecànica. En aquest sentit, l'aliatge amb menys coeficient d'elasticitat és el del Ti6Al4V.

El tractament de les superfícies metàl·liques ha de permetre noves bio-funcionalitats per controlar la immunitat cel·lular i la formació òssia (capacitat osteoinductora). Les investigacions actuals obren la porta a tractaments dels metalls menys convencionals com la nitruració termoquímica, modificació per làser o plasma. Altres línies de recerca estudien el tractament com la projecció tèrmica, els PVD i CVD, els recobriments electrolítics i les deposicions tipus sol-gel. Recobriments del tipus TiN, CrN, AlTiN, DLC... entre molts d'altres possibles, donen una molt alta duresa a les superfícies recobertes, amb molt baixos coeficients de fricció i essent perfectament biocompatibles. Totes aquestes tècniques podrien, d'una banda millorar l'osteointegració dels implants, i d'altra millorar la resistència del material aportant una solució a l'actual desacreditat parell de fricció metall-metall de Cr-Co.<sup>68,69,70</sup>

La infecció protètica és avui un dels problemes importants en aquest tipus de cirurgia, en produir-se l'adhesió bacteriana a la superfície de l'implant. Línies de recerca actuals permeten generar superfícies hidrofòbiques per electrodeposició de polímers hidrofòbics (PEDOT F 4) i reduir l'adhesió bacteriana amb estructures a nano escala que actuarien a l'impedir la formació del biofilm. La utilització de les nanotecnologies ha de permetre posar més en contacte el teixit amb el material i facilitar l'osteointegració, però els efectes de les nanotecnologies a la salut són encara poc contrastats ja que com a tecnologia emergent no s'ha generat prou evidència i és necessari avaluar els riscos de la seva utilització.

Amb el propòsit de millorar els biomaterials actuals, diferents publicacions fan propostes de materials híbrids, dels quals n'hi ha de diversos tipus. Hi ha els compòsits, que consisteixen en fibres o partícules encastades en una matriu. També existeixen els anomenats materials

amb funció gradient (Functionally Graded Materials, FGM),<sup>71</sup> com per exemple l'alumini i el titani fabricats per sinterització plasmàtica. En aquest cas podem tenir una peça on un dels extrems sigui d'alumini i l'altre de titani i la composició intermèdia va canviant de l'un a l'altre gradualment. Encara que aquests tipus de materials es van introduir els anys 80 al Japó, millores en el seu procés de producció fan que puguin ser atractius en les aplicacions mèdiques.

Avui en dia aquest tipus de peces (les de material amb funcionalitat gradual) s'estan desenvolupant mitjançant manufactura additiva (la popularment anomenada impressió 3D).

---

# CONSIDERACIONS

La utilització dels aliatges d'acer inoxidable com a material en la fabricació protètica ha disminuït els últims anys, quedant reduït a les tiges de les pròtesis de maluc totals cimentades, caps femorals i a les pròtesis parcials de maluc monobloc (tipus Austin Moore o Thomson). Això es deu al fet que, dels metalls emprats en pròtesis, són els que tenen menys resistència a la corrosió.

Els aliatges de Co-Cr s'utilitzen en la fabricació de tiges femorals i components que formen part del parell de fricció, en pròtesis de maluc, i de còndils femorals en les de genoll.

Els aliatges de titani per la bona interacció amb el teixit ossi s'utilitzen en la fabricació de tiges femorals i còtils en pròtesis de maluc i el planell tibial en les de genoll.

La manipulació dels components protètics en el moment de la seva implantació ha de ser acurada, netejant de sang i teixits les àrees de contacte i realitzar l'encaix dels components amb un impacte controlat.

Un disseny inadequat dels components de la pròtesi i/o la combinació de components de diferents fabricants pot afavorir la fallada de la pròtesi, ja sigui pel que fa a requeriments mecànics com per l'efecte electroquímic.

En la producció de nous biomaterials metàl·lics, el disseny i el procés de fabricació no només s'han de centrar en el restabliment de les funcions mecàniques d'una articulació, sinó també en la resposta biològica que aquest material provocarà en el medi on s'implanti. Són tan importants les propietats mecàniques del metall obtingut després de la seva implantació, com la seva capacitat d'integració amb el teixit ossi amb fenòmens com l'adhesió, la proliferació cel·lular i l'absorció de les proteïnes, i en particular a la senyalització cel·lular.

La interacció cèl·lula-metall pot donar una resposta biològica negativa i afavorir la disfuncionalitat de l'implant, és per això que la recerca actual en els biomaterials metàl·lics ha de tenir en compte l'evidència disponible sobre la resposta biològica que es produeix a la seva superfície. Dit d'altra forma, la investigació multidisciplinària ha de ser clau en el desenvolupament futur de nous materials per a implants protètics.

---

# BIBLIOGRAFIA

1. Lister, J. On the antiseptic principle in the practice of surgery. *Lancet*. 1967;ii:353–6.
2. Levert HS. Experiments on the use of metallic ligatures, as applied to arteries. *Am J Med Sci*.1829;7:17–23.
3. Hansmann H. Eine neue Methode der Fixierung der Fragmente bei complicierten Frakturen. *Verh Dtsch Ges Chir*. 1886;15:134–7.
4. Zierold AA. Reaction of bone to various metals. *Arch Surg*. 1924;9(2):365-412.
5. Lambotte A. The use of magnesium as material lost in Osteosynthesis. *Bull Mem Soc Nat Chir*. 1932;28: 1325-34.
6. Verbrugge J. Le material metalique resorbable en chirurgie osseuse. *La Presse Médicale*. 1934; 23:460-5.
7. Smith-Petersen MN. Evolution of mould arthroplasty of the hip joint. *J Bone Joint Surg Br*. 1948;30B(1):59-75.
8. Venable CS, Stuck WG, Beach A. The effects on bone of the presence of the metals; based upon electrolysis: an experimental study. *Ann. Surg*. 1937;105:917–38.
9. Scott DA. Metallography and microstructure of ancient and historic metals. Los Angeles, CA (USA): The J. Paul Getty Trust; 1991. [consulta 10 octubre 2017]. Disponible a: [www.getty.edu/conservation/publications\\_resources/pdf\\_publications/metallography\\_microstructure.html](http://www.getty.edu/conservation/publications_resources/pdf_publications/metallography_microstructure.html)
10. Napolitano RE. The structure of cast metals. Ames, Iowa (USA): Iowa State University. The University of Science and Technology. [consulta 10 octubre 2017]. Disponible a: <https://web.wpi.edu/Images/CMS/MCSI/2006napolitano1.pdf>
11. Askeland DR, Fulay PP, Wright WJ. The Science and Engineering of Materials. Stamford, CT (USA): Cengage Learning, 6th Edition; 2010. [consulta 10 octubre 2017]. Disponible a: <http://home.ufam.edu.br/berti/nanomateriais/0495296023MaterialsEnginee.pdf>
12. Park JB. Biomaterials Science and engineering. New York (USA): Springer; 1984. p. 213-85.
13. Rho JY, Ashman RB, Turner CH. Young's modulus of trabecular and cortical bone material: ultrasonic and microtensile measurements. *J Biomech*. 1993;26:111-9.
14. Definition of corrosion. A: Fontana MG, Greene ND. Corrosion engineering. New York (USA): McGraw-Hill; 1978: 4-5. [consulta 10 octubre 2017]. Disponible a: [http://dl.iranidata.com/book/daneshgahi/Mars%20Fontana-Corrosion%20Engineering\(www.iranidata.com\).pdf](http://dl.iranidata.com/book/daneshgahi/Mars%20Fontana-Corrosion%20Engineering(www.iranidata.com).pdf)
15. ASTM G15-08, Standard terminology relating to corrosion and corrosion testing (Withdrawn 2010). West Conshohocken, PA (USA): ASTM International; 2008. [consulta 10 octubre 2017]. Disponible a: [www.astm.org/Standards/G15.htm](http://www.astm.org/Standards/G15.htm)
16. What is corrosion? A: McCafferty E. Introduction to corrosion science. Springer: New York. 2010; p.13-4.

17. Valero C, Igual A. Electrochemical characterisation of biomedical alloys for surgical implants in simulated body fluids. *Corros Sci.* 2008;50(7):1954-61.
18. Electrochemical reactions. A: Fontana MG, Green ND. *Corrosion engineering*. New York (USA): McGraw-Hill; 1978. p. 14-7. [consulta 10 octubre 2017]. Disponible a: [http://dl.iranidata.com/book/daneshgahi/Mars%20Fontana-Corrosion%20Engineering\(www.iranidata.com\).pdf](http://dl.iranidata.com/book/daneshgahi/Mars%20Fontana-Corrosion%20Engineering(www.iranidata.com).pdf)
19. Venugopalan R, Gaydon JA. Review of corrosion behaviour of surgical implant alloys. Princeton, Nova Jersey (USA): Perkin Elmer Instruments; 2001; p. 99-107.
20. Virtanen S, Milosev I, Gomez-Barrena E, Trebse R, Salo J, Konttinen YT. Special modes of corrosion under physiological and simulated physiological conditions. *Acta Biomater.* 2008;4:468-76.
21. Rodil S. Modificación superficial de biomateriales metálicos. *Rev LatinAm Metal Mat.* 2009;29(2):67-83.
22. Chaouki H, Chtaini A, Bouadili EL. Résistance à la corrosion des alliages utilisés comme implants en milieu biologique. *Scientific Study & Research.* 2005;VI(1):35-42.
23. Hussenbocus S, Kosuge D, Solomon LB, Howie DW, Oskouei RH. Head-neck taper corrosion in hip arthroplasty. *Biomed Res Int [Internet].* 2015;2015:758123. doi: 10.1155/2015/758123. Epub 2015 Apr 14. [consulta 10 octubre 2017]. Disponible a: [www.ncbi.nlm.nih.gov/pmc/articles/PMC4411444/](http://www.ncbi.nlm.nih.gov/pmc/articles/PMC4411444/)
24. Jacobs JJ, Cooper HJ, Urban RM, Wixson RL, Della Valle CJ. What do we know about taper corrosion in total hip arthroplasty?. *J Arthroplasty.* 2014;29(4):668-9.
25. Stodard J, Faraday M. Experiments on the alloys of steel. *The Quarterly Journal of Science, Literature and the Arts.* 1820;9:319.
26. Berthier P. *Annales des Chimie et des Physique.* 1821;17:55.
27. Goldschmidt H, Vautin C. Aluminium as a heating and reducing agent. *The Journal of the Society of Chemical Industry.* 1898;6(17): 543-5.
28. Guillet L. *Revue de Metallurgie. Cahiers d'Information Techniques.* 1906;3.
29. Cobb HM. The history of stainless steel. Materials Park, Ohio (USA): ASM International; 2010. [consulta 10 octubre 2017]. Disponible a: [www.asminternational.org/documents/10192/1849770/5279\\_FM.pdf](http://www.asminternational.org/documents/10192/1849770/5279_FM.pdf)
30. Beeley PR. The Hatfield Memorial Lectures. UK. 1st Edition. Cambridge (United Kingdom): Woodhead Publishing; 2005.
31. Haynes E. Metal alloy. U.S.P. USA. Office, Editor; 1907.
32. ASTM 138, Standard Specification for Wrought 18Chromium-14Nickel-2.5Molybdenum Stainless Steel Bar and Wire for Surgical Implants (UNS S31673), West Conshohocken, PA (USA): ASTM International; 2013. [consulta 10 octubre 2017]. Disponible a: [www.astm.org/Standards/F138.htm](http://www.astm.org/Standards/F138.htm)
33. Shih CC, Shih CM, Su YY, Chang MS, Lin SJ. Effect of surface oxide properties on corrosion resistance of 316L stainless steel for biomedical Applications. *Corros Sci.* 2004;43(2):427-41.

34. Hryniewicz T, Rokicki R, Rokosz K. Corrosion characteristics of medical-grade AISI Type 316L stainless steel surface after electropolishing in a magnetic field. *Corrosion*. 2008;64(8):660-5.
35. Bordjih G, Jouzeau J, Mainard, Payan E, Delagoutte JP, Netter P. Evaluation of the effect of three surface treatments on the biocompatibility of 316L stainless steel using human differentiated cells. *Biomaterials*. 1996;17:491-500.
36. Sedriks AJ. *Corrosion of Stainless Steels*. 2nd ed. New York, NY (USA): Wiley; 1996; p 13-21.
37. ASTM E112-13 Standard test methods for determining average grain size. West Conshohocken, PA (USA): ASTM International; 2013. [consulta 10 octubre 2017]. Disponible a: [www.astm.org/Standards/E112.htm](http://www.astm.org/Standards/E112.htm)
38. Giacchi J, Morando C, Fornaro O, Palacio H Microstructural characterization of as-cast biocompatible Co–Cr–Mo alloys. *Materials Characterization*. 62. . iacchi JV et al. Microstructural characterization of as-cast biocompatible Co-Cr-Mo alloys. *Materials Characterization*. 2011;62(1):53-61.
39. Emerson, Christopher P. The microstructure and the electrochemical behavior of cobalt chromium molybdenum alloys from retrieved hip implants [thesis]. FIU Electronic Theses and Dissertations. 2230. Miami, Florida (USA): Florida International University Digital Commons; 2015 <http://digitalcommons.fiu.edu/etd/2230>
40. Rajan K. Phase transformations in a wrought Co-Cr-Mo-C alloy. *Metall Trans A*. 1982;13(7):1161-6.
41. Kappor S. High-temperature hardness and wear resistance of stellite alloys. Mechanical engineering. Thesis Postdoctoral. Carleton University. Ottawa, Ontario, (Canada); Library and Archives of Canada; 2012.
42. Klarstrom D. Wrought cobalt- base superalloys. *J Mater Eng Perform*. 1993;2 (4):523.
43. Valero C, Igual A. Study of the adsorption process of bovine serum albumin on passivated surfaces of CoCrMo biomedical alloy. *Electrochim Acta*. 2010;55(28):8445-52.
44. ASTM F75–12, Standard Specification for Cobalt-28 Chromium-6 Molybdenum Alloy Castings and Casting Alloy for Surgical Implants (UNS R30075). West Conshohocken, PA (USA): ASTM International; 2012. [consulta 10 octubre 2017]. Disponible a: [www.astm.org/Standards/E112.htm](http://www.astm.org/Standards/E112.htm)
45. ASTM F90–14, Standard Specification for Wrought Cobalt-20Chromium-15Tungsten-10Nickel Alloy for Surgical Implant Applications (UNS R30605). West Conshohocken, PA (USA): ASTM International; 2014. [consulta 10 octubre 2017]. Disponible a: [www.astm.org/Standards/F90.htm](http://www.astm.org/Standards/F90.htm)
46. ASTM F799–11, Standard Specification for Cobalt-28Chromium-6Molybdenum Alloy Forgings for Surgical Implants (UNS R31537, R31538, R31539). West Conshohocken, PA (USA): ASTM International; 2011. [consulta 10 octubre 2017]. Disponible a: [www.astm.org/Standards/F799.htm](http://www.astm.org/Standards/F799.htm)
47. ASTM F562–13, Standard Specification for Wrought 35Cobalt-35Nickel-20Chromium-10Molybdenum Alloy for Surgical Implant Applications (UNS R30035). West Conshohocken, PA (USA): ASTM International; 2013. [consulta 10 octubre 2017]. Disponible a: [www.astm.org/Standards/F562.htm](http://www.astm.org/Standards/F562.htm)



48. Bhairav P, Favaro G, Inam F, Reece MJ, Angadji A, Bonfield W, et al. Cobalt-based orthopaedic alloys: Relationship between formin route, microstructure and tribological performance. *Mater Sci Eng C*. 2012;32(5):1222-9.
49. Salán MN. *Tecnología de procesos y transformación de materiales*. Barcelona: Universitat Politècnica de Catalunya. Edicions UPC; 2005.
50. Lütjering G. *Engineering materials and processes: Titanium*. (2nd ed.) Springer. 2007; p. 203-50.
51. History and extractive metallurgy. Chapter 1. A: Froes FH, editor. *Titanium: physical metallurgy, processing, and applications*. West Conshohocken, PA (USA): ASTM International; 2015. [consulta 10 octubre 2017]. Disponible a: [www.asminternational.org/home/-/journal\\_content/56/10192/ZTPMP2015P001/BOOK-ARTICLE](http://www.asminternational.org/home/-/journal_content/56/10192/ZTPMP2015P001/BOOK-ARTICLE)
52. Hunter MA. Metallic titanium. *J Am Chem Soc*. 1910:330–6.
53. Kroll WJ. The production of ductile titanium. *Transactions of the American Electrochemical Society*. 1940;78:35-47.
54. Gil FJ, Ginebra MP, Planell JA. Metales y aleaciones para la substitución de tejidos duros. *Biomecánica*. 1999;8(13): 74.
55. Pérez del Pino A, Fernández-Pradas JM, Serra P, Morenza JL. Coloring of titanium through laser oxidation: comparative study with anodizing. *Surf Coat Technol*. 2004;187:106-22.
56. Valenti J, Guasch J, Sevilla P, Gil FJ. Anodización del titanio para la mejora ante la degradación química de material quirúrgico. *Biomecánica*. 2004;12:24-30.
57. Torres Y, Pavón J, Nieto I, Lascano S, Rodríguez JA. PM Convencional Processing and Characterization of Porous Ti c.p. for biomedical Applications. *Congreso Nacional de Pulvimetalurgia*; Valencia, España; 2010.
58. ASTM F67-13(2017), Standard Specification for Unalloyed Titanium, for Surgical Implant Applications (UNS R50250, UNS R50400, UNS R50550, UNS R50700) West Conshohocken, PA (USA): ASTM International; 2017. [consulta 10 octubre 2017]. Disponible a: [www.astm.org/Standards/F67.htm](http://www.astm.org/Standards/F67.htm)
59. Gil FJ, Planell JA. Aplicaciones biomédicas del titanio y sus aleaciones. *Revista Biomecánica*. 1993;1(1): 34-42. [consulta 10 octubre 2017]. Disponible a: <https://upcommons.upc.edu>
60. Tognarini I, Sorace S, Zonefrati R, Galli G, Gozzini A, Carbonell S, et al. In vitro differentiation of human mesenchymal stem cells on Ti6Al4V surfaces. *Biomaterials*. 2008;29(7):809-24.
61. Pegueroles M. *Interaccions between titanium surfaces and biological components*. Barcelona: Departament de Ciència dels Materials i Enginyeria Metal·lúrgica. Universitat Politècnica de Catalunya (UPC); 2009.

62. National Institute for Clinical Excellence (NICE). Guidance on Total hip replacement and resurfacing arthroplasty for end-stage arthritis of the hip. Technology appraisal guidance [TA304]. London (United Kingdom); 2014. [consulta 20 octubre 2017]. Disponible a: <https://www.nice.org.uk/guidance/ta304/resources/total-hip-replacement-and-resurfacing-arthroplasty-for-endstage-arthritis-of-the-hip-review-of-technology-appraisal-guidance-2-and-44-82602365977285>
63. Orthopaedic Data Evaluation Panel. ODEP [Internet]. [consulta 20 octubre 2017]. Disponible a: [www.odep.org.uk](http://www.odep.org.uk)
64. Miinomi M, Liu Yi, Nakai M, Liu H, Li H. Biomedical titanium alloys with Young's moduli close to that of cortical bone. *Regen Biomater*. 2016;3(3):173-85.
65. McGrory BJ, Etkin CD, Lewallen DG. Comparing contemporary revision burden among hip and knee joint replacement registries. *Arthroplasty Today*. 2016;2(2):83–6.
66. Hayes JS, Klöppel H, Wieling R, Sprecher CM, Richards RG. Influence of steel implant surface microtopography on soft and hard tissue integration. *J Biomed Mater Res B Appl Biomater*. 2018;106(2):705-15.
67. Geetha M, Singh AK, Asokamani R, Gogia AK. Ti based biomaterials. The Ultimate choice for orthopaedic implants—A review. *Progress in Materials Science*. 2009;54(3): 397-425.
68. Saldaña L. Estudio in vitro de la biocompatibilidad de modificaciones superficiales de la aleación Ti6Al4V. Madrid: Departamento de Bioquímica. Universidad Autónoma de Madrid; 2005.
69. Andrews RE, Shah KM, Wilkinson JM, Gartland A. Effects of cobalt and chromium ions at clinically equivalent concentrations after metal-on-metal hip replacement on human osteoblasts and osteoclasts: implications for skeletal Health. *Bone*. 2011;49(4):717-23.
70. Anselme K. Osteoblast adhesion on biomaterials. *Biomater*. 2000;21:667-81.
71. Bahraminasab M, Ghaffari S, Eslami-Shahed H. MAI2O3-Ti functionally graded material prepared by spark plasma sintering for orthopaedic applications. *J Mech Behav Biomed Mater*. 2017;72:82-9.

# ANNEXOS

## Annex1. Taula periòdica

Metals										Nonmetals								Unknown chemical properties																																										
Pre-transition metals		Rare earths		Transition metals		Poor metals		Metalloids		Core nonmetals		Noble gases			Unknown chemical properties																																													
		Actinides																																																										
Group	1															18																																												
1	H	<i>Group names*</i> 1 Hydrogen & the alkali metals 2 Alkaline earth metals 11 Coinage metals (Cu, Ag & Au) 12 Volatile metals 13 Boron Group 14 Carbon Group 15 Pnictogens 16 Chalcogens 17 Halogens 18 Noble gases												2	He																																													
3	Li	11	Be	13	B	14	C	15	N	16	O	17	F	10	Ne																																													
11	Na	12	Mg	13	Al	14	Si	15	P	16	S	17	Cl	18	Ar																																													
19	K	20	Ca	21	Sc	22	Ti	23	V	24	Cr	25	Mn	26	Fe	27	Co	28	Ni	29	Cu	30	Zn	31	Ga	32	Ge	33	As	34	Se	35	Br	36	Kr																									
37	Rb	38	Sr	39	Y	40	Zr	41	Nb	42	Mo	43	Tc	44	Ru	45	Rh	46	Pd	47	Ag	48	Cd	49	In	50	Sn	51	Sb	52	Te	53	I	54	Xe																									
55	Cs	56†	Ba	71	Lu	72	Hf	73	Ta	74	W	75	Re	76	Os	77	Ir	78	Pt	79	Au	80	Hg	81	Tl	82	Pb	83	Bi	84	Po	85	At	86	Rn																									
87	Fr	88†	Ra	103	Lr	104	Rf	105	Db	106	Sg	107	Bh	108	Hs	109	Mt	110	Ds	111	Rg	112	Cn	113	Uut	114	Fl	115	Uup	116	Lv	117	Uus	118	Uuo																									
Lanthanides	†57	La	58	Ce	59	Pr	60	Nd	61	Pm	62	Sm	63	Eu	64	Gd	65	Tb	66	Dy	67	Ho	68	Er	69	Tm	70	Yb	†71	Lu	†72	Hf	†73	Ta	†74	W	†75	Re	†76	Os	†77	Ir	†78	Pt	†79	Au	†80	Hg	†81	Tl	†82	Pb	†83	Bi	†84	Po	†85	At	†86	Rn
Actinides	†89	Ac	90	Th	91	Pa	92	U	93	Np	94	Pu	95	Am	96	Cm	97	Bk	98	Cf	99	Es	100	Fm	101	Md	102	No	†103	Lr	†104	Rf	†105	Db	†106	Sg	†107	Bh	†108	Hs	†109	Mt	†110	Ds	†111	Rg	†112	Cn	†113	Uut	†114	Fl	†115	Uup	†116	Lv	†117	Uus	†118	Uuo

\*Groups 3–10 are named after their first members i.e. Group 3 is the Scandium Group

## Annex 2. Composició química dels acers més utilitzats en la indústria segons la Norma AISI (American Iron and Steel Institute)

Classificació	COMPOSICIÓ										ALTRES	
	AISI	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	N	
Graus martensítics	403	Max.0.15	Max.0.50	Max.1.00	Max.0.040	Max.0.030	(1)	11.50~13.00	-	-	-	-
	410	Max.0.15	Max.1.00	Max.1.00	Max.0.040	Max.0.030	(1)	11.50~13.50	-	-	-	-
	-	0.08~0.18	Max.0.60	Max.1.00	Max.0.040	Max.0.030	(1)	11.50~14.00	0.30~0.60	-	-	-
	-	Max.0.15	Max.1.00	Max.1.00	Max.0.040	Max.0.030	(1)	11.50~13.50	-	-	-	Pb 0.05~0.30
	416	Max.0.15	Max.1.00	Max.1.25	Max.0.060	Min.0.15	(1)	12.00~14.00	(2)	-	-	-
	420	0.16~0.25	Max.1.00	Max.1.00	Max.0.040	Max.0.030	(1)	12.00~14.00	-	-	-	-
	420	0.26~0.40	Max.1.00	Max.1.00	Max.0.040	Max.0.030	(1)	12.00~14.00	-	-	-	-
	420F	0.26~0.40	Max.1.00	Max.1.25	Max.0.060	Min.0.15	(1)	12.00~14.00	(2)	-	-	-
	-	0.26~0.40	Max.1.00	Max.1.00	Max.0.040	Max.0.030	(1)	12.00~14.00	-	-	-	Pb 0.05~0.30
	431	Max.0.20	Max.1.00	Max.1.00	Max.0.040	Max.0.030	1.25~2.50	15.00~17.00	-	-	-	-
	440A	0.60~0.75	Max.1.00	Max.1.00	Max.0.040	Max.0.030	(1)	16.00~18.00	(3)	-	-	-
	440B	0.75~0.95	Max.1.00	Max.1.00	Max.0.040	Max.0.030	(1)	16.00~18.00	(3)	-	-	-
440C	0.95~1.20	Max.1.00	Max.1.00	Max.0.040	Max.0.030	(1)	16.00~18.00	(3)	-	-	-	
S44020	0.95~1.20	Max.1.00	Max.1.25	Max.0.060	Min.0.15	(1)	16.00~18.00	(3)	-	-	-	
Graus ferrítics	405	Max.0.08	Max.1.00	Max.1.00	Max.0.040	Max.0.030	-	11.50~14.50	-	-	-	Al 0.10~0.30
	-	Max.0.03	Max.1.00	Max.1.00	Max.0.040	Max.0.030	-	11.00~13.50	-	-	-	-
	430	Max.0.12	Max.0.75	Max.1.00	Max.0.040	Max.0.030	-	16.00~18.00	-	-	-	-
	430F	Max.0.12	Max.1.00	Max.1.25	Max.0.060	Min.0.15	-	16.00~18.00	(2)	-	-	-
	434	Max.0.12	Max.1.00	Max.1.00	Max.0.040	Max.0.030	-	16.00~18.00	0.75~1.25	-	-	-
	-	Max.0.01	Max.0.40	Max.0.40	Max.0.030	Max.0.020	-	28.50~32.00	1.50~2.50	-	Max.0.015	-
-	Max.0.01	Max.0.40	Max.0.40	Max.0.030	Max.0.020	-	25.00~27.50	0.75~1.50	-	Max.0.015	-	
Graus dúplex	329	Max.0.08	Max.1.00	Max.1.50	Max.0.040	Max.0.030	3.00~6.00	23.00~28.00	1.00~3.00	-	-	-
	S31803	Max.0.03	Max.1.00	Max.2.00	Max.0.040	Max.0.030	4.50~6.50	21.00~24.00	2.50~3.50	-	0.08~0.20	-
	S31260	Max.0.03	Max.1.00	Max.1.50	Max.0.040	Max.0.030	5.50~7.50	24.00~26.00	2.50~3.50	-	0.08~0.30	-
Graus austenítics	201	Max.0.15	Max.1.00	5.50~7.50	Max.0.060	Max.0.030	3.50~5.50	16.00~18.00	-	-	0.25??	-
	202	Max.0.15	Max.1.00	7.50~10.00	Max.0.060	Max.0.030	4.00~6.00	17.00~19.00	-	-	Max.0.25	-
	301	Max.0.15	Max.1.00	Max.2.00	Max.0.045	Max.0.030	6.00~8.00	16.00~18.00	-	-	-	-
	302	Max.0.15	Max.1.00	Max.2.00	Max.0.045	Max.0.030	8.00~10.00	17.00~19.00	-	-	-	-
	303	Max.0.15	Max.1.00	Max.2.00	Max.0.200	Min.0.15	8.00~10.00	17.00~19.00	(2)	-	-	-
	303Se	Max.0.15	Max.1.00	Max.2.00	Max.0.200	Max.0.060	8.00~10.00	17.00~19.00	-	-	-	Se Min.0.15
	-	Max.0.15	Max.1.00	Max.3.00	Max.0.200	Min.0.15	8.00~10.00	17.00~19.00	(2)	1.50~3.50	-	-
304	Max.0.08	Max.1.00	Max.2.00	Max.0.045	Max.0.030	8.00~10.50	18.00~20.00	-	-	-	-	

Classificació	COMPOSICIÓ										ALTRES	
	AISI	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	N	
	<b>304L</b>	Max.0.03	Max.1.00	Max.2.00	Max.0.045	Max.0.030	9.00~13.00	18.00~20.00	-	-	-	-
	<b>304N</b>	Max.0.08	Max.1.00	Max.2.50	Max.0.045	Max.0.030	7.00~10.50	18.00~20.00	-	-	0.10~0.25	-
	-	Max.0.08	Max.1.00	Max.2.50	Max.0.045	Max.0.030	7.50~10.50	18.00~20.00	-	-	0.15~0.30	Nb Max.0.15
	<b>304LN</b>	Max.0.03	Max.1.00	Max.2.00	Max.0.045	Max.0.030	8.50~11.50	17.00~19.00	-	-	0.12~0.22	-
	-	Max.0.08	Max.1.00	Max.2.00	Max.0.045	Max.0.030	8.00~10.50	17.00~19.00	-	1.00~3.00	-	-
	<b>305</b>	Max.0.12	Max.1.00	Max.2.00	Max.0.045	Max.0.030	10.50~13.00	17.00~19.00	-	-	-	-
	<b>309S</b>	Max.0.08	Max.1.00	Max.2.00	Max.0.045	Max.0.030	12.00~15.00	22.00~24.00	-	-	-	-
	<b>310S</b>	Max.0.08	Max.1.50	Max.2.00	Max.0.045	Max.0.030	19.00~22.00	24.00~26.00	-	-	-	-
	<b>316</b>	Max.0.08	Max.1.00	Max.2.00	Max.0.045	Max.0.030	10.00~14.00	16.00~18.00	2.00~3.00	-	-	-
	<b>316L</b>	Max.0.03	Max.1.00	Max.2.00	Max.0.045	Max.0.030	12.00~15.00	16.00~18.00	2.00~3.00	-	-	-
	<b>316N</b>	Max.0.08	Max.1.00	Max.2.00	Max.0.045	Max.0.030	10.00~14.00	16.00~18.00	2.00~3.00	-	0.10~0.22	-
	<b>316LN</b>	Max.0.03	Max.1.00	Max.2.00	Max.0.045	Max.0.030	10.50~14.50	16.50~18.50	2.00~3.00	-	0.12~0.22	-
	-	Max.0.08	Max.1.00	Max.2.00	Max.0.045	Max.0.030	10.00~14.00	16.00~18.00	2.00~3.00	-	-	Ti Min.5xC%
	-	Max.0.08	Max.1.00	Max.2.00	Max.0.045	Max.0.030	10.00~14.00	17.00~19.00	1.20~2.75	1.00~2.50	-	-
	-	Max.0.03	Max.1.00	Max.2.00	Max.0.045	Max.0.030	12.00~16.00	17.00~19.00	1.20~2.75	1.00~2.50	-	-
	-	Max.0.08	Max.1.00	Max.2.00	Max.0.045	Min.0.10	10.00~14.00	16.00~18.00	2.00~3.00	-	-	-
	<b>317</b>	Max.0.08	Max.1.00	Max.2.00	Max.0.045	Max.0.030	11.00~15.00	18.00~20.00	3.00~4.00	-	-	-
	<b>317L</b>	Max.0.03	Max.1.00	Max.2.00	Max.0.045	Max.0.030	11.00~15.00	18.00~20.00	3.00~4.00	-	-	-
	-	Max.0.03	Max.1.00	Max.2.00	Max.0.045	Max.0.030	11.00~15.00	18.00~20.00	3.00~4.00	-	0.10~0.22	-
	-	Max.0.04	Max.1.00	Max.2.50	Max.0.045	Max.0.030	15.00~17.00	16.00~19.00	4.00~6.00	-	-	-
	-	Max.0.03	Max.1.00	Max.2.00	Max.0.045	Max.0.030	24.00~26.00	19.00~24.00	5.00~7.00	-	Max.0.25	-
	-	Max.0.02	Max.1.00	Max.2.00	Max.0.045	Max.0.030	23.00~28.00	19.00~23.00	4.00~5.00	1.00~2.00	-	-
	<b>321</b>	Max.0.08	Max.1.00	Max.2.00	Max.0.045	Max.0.030	9.00~13.00	17.00~19.00	-	-	-	Ti Min.5xC%
	<b>347</b>	Max.0.08	Max.1.00	Max.2.00	Max.0.045	Max.0.030	9.00~13.00	17.00~19.00	-	-	-	Nb Min.10xC%
	<b>304Cu</b>	Max.0.08	Max.1.00	Max.2.00	Max.0.045	Max.0.030	8.50~10.50	17.00~19.00	-	3.00~4.00	-	-
	-	Max.0.08	3.00~5.00	Max.2.00	Max.0.045	Max.0.030	11.50~15.00	15.00~20.00	-	-	-	-
<b>Graus d'enduriment per precipitació</b>	<b>S17400</b>	Max.0.07	Max.1.00	Max.1.00	Max.0.040	Max.0.030	3.00~5.00	15.00~17.50	-	3.00~5.00	-	Nb 0.15~0.45
	<b>S17700</b>	Max.0.09	Max.1.00	Max.1.00	Max.0.040	Max.0.030	6.50~7.75	16.00~18.00	-	-	-	Al 0.75~1.50

### Annex 3. El medi biològic i la seva interacció amb els implants

Condicció	Paràmetres	Conseqüències
Temperatura corporal	37°C	Les reaccions químiques són més ràpides que a temperatura ambient.
pH sang pH matriu intercel·lular Cèl·lules	7,5-7,35 7,0 6,8	Tot i que els fluids del cos humà es tracta de solucions estables, el pH pot temporalment disminuir ~5,2 en el moment de la post implantació.
Oxigen dissolt: Sang arterial Sang venosa Matriu intercel·lular	100 mmHg 40 mmHg 2-40 mmHg	Entorn corrosiu.
Ió clorur: Sèrum Fluid intersticial	113 mEq/l 117 mEq/l	Entorn corrosiu.
Càrrega mecànica: Os esponjós Os cortical Paret arterial Miocardi Múscul (màx.) Tendó (màx.)	0-4 Mpa 0-40 Mpa 0,2-1 Mpa 0-0,02 Mpa 40 Mpa 400 Mpa	Corrosió per la disminució de la resistència a la fatiga del material i possibilitat de fracturar-se.



European Innovation  
Partnership on Active  
and Healthy Ageing

REFERENCE SITE

Catalunya four-stars reference site member



eunetha

EUROPEAN NETWORK FOR HEALTH TECHNOLOGY ASSESSMENT



**INAHTA**

Membre fundador



Membre corporatiu

*ciberesp*

Membre corporatiu



Membre corporatiu