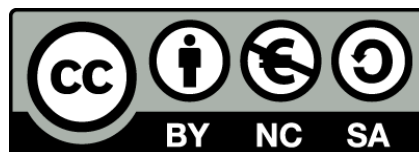




UNIVERSITAT DE
BARCELONA

**Efecto de la adición de cobre
en la estabilidad al comportamiento a fatiga
de la aleación pseudoelástica de níquel-titanio para
aplicación en prostodoncia: influencia del ciclado
mecánico y térmico**

Eva Willaert Jiménez-Pajarero



Aquesta tesi doctoral està subjecta a la llicència **Reconeixement- NoComercial – Compartir Igual 4.0. Espanya de Creative Commons.**

Esta tesis doctoral está sujeta a la licencia **Reconocimiento - NoComercial – Compartir Igual 4.0. España de Creative Commons.**

This doctoral thesis is licensed under the **Creative Commons Attribution-NonCommercial-ShareAlike 4.0. Spain License.**

Departament de Ciències Morfològiques i
Odontostomatologia de la
UNIVERSITAT DE BARCELONA



Programa de doctorado:
TÉCNICAS CLÍNICAS EN ODONTOESTOMATOLOGÍA

Bienio: 1993-1995

**Efecto de la adición de Cobre en la
estabilidad al comportamiento a fatiga de la
aleación pseudoelástica de Níquel-Titanio
para aplicación en Prostodoncia. *Influencia
del ciclado mecánico y térmico.***

TESIS DOCTORAL

Presentada para aspirar al GRADO DE DOCTOR EN ODONTOLOGÍA
por EVA WILLAERT JIMÉNEZ-PAJARERO

Barcelona, 1999

TD 71
0800056925

Directores: Prof.Dr. JOAN SALSENCH CABRÉ

BIBLIOTECA DE LA UNIVERSITAT DE BARCELONA . XAVIER GIL MUR



0700056925



UNIVERSITAT DE BARCELONA

Biblioteca
Àrea de Recerca i la Salut
CARLES DE BELLUNTOS

1. ÍNDICE	I
2. INTRODUCCIÓN	1
3. HIPÓTESIS DE TRABAJO	124
4. OBJETIVOS	125
5. MATERIAL Y MÉTODO	127
6. RESULTADOS Y DISCUSIÓN	145
7. CONCLUSIONES	180
8. PERSPECTIVAS DE FUTURO	184
9. BIBLIOGRAFÍA	185

1. Introducción	1
2. Objetivos	11
3. Metodología	12
4. Resultados	13
5. Conclusiones	14
6. Bibliografía	15

Índice

7. Anexos	16
8. Referencias	17
9. Índice	18

1. ÍNDICE	I
2. INTRODUCCIÓN	1
2.1. JUSTIFICACIÓN	1
2.2. PRINCIPIOS BÁSICOS SOBRE CIENCIA E INGENIERÍA DE LAS ALEACIONES METÁLICAS	3
2.2.1. Estructura	4
• Niveles estructurales. Enlace metálico	4
• Estructuras cristalinas	5
• Polimorfismo	9
• Sistemas cristalinos	9
• Monocristales y materiales policristalinos	11
2.2.2. Propiedades mecánicas de los metales	12
• Esfuerzo y Deformación	13
- <i>Comportamiento a tracción</i>	13
- <i>Comportamiento a compresión</i>	14
- <i>Comportamiento a cizalladura y a torsión</i>	15
• Deformación elástica	15
- <i>Rigidez</i>	16
- <i>Anelasticidad</i>	17
• Deformación plástica	17
- <i>Propiedades de tracción</i>	18
■ Fluencia. Límite elástico. Límite proporcional	18
■ Resistencia a la tracción	19
■ Ductilidad	20
■ Resiliencia	21

■ Tenacidad	22
- <i>Recuperación elástica durante la deformación plástica</i>	22
- <i>Dureza. Ensayos de dureza</i>	23
- <i>Dislocaciones y deformación plástica</i>	24
- <i>Recuperación y recristalización</i>	25
● Comportamiento a fatiga	26
- <i>Fatiga y ciclado</i>	26
- <i>Fatiga mecánica</i>	27
■ Tipos de fatiga	28
■ Ciclos de tensión	29
■ Parámetros empleados para caracterizar el ciclo de fluctuación de carga	31
■ Ensayos de fatiga	33
■ La curva S-N	34
■ Vida a fatiga	36
■ Tipos de comportamiento a fatiga	36
■ Principales variables que afectan el comportamiento a fatiga (Corrosión y corrosión-fatiga,...)	37
- <i>Fatiga térmica</i>	44
- <i>Fractura. Proceso de rotura por fatiga</i>	44
2.2.3. Relación de la microestructura con las propiedades mecánicas	49
2.2.4. Aleaciones	50
● Concepto de aleación. Tipos. Sistemas y fases	51
● Microestructura de las aleaciones	53

• Diagramas de fases. Equilibrio de fases	54
• Imperfecciones	56
• Aleaciones de aplicación en Prótesis Parcial Removible	58
- <i>Aleaciones de Oro</i>	58
- <i>Aleaciones de base Cobalto</i>	60
- <i>Aceros inoxidable</i>	63
- <i>Titanio y sus aleaciones</i>	65
- <i>Aleaciones con memoria de forma</i> <i>Aleaciones Níquel-Titanio</i>	70
■ Definición y Tipos	70
■ Características	71
■ Estructura martensítica y transformaciones martensíticas	71
■ Aleaciones Níquel-Titanio	73
1. Historia	73
2. Aplicaciones médicas y odontológicas	74
3. Propiedades que presentan las aleaciones Ni-Ti con respecto a las aleaciones convencionales empleadas en Odontología	76
4. Comportamiento de las aleaciones Ni-Ti	78
4.a. Transformaciones martensíticas	78
■ Transformación martensítica termoelástica	79
■ Diferencias entre la fase austenita y martensita	83
■ El efecto memoria de forma	85
■ Doble efecto memoria de forma	87
4.b. Transformaciones martensíticas	89
■ Transformación martensítica inducida por tensión	89
■ Superelasticidad	91
5. Diferentes comportamientos pseudoelásticos de las aleaciones Ni-Ti	92
6. Aleaciones Ni-Ti para su aplicación en Prótesis Parcial Removible	93
7. Comportamiento a fatiga de las aleaciones Ni-Ti	97
■ Ciclado mecánico	97
■ Ciclado térmico	101
■ Envejecimiento	102

<ul style="list-style-type: none"> ■ Corrosión y Citotoxicidad Biocompatibilidad de las aleaciones Ni-Ti. Poder sensibilizante del Níquel 	105
2.3. COMPORTAMIENTO A FATIGA DE LOS RETENEDORES EN PRÓTESIS PARCIAL REMOVIBLE. Estado de la cuestión. Influencia del diseño. Influencia de la aleación.	119
3. HIPÓTESIS DE TRABAJO	124
4. OBJETIVOS	125
5. MATERIAL Y MÉTODO	127
5.1. MATERIAL EMPLEADO	127
5.2. TÉCNICAS DE CARACTERIZACIÓN METALOGRÁFICA	127
<ul style="list-style-type: none"> ● Preparación de muestras ● Microscopía Óptica ● Microscopía Electrónica de Barrido y Microanálisis de Energía Dispersiva de Rayos X 	<ul style="list-style-type: none"> 127 130 132
5.3. CARACTERIZACIÓN CALORIMÉTRICA	134
5.4. ENSAYOS MECÁNICOS	137
<ul style="list-style-type: none"> ● Ensayos de tracción ● Ensayos de fatiga. Ciclado mecánico 	<ul style="list-style-type: none"> 137 139
5.5. ENSAYOS TÉRMICOS	139
<ul style="list-style-type: none"> ● Ensayos de ciclado térmico (1) ● Ensayos de ciclado térmico (2) ● Envejecimiento. Ensayos de dureza 	<ul style="list-style-type: none"> 139 140 141

5.6. METODOLOGÍA ESTADÍSTICA	144
6. RESULTADOS Y DISCUSIÓN	145
6.1. Caracterización metalográfica	145
6.2. Caracterización calorimétrica inicial	147
6.3. Ensayos mecánicos	149
• Determinación inicial de las temperaturas de transformación y retransformación	149
• Ensayos de fatiga. Ciclado mecánico	152
- <i>Curvas tensión-deformación con el número de ciclos (N)</i>	152
- <i>Variación de las tensiones de transformación y retransformación con el número de ciclos (N)</i>	155
- <i>Variación de la deformación residual con el número de ciclos (N)</i>	160
- <i>Evolución de las temperaturas de transformación (M_s, A_s) con el número de ciclos (N)</i>	161
- <i>Variación de la entalpía de transformación con el número de ciclos (N)</i>	163
6.4. Ensayos térmicos	164
• Ciclado térmico (1)	164
- <i>Variación de las tensiones de transformación para los tres tipos de ciclos térmicos</i>	164
- <i>Variación de M_s para los tres tipos de ciclos térmicos</i>	167
• Ciclado térmico (2)	172
- <i>Variación de las tensiones de</i>	172

<i>transformación según número de ciclos térmicos</i>	
-Variación de Ms según número de ciclos térmicos	173
• Envejecimiento. Ensayos de dureza	175
-Curvas de endurecimiento para los tratamientos térmicos a 120°C	175
-Curvas de endurecimiento para los tratamientos térmicos a 500°C	176
- Curvas de endurecimiento para los tratamientos térmicos a 600°C	177
- Microscopía: observación de precipitados	179
7. CONCLUSIONES	180
8. PERSPECTIVAS DE FUTURO	184
9. BIBLIOGRAFÍA	185

Introducción

2. INTRODUCCIÓN

2.1. JUSTIFICACIÓN

El avance en el conocimiento de un tipo de material suele preceder al progreso de una tecnología ¹. En Prostodoncia, la elección de un tipo u otro de aleación viene determinada por las demandas que cada aplicación requiere. Al elegir el material idóneo, deberán tenerse en cuenta varios aspectos: las condiciones en que el material prestará servicio, las propiedades requeridas por el material para prestar dicho servicio, la degradación que padecerá el material (las temperaturas elevadas y los ambientes corrosivos alterarán la resistencia mecánica) y el inevitable aspecto económico. En Prótesis Parcial Removible, los elementos metálicos son empleados para conseguir rigidez, resistencia, exactitud en la reproducción de detalles, estabilidad y retención, además de no interferir en la fisiología del aparato estomatognático y de poseer biocompatibilidad con las estructuras con las que se mantendrá en contacto ².

Las aleaciones convencionales empleadas en Prótesis Parcial Removible, como, por ejemplo, las aleaciones clásicas de base cobalto (Cr-Co), vienen demostrando un buen comportamiento mecánico por su dureza, resistencia a la corrosión,...pero presentan desventajas por su excesiva rigidez, dificultando la colocación de los retenedores protésicos en aquellos dientes pilares que poseen una excesiva profundidad de retención. Otro factor añadido es la importante fatiga que exhiben las aleaciones de Cr-Co, dando lugar a la desactivación de los retenedores y a su fractura ³.

Introducción 2

Con la idea de superar todos estos inconvenientes, se han desarrollado líneas de investigación para estudiar el comportamiento y las aplicaciones de aleaciones pseudoelásticas de Ni-Ti en Prostodoncia ^{3,4,5,6}. Las aleaciones Ni-Ti presentan, además de las propiedades físicas comunes en las aleaciones metálicas, unas propiedades especiales que son: el **efecto memoria de forma**, el **doble efecto memoria de forma** y la **superelasticidad (pseudoelasticidad)**. Estas aleaciones se han aplicado ya en otros campos de la Odontología, como la Ortodoncia ⁷ o la Endodoncia.

En Prótesis Parcial Removible, tras la caracterización y obtención de una aleación de Ni-Ti ^{4,8} y el estudio comparativo de sus propiedades mecánicas frente a las aleaciones convencionales ⁵, cabe determinar su comportamiento cíclico - comportamiento al que va a verse sometido el material en boca -, es decir, la fatiga que padecería el material debido a los ciclos mecánicos y térmicos y cómo puede estabilizarse dicho comportamiento cíclico.

La aleación Ni-Ti-Cu constituye la nueva generación de materiales con memoria de forma biocompatible ⁹. La aleación Ni-Ti presenta variaciones en sus propiedades de manera muy importante con pequeñas variaciones en la composición química ¹⁰. Debe determinarse cómo el Cobre estabilizará las propiedades, esencialmente en el comportamiento a fatiga.

El conocimiento exhaustivo del comportamiento cíclico del material, junto con todos los datos obtenidos ya en estudios anteriores sobre las aleaciones de Ni-Ti y su uso en prótesis, podrán conducir a la determinación de unos criterios de diseño específicos para la fabricación de retenedores protésicos con aleaciones Ni-Ti.

Así pues, el estudio de las aleaciones y metales aplicables en Prótesis Parcial removible constituye un tema abierto en el que las nuevas investigaciones en metalurgia abren nuevas perspectivas en sus aplicaciones odontológicas ².

2.2. PRINCIPIOS BÁSICOS SOBRE CIENCIA E INGENIERÍA DE LAS ALEACIONES METÁLICAS.

Existe una estrecha relación entre la estructura y las propiedades de un material. La *Ciencia de los materiales* investiga esta relación, mientras que la *Ingeniería de los materiales* diseña o proyecta la estructura de un material para conseguir un conjunto predeterminado de propiedades ¹. La *Metalurgia* se define como el arte y la ciencia que estudia la preparación y aplicación de los materiales metálicos en concreto, siendo la *Metalurgia física* la que describe, a través de las pruebas de ensayo, la estructura (metalografía) y propiedades de los materiales metálicos y su manipulación para variar dichas propiedades (tratamientos térmicos). La metalografía permitirá correlacionar además la estructura observada con las propiedades físicas y mecánicas ².

En Prótesis Parcial Removible, por ejemplo, se pretende que un retenedor reúna una serie de características consideradas como ideales : gran recuperación (springback), baja rigidez, alta capacidad de almacenar energía, buena formabilidad, excelente biocompatibilidad y estabilidad, pequeña superficie de fricción y posibilidad de soldadura a otros elementos auxiliares ⁵.

2.2.1. Estructura

2.2.1.a. Niveles estructurales. Enlace metálico ^{1,2,11}

La estructura de un material se relaciona con la disposición de sus componentes internos. Los dominios estructurales o niveles son :

1° Estructura subatómica. Viene representada por los electrones y las interacciones con el núcleo del átomo.

2° Estructura atómica y molecular.

3° Nivel microscópico. Los grupos de átomos están enlazados entre sí y se observa utilizando algún tipo de microscopio.

4° Nivel macroscópico. Los elementos estructurales son susceptibles de apreciarse a simple vista.

Los metales y aleaciones presentan *enlace metálico*. Los materiales metálicos poseen uno, dos o, como máximo, tres electrones de valencia. Para explicar dicho enlace, se ha propuesto un modelo en el que estos electrones de valencia son más o menos libres de circular a través de todo el metal, no perteneciendo a ningún átomo en particular y formando un " mar de electrones " o " nube de electrones ".

El núcleo y los electrones que no son de valencia forman cationes. Los electrones libres contrarrestan las fuerzas repulsivas generadas entre cationes, actuando como elementos de unión de éstos. El enlace metálico tiene, en consecuencia, carácter no direccional, y puede ser fuerte o débil. Generalmente, la unión metálica suele ser fuerte, de manera que suelen requerirse temperaturas elevadas para fundir los

Introducción 5

metales. Debido a estos electrones libres, los materiales metálicos son buenos conductores de la electricidad y del calor.

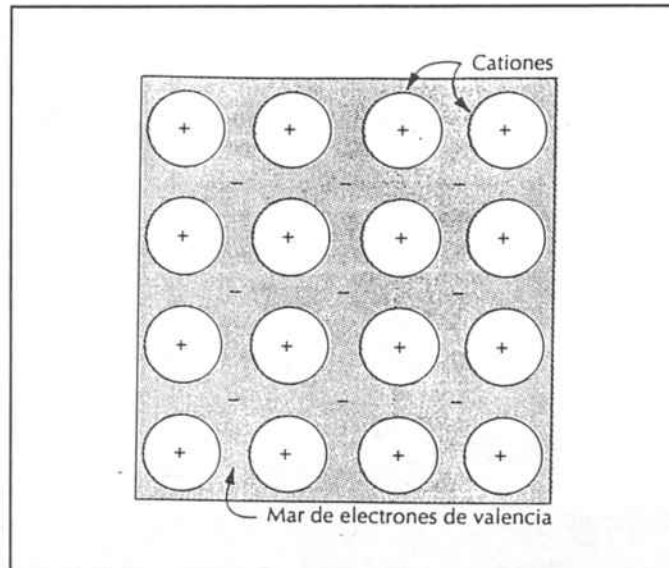


Fig.1. Ilustración esquemática del enlace metálico ¹

2.2.1.b. Estructuras cristalinas^{1,2,11}

En un nivel estructural superior, los átomos de los metales - al igual que muchas cerámicas y ciertos polímeros - adoptan una disposición en estado sólido en forma de estructuras cristalinas. Los átomos se ordenan de forma simétrica y regular, existiendo un límite hasta el cual dichos átomos pueden aproximarse entre sí, debido a la repulsión motriz existente entre los núcleos de carga positiva. Se trata de una configuración de energía mínima en la que se requiere una energía externa para conseguir separar o acercar los átomos, de manera que la energía interna de la sustancia aumenta si se altera la ubicación de los átomos a través de algún tratamiento.

Introducción 6

Al describir la estructura cristalina, conviene dividirla en pequeñas entidades que se repiten denominadas *celdillas unidad*, que suelen ser paralelepíedros o prismas con tres conjuntos de caras paralelas.

La celdilla unidad constituye la unidad estructural fundamental y define la estructura cristalina mediante su geometría y por la posición de los átomos dentro de ella.

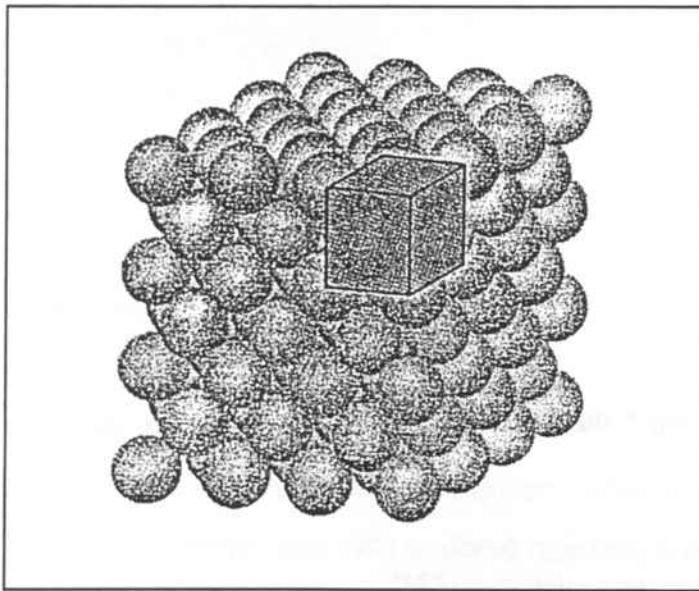


Fig.2. Representación esquemática de la celdilla unidad ¹

Las tres estructuras cristalinas más frecuentes en los metales en función de los planos y direcciones cristalográficas son :

1. Estructura cristalina cúbica centrada en las caras (FCC).

La celdilla unidad es de geometría cúbica, con los átomos localizados en los vértices del cubo y en los centros de todas las caras del cubo. Cristalizan así el Cobre, el Aluminio, el Oro, la Plata y el Níquel.

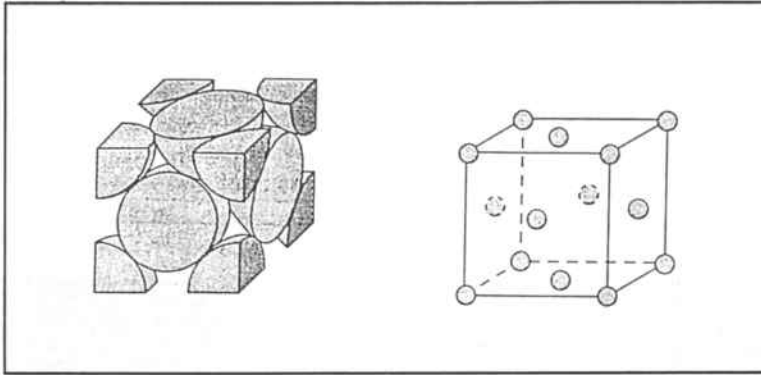


Fig.3. Estructura cristalina cúbica centrada en las caras ¹

Tabla I

Radio atómico y estructuras cristalinas de 16 metales					
<i>Metal</i>	<i>Estructura cristalina^a</i>	<i>Radio atómico^b (nm)</i>	<i>Metal</i>	<i>Estructura cristalina</i>	<i>Radio atómico (nm)</i>
Aluminio	FCC	0.1431	Molibdeno	BCC	0.1363
Cadmio	HC	0.1490	Níquel	FCC	0.1246
Cromo	CC	0.1249	Platino	FCC	0.1387
Cobalto	HC	0.1253	Plata	FCC	0.1445
Cobre	FCC	0.1278	Tántalo	BCC	0.1430
Oro	FCC	0.1442	Titanio (α)	HC	0.1445
Hierro (α)	BCC	0.1241	Tungsteno	BCC	0.1371
Plomo	FCC	0.1750	Zinc	HC	0.1332

^a FCC = cúbica centrada en las caras ; HC = hexagonal compacta ; BCC = cúbica centrada en el cuerpo.
^b Un nanómetro (nm) equivale a 10⁻⁹ m. Para convertir los nanómetros a unidades angstrom (Å) es necesario multiplicar por 10 el valor de los nanómetros.

Tabla I. - Radios atómicos y estructuras cristalinas de 16 metales ¹

2. Estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo (BCC).

La celdilla unidad es cúbica y tiene átomos localizados en los ocho vértices y un átomo en el centro.

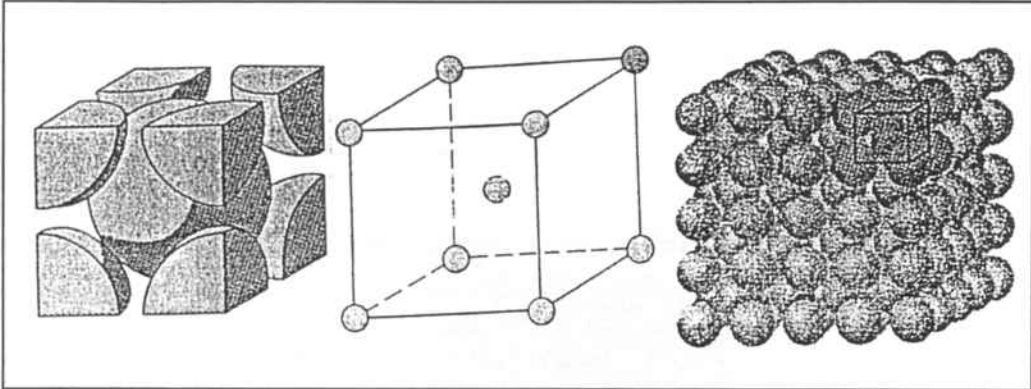


Fig.4. Estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo ¹

3. Estructura cristalina hexagonal compacta (HC).

La celdilla unidad posee dos bases, una superior y otra inferior, que consisten en hexágonos regulares con sus átomos en los vértices y uno en el centro. Otro plano situado entre ambos planos provee a la celdilla unidad de tres átomos adicionales.

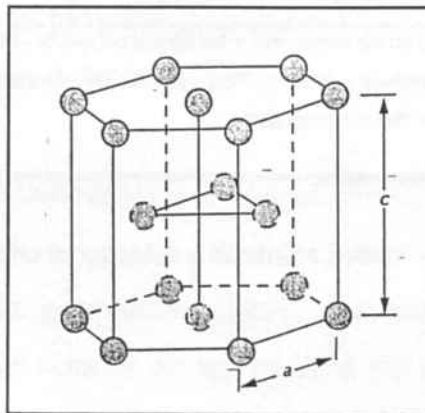


Fig.5. Estructura cristalina hexagonal compacta ¹

2.2.1. c. Polimorfismo^{1,11}

Algunos metales (y también no metales) pueden tener más de una estructura cristalina, fenómeno que se conoce con el nombre de *polimorfismo*, o bien *alotropía* si se trata de un sólido elemental.

La existencia de una estructura cristalina depende de la presión y de la temperatura exteriores. El Titanio, por ejemplo, presenta una estructura hexagonal a temperatura ambiente, pero al calentarlo por encima de 882,5°C experimenta un cambio alotrópico pasando a tener una estructura cúbica.

La transformación polimórfica se acompaña a menudo de modificaciones de la densidad y de otras propiedades físicas.

2.2.1.d. Sistemas cristalinos¹

De hecho, la geometría de la celdilla unidad se define en función de seis parámetros, denominados *parámetros de red*: la longitud de tres aristas (a,b,c) y los tres ángulos interaxiales (α, β, γ).

Existen siete diferentes combinaciones de a,b,c y α, β, γ , representando siete sistemas cristalinos que son: cúbico, tetragonal, hexagonal, ortorrómbico, romboédrico, monoclinico y triclinico.

Tabla 2

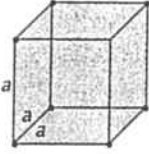
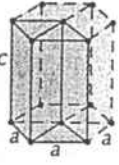
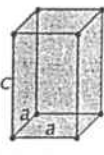

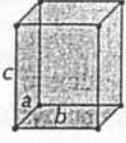
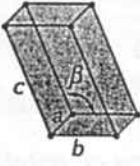
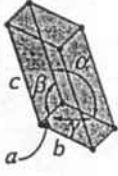
Sistema cristalino	Relación axial	Ángulos interaxiales	Geometría de la celdilla unidad
Cúbico	$a = b = c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	
Hexagonal	$a = b \neq c$	$\alpha = \beta = 90^\circ, \gamma = 120^\circ$	
Tetragonal	$a = b \neq c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	
Romboédrico	$a = b = c$	$\alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$	
Ortorrómbico	$a \neq b \neq c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	
Monoclínico	$a \neq b \neq c$	$\alpha = \gamma = 90^\circ \neq \beta$	
Triclínico	$a \neq b \neq c$	$\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$	

Tabla 2. Representación de los siete sistemas cristalinos ¹

Por tanto, para las estructuras de los cristales metálicos se deduce que las estructuras FCC y BCC pertenecen al sistema cúbico y la HC al sistema hexagonal. La mayoría de metales empleados en Odontología pertenecen al sistema cúbico.

Para determinar la estructura cristalina de un sólido se emplean los estudios por difracción de Rayos X.

2.2.1.e. Monocristales y Materiales policristalinos^{1,2,11}

Cuando la disposición atómica de un sólido cristalino es perfecta, sin interrupciones, a lo largo de toda la muestra, el resultado es un *monocristal*. Sin embargo, la mayoría de sólidos cristalinos son un conjunto de muchos cristales pequeños o *granos*, tratándose entonces de materiales policristalinos.

La cristalización de un metal o aleación (al producirse enfriamiento) se inicia a partir de una zonas denominadas núcleos, creciendo los cristales en formas reticulares tridimensionalmente alrededor de ellos a modo de dentritas. Cada cristal se denomina grano, definiéndose el *límite de grano* como el área entre dos granos en contacto. Los metales presentan una estructura en grano equiaxial. El tamaño de grano puede ser regulado a través de distintos procedimientos.

2.2.2. Propiedades mecánicas de los metales ^{1,11}

Las *propiedades* de un material son aquellas cualidades del material que se expresan en términos del tipo y magnitud de la respuesta a un estímulo específico impuesto, independientemente de la forma y tamaño del material.

Las propiedades de los sólidos se dividen en :

- *Propiedades mecánicas* - relacionan la deformación con la carga o fuerza aplicada. De ellas derivan parámetros como el módulo elástico, la resistencia, etc.
- *Propiedades eléctricas* - el estímulo es un campo eléctrico.
- *Propiedades térmicas* - el comportamiento térmico de los sólidos se representa en función de la capacidad calorífica y de la conductividad térmica.
- *Propiedades magnéticas* - el estímulo es un campo magnético.
- *Propiedades ópticas* - la radiación electromagnética o lumínica constituye el estímulo.
- *Propiedades químicas* - indican la reactividad química de un material.

Los materiales suelen estar sometidos a fuerzas o cargas cuando prestan servicio. El comportamiento mecánico de un material refleja la relación entre la fuerza aplicada y la respuesta del material, es decir, su deformación.

Las propiedades mecánicas de los materiales se determinan realizando ensayos cuidadosos de laboratorio que reproduzcan las condiciones de servicio hasta donde sea posible. Los factores a tener en cuenta son :

1. Carga aplicada
 - tracción
 - compresión
 - cizalladura
2. Duración
 - tiempo de aplicación
 - carga constante o fluctuante
3. Temperatura (condiciones del medio)

2.2.2. a. Esfuerzo y deformación

Al aplicar una carga estática uniformemente sobre una sección o superficie de una pieza, se estima su comportamiento mecánico mediante un ensayo esfuerzo-deformación. Existen tres maneras de aplicar la carga y con ello los siguientes tipos de comportamiento :

2.2.2. a. 1. *Comportamiento a tracción.*

El comportamiento a tracción determina varias propiedades de los materiales que son importantes para el diseño. En el ensayo suele deformarse una probeta hasta la rotura, con una carga de tracción que aumenta gradualmente y que es aplicada uniaxialmente a lo largo del eje de la probeta.

La deformación se define como :

$$\epsilon = \frac{l_i - l_o}{l_o} = \frac{\Delta l}{l_o} \quad (\text{Ec. 1})$$

siendo l_o = longitud original antes de aplicar la carga, y

l_i = longitud instantánea,

soliendo expresarse como porcentaje multiplicando el valor por 100.

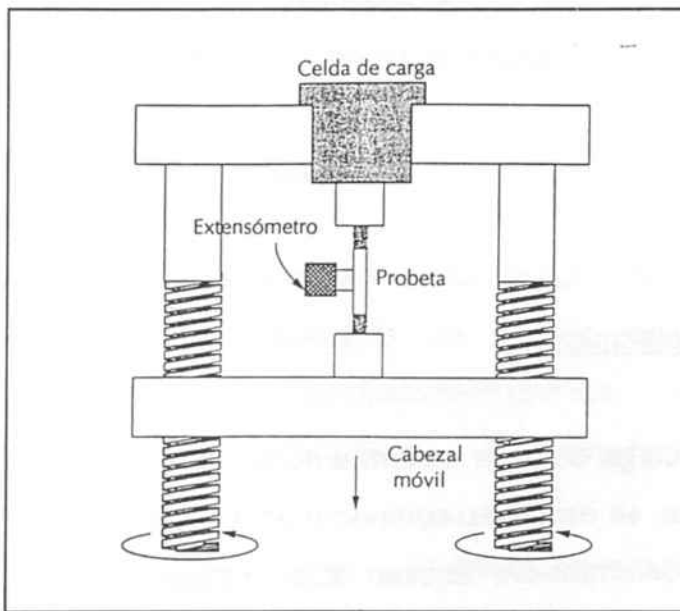


Fig. 6. Esquema del aparato utilizado para realizar ensayos de tracción ¹

2.2.2.a.2. Comportamiento a compresión

La fuerza es compresiva y la probeta se contrae a lo largo de la dirección de la fuerza. La fuerza de compresión se considera negativa y, por tanto, produce un esfuerzo negativo.

2.2.2.a.3. Comportamiento a cizalladura y a torsión

La fuerza que se aplica es una fuerza de cizalladura, siendo la torsión una variante de la cizalladura pura.

2.2.2.b. Deformación elástica.

Para muchos metales sometidos a esfuerzos de tracción pequeños, la tensión y la deformación son proporcionales según la relación :

Ley de Hooke

$$\sigma = E \cdot \epsilon \quad (\text{Ec. 2})$$

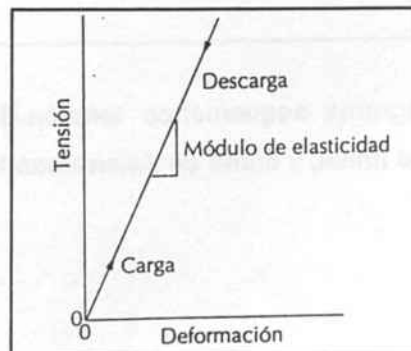
siendo, E = módulo de elasticidad o módulo de Young

ϵ = deformación

σ = tensión

Cuando la deformación es proporcional a la tensión, la deformación se denomina *deformación elástica* . Representando la tensión (eje de ordenadas) en función de la deformación (eje de abscisas), aparece una *relación lineal*, siendo el *Módulo de elasticidad* la pendiente de esta recta :

Fig.7. Diagrama esquemático tensión-deformación con deformación elástica lineal para ciclos de carga-descarga ¹



2.2.2.b.1. Rigidez

El Módulo de elasticidad representa la rigidez del material : cuanto mayor es el módulo más rígido es el material, ya que menor es la deformación elástica originada al aplicar una tensión. Así pues, la rigidez de un material se define como la resistencia de éste a la deformación elástica.

La deformación elástica no es permanente ya que, al retirar la fuerza, la pieza vuelve a recuperar su forma original.

En algunos materiales el comportamiento elástico no es lineal, empleándose entonces el Módulo tangente o el Módulo secante :

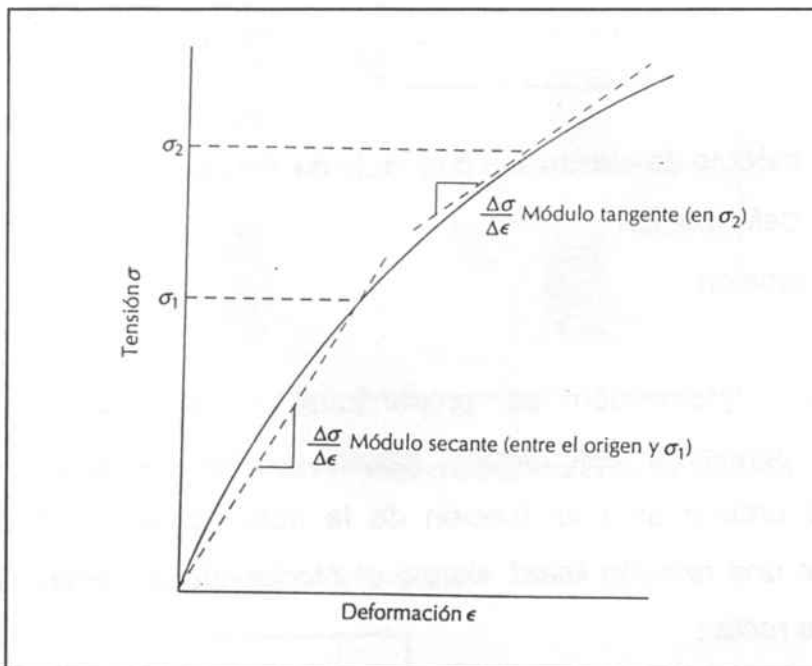


Fig.8. Diagrama esquemático tensión-deformación mostrando comportamiento elástico no lineal, y cómo se determinan los módulos secante o tangente ¹

2.2.2.b. 2. Anelasticidad

Se define como el comportamiento elástico dependiente del tiempo, es decir, la deformación elástica continúa aún después de aplicar la carga, requiriéndose algún tiempo para que el material se recupere cuando se retira la carga. En los metales, sin embargo, la componente anelástica es pequeña.

2.2.2.c. Deformación plástica.

Para la mayoría de los materiales metálicos llega un punto en que la tensión deja de ser proporcional a la deformación y tiene lugar deformación plástica, la cual es permanente, es decir, no recuperable.

Desde el punto de vista atómico, la deformación plástica corresponde a la rotura de los enlaces entre los átomos vecinos más próximos y a la reformación de éstos con nuevos vecinos. Eliminando la tensión los átomos ya no retornan a sus posiciones originales.

En los materiales cristalinos, la deformación tiene lugar mediante un proceso denominado *deslizamiento*, en el cual está involucrado el movimiento de *dislocaciones*.

2.2.2.c. 1. Propiedades de tracción

Las propiedades de tracción son :

2.2. 2.C. 1. 1. FLUENCIA. LÍMITE ELÁSTICO. LÍMITE PROPORCIONAL.

Para los metales que experimentan la transición elastoplástica de forma gradual, el punto de *fluencia* (punto en el que se inicia la deformación plástica) puede determinarse como la desviación inicial de la linealidad de la curva tensión-deformación,

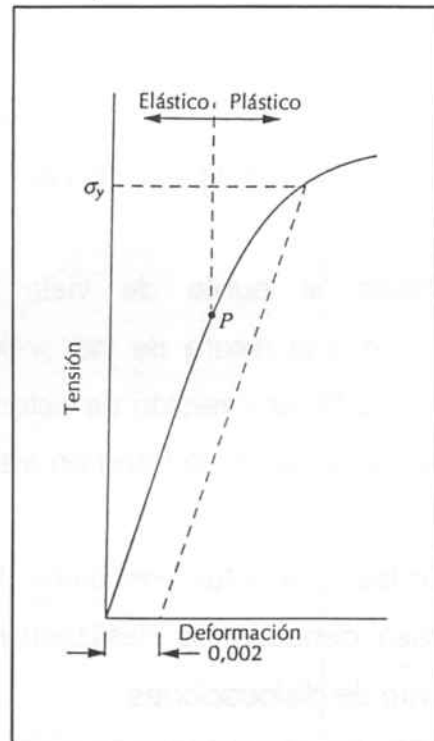


Fig.9. Curva de tracción típica de un metal que muestra las deformaciones elástica y plástica, el límite proporcional P y el límite elástico σ_y , determinado como la tensión para una deformación plástica del 0.002¹

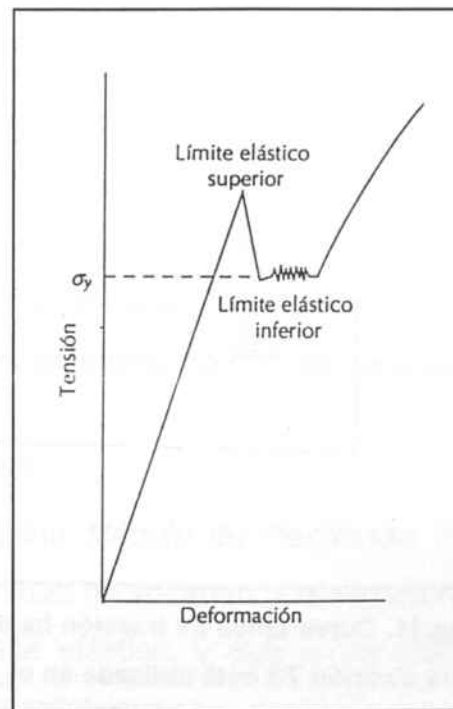
estableciéndose una convención por la cual se traza una línea recta paralela a la línea elástica del diagrama desplazada por una deformación de 0,002. La tensión correspondiente a la intersección de esta línea con

el diagrama tensión-deformación cuando éste se curva, se denomina *límite elástico*.

En otros materiales, como, por ejemplo, los aceros, la transición elastoplástica está bien definida y ocurre de forma abrupta, denominándose *fenómeno de discontinuidad del punto de fluencia*.

En la gráfica tensión-deformación, el límite elástico se encuentra situado ligeramente por encima del límite proporcional, aunque en la práctica se consideran equivalentes.

Fig.10. Curva de tracción típica de algunos aceros que presentan el fenómeno de la discontinuidad de la fluencia ¹



2.2. 2.C. 1. 2. RESISTENCIA A LA TRACCIÓN

La resistencia a la tracción (TS) corresponde a la máxima tensión que puede ser soportada por una estructura a tracción. Si esta tensión es aplicada y mantenida, se producirá la rotura. TS corresponde a la tensión en el máximo del diagrama tensión-deformación. Así pues, después de

iniciarse la deformación plástica, la tensión necesaria para continuar la deformación en los metales aumenta hasta un máximo (punto M), disminuyendo después hasta que finalmente acaba produciéndose la fractura (punto F) :

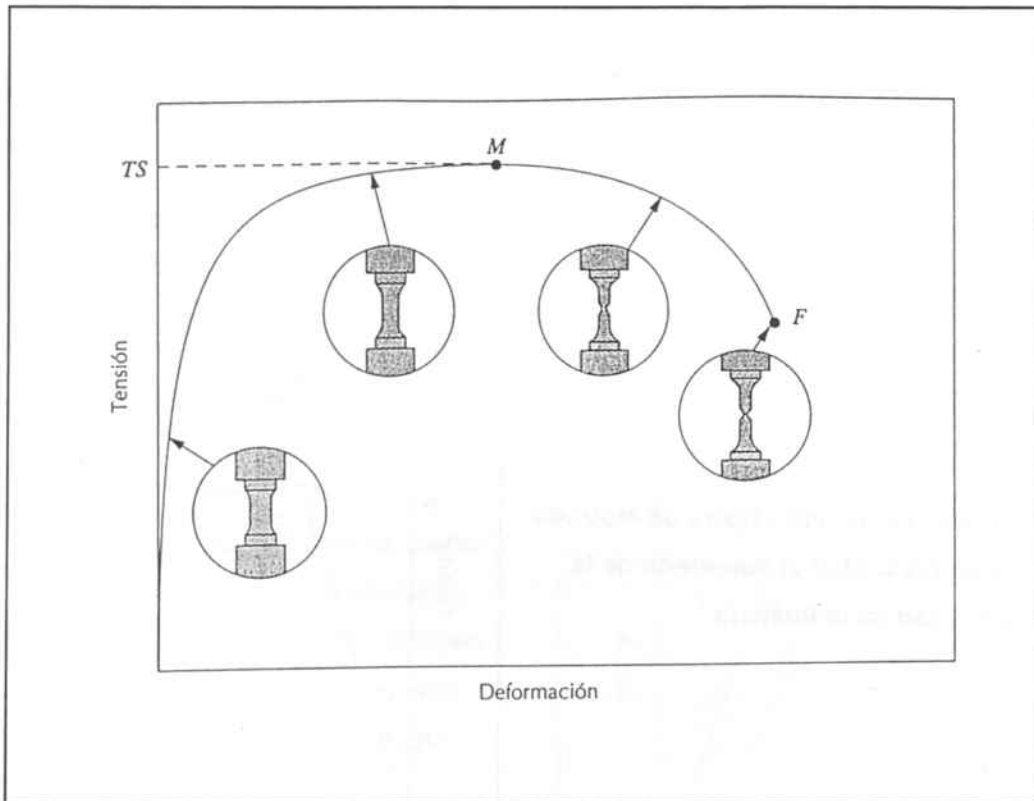


Fig.11. Curva típica de tracción hasta la fractura (punto F). La resistencia a la tracción TS está indicada en el punto M. En los círculos se representa la geometría de la probeta deformada en varios puntos de la curva ¹.

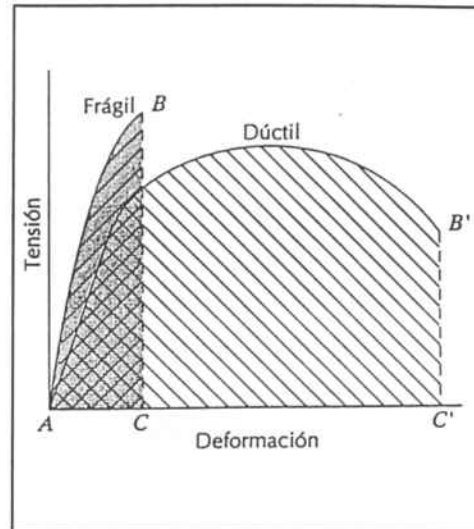
2.2. 2.C. 1. 3. DUCTILIDAD

Es una medida del grado de deformación plástica que puede ser soportada hasta la fractura.

Un material es *frágil* cuando experimenta poca o ninguna deformación plástica.

El diagrama tensión-deformación para un material dúctil y para uno frágil se muestra a continuación :

Fig.12. Representación esquemática de los diagramas de tracción de materiales frágiles y dúctiles, ensayados hasta la fractura ¹.

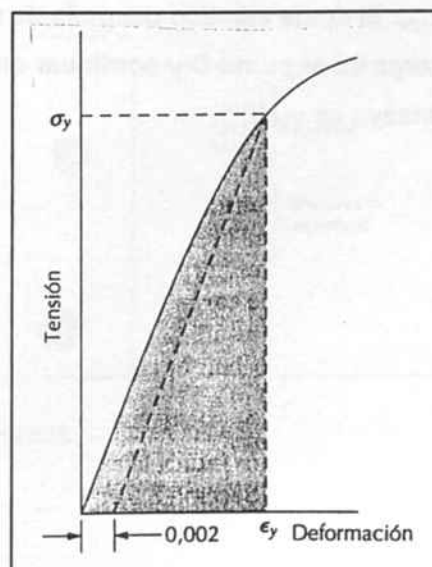


2.2. 2.C. 1. 4. RESILIENCIA

La Resiliencia es la capacidad de un material de absorber energía elástica cuando es deformado, y de ceder esta energía cuando se deja de aplicar la carga.

La propiedad asociada se denomina *Módulo de Resiliencia* (U_r), que es la energía de deformación por unidad de volumen que se requiere para deformar un material hasta el límite elástico, y que en la gráfica tensión-deformación corresponde al área sombreada :

Fig.13. Esquema donde se indica cómo se obtiene el módulo de resiliencia (área sombreada) a partir de la curva de tracción ¹.



Los materiales resilientes son aquellos que tienen un límite elástico muy alto y un módulo de elasticidad muy bajo.

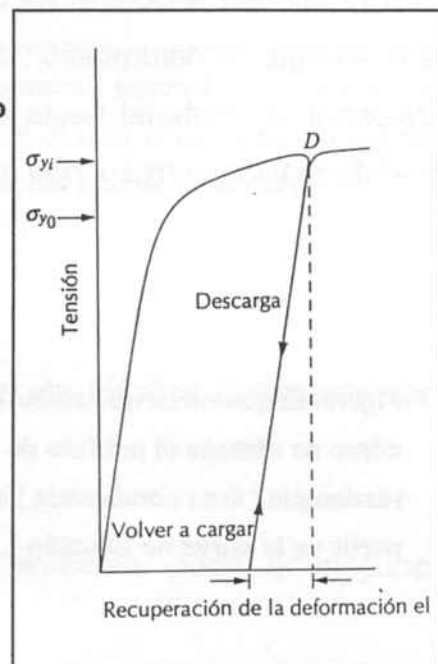
2.2. 2.C. 1. 5. TENACIDAD

En sentido amplio, la tenacidad es una medida de la capacidad de un material de absorber energía antes de la fractura. Para que un material sea tenaz, debe poseer alta resistencia y ductilidad y, a menudo, los materiales dúctiles son más tenaces que los frágiles.

2.2.2.c. 2. Recuperación elástica durante la deformación plástica

Si se retira la tensión aplicada durante el ensayo de tracción, una fracción de la deformación total es recuperada como deformación elástica. Al aplicar la carga nuevamente, el camino que seguirá será el mismo pero en dirección opuesta al seguido en la descarga ; la fluencia volverá a ocurrir a la carga que se inició la descarga :

Fig.14. Diagrama esquemático de la curva de tracción mostrando el fenómeno de la deformación elástica y del endurecimiento por deformación. El límite elástico inicial es σ_{y0} . El límite elástico después de retirar la carga en el punto D y continuar después el ensayo es σ_{y1} .



2.2.2.c.3. Dureza. Ensayos de dureza.

La dureza es una medida de la resistencia de un material a la deformación plástica localizada.

A lo largo de los años se han ido desarrollando técnicas para cuantificar la dureza basadas en un pequeño penetrador que es forzado sobre una superficie del material a ensayar en condiciones controladas de carga y velocidad de aplicación de la carga, midiéndose la profundidad o tamaño de la huella resultante y relacionándose con un número de dureza, correspondiendo los números de dureza elevados a los materiales más duros.

En la tabla siguiente se resumen brevemente las técnicas de ensayo de dureza :

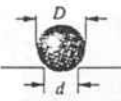



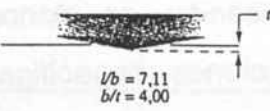

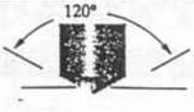



Técnicas de ensayo de dureza.					
Ensayo	Penetrador	Forma del penetrador		Carga	Fórmula para el número de dureza ^a
		Vista lateral	Vista superior		
Brinell	Esfera de 10mm. de acero o de carburo de tungsteno			P	$HB = \frac{2P}{\pi D [D - \sqrt{D^2 - d^2}]}$
Microdureza Vickers	Pirámide de diamante			P	$HV = 1.854P/d_f^2$
Microdureza Knoop	Pirámide de diamante			P	$HK = 14.2P/l^2$
Rockwell y Rockwell superficial	<ul style="list-style-type: none"> Cono de diamante Esferas de acero de $\frac{1}{16}, \frac{1}{8}, \frac{1}{4}, \frac{1}{2}$ pulgadas de diámetro 			<ul style="list-style-type: none"> 60 kg } Rockwell 100 kg } 150 kg } 15 kg } Rockwell superficial 30 kg } 45 kg } 	
					

Tabla 3. Técnicas de ensayo de dureza ¹.

Correlación entre dureza y resistencia a la tracción

Tanto la resistencia a la tracción como la dureza son indicadores de la resistencia de un metal a la deformación plástica, siendo por tanto ambas propiedades proporcionales a grandes rasgos.

Los ensayos de dureza suelen realizarse con mayor frecuencia por resultar más sencillos, económicos, no destructivos y por poder estimar otras propiedades - como la resistencia a la tracción - a partir de ellos.

2.2.2.c. 4. Dislocaciones y deformación plástica

En los sólidos cristalinos la deformación plástica corresponde al movimiento de un gran número de *dislocaciones*.

Los dos tipos básicos de dislocaciones son la dislocación de cuña y la dislocación helicoidal.

El proceso mediante el cual se produce la deformación plástica por el movimiento de dislocaciones se denomina *deslizamiento*; el plano a lo largo del cual se mueve la dislocación se denomina *plano de deslizamiento*, existiendo unas direcciones específicas que son las *direcciones de deslizamiento*. A la combinación de plano y dirección de deslizamiento se le denomina *sistema de deslizamiento*, que depende de la estructura cristalina del metal.

Los metales con estructuras cristalinas FCC o BCC tienen un número elevado de sistemas de deslizamiento (por lo menos doce),

siendo metales bastante dúctiles. Por el contrario, los metales HC tienen pocos sistemas de deslizamiento y son bastante frágiles.

En los materiales policristalinos, la deformación y el deslizamiento son algo más complejos. Debido a las orientaciones cristalográficas al azar de los numerosos granos, la dirección de deslizamiento varía de un grano a otro, ocurriendo el movimiento de las dislocaciones en cada uno en el sistema de deslizamiento que esté orientado de forma más favorable.

Además del deslizamiento, la deformación plástica en algunos materiales metálicos puede ocurrir por formación de *maclas*, es decir, por *maclado*, produciéndose una reorientación cristalográfica a través del *plano de maclado* :

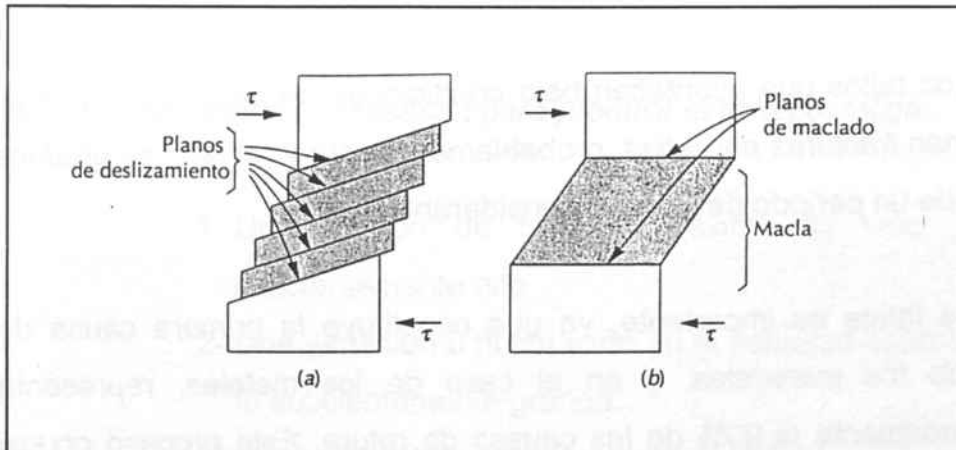


Fig.15. Monocristal sometido a una tensión de cizalladura τ . (a) Deformación por deslizamiento. (b) Deformación por maclado ¹.

2.2.2.c. 5. Recuperación y Recristalización

Durante la recuperación, una parte de la energía interna almacenada como energía de deformación es liberada debido al

movimiento de dislocaciones. La recristalización se define como la formación de un nuevo conjunto de granos equiaxiales libres de deformación que tienen baja densidad de dislocaciones.

2.2.2. d. Comportamiento a fatiga

2.2.2.d. 1. *Fatiga y ciclado*

La fatiga es una forma de fallo que ocurre en estructuras sometidas a tensiones dinámicas y fluctuantes, ya sean de tipo mecánico (*fatiga mecánica*) o de tipo térmico (*fatiga térmica*).

Se emplea el término *fatiga* debido a que este tipo de fractura ocurre normalmente después de un período largo de *tensiones repetidas* o *deformaciones cíclicas*.

Los fallos que acontecen bajo condiciones de carga dinámica se denominan *fracturas por fatiga*, probablemente porque el fallo se produce al cabo de un período de servicio considerable.

La fatiga es importante, ya que constituye la primera causa de rotura de los materiales, y en el caso de los metales, representa aproximadamente el 90% de las causas de rotura. Este proceso ocurre por iniciación y propagación de fisuras.

El término *ciclado* se emplea para la fatiga de pocos ciclos. En Prótesis Parcial Removible interesan los ciclos repetidos de colocación y remoción de la prótesis a la hora de valorar la resistencia a la fatiga de los retenedores. Así, por ejemplo, en un estudio se valoraron los cambios en las fuerzas retentivas en retenedores fabricados con distintas

aleaciones : Titanio, Níquel-Titanio, Cromo-Cobalto y Oro-Plata-Paladio-Cobre, después de 1010 ciclos repetidos de colocación y remoción de los retenedores ¹².

2.2.2.d. 2. Fatiga mecánica

Desde 1830 se sabe que cuando un metal se somete a una tensión repetida o fluctuante, su fallo se produce a una tensión mucho más baja que la que sería necesaria para causar la fractura en una sola aplicación de carga (carga estática).

Puede afirmarse que si una estructura se ve sujeta a ciclos de tensión repetida, puede fallar a tensiones que se encuentran por debajo de su resistencia a la tracción y, a menudo, por debajo del límite elástico del material.

Son tres los *factores necesarios para producir el fallo por fatiga* :

- 1- Una tensión de tracción máxima de valor lo suficientemente alto.
- 2- Una variación o fluctuación en el esfuerzo aplicado lo suficientemente grande.
- 3- Un número lo suficientemente grande de ciclos de tensión aplicada.

Además, existe un conjunto de *variables o factores* que tienden a alterar las condiciones de fatiga o que *afectan a la vida a fatiga*, tales como :

- concentración de tensiones,

- sobrecargas,
- estructura metalúrgica : factores de diseño y tratamientos superficiales,
- tensiones residuales,
- tensiones combinadas,
- influencia del medio : corrosión

2.2.2.d.2.1. Tipos de fatiga

En la Tabla 4 se distinguen los distintos tipos de fatiga :

Tabla 4

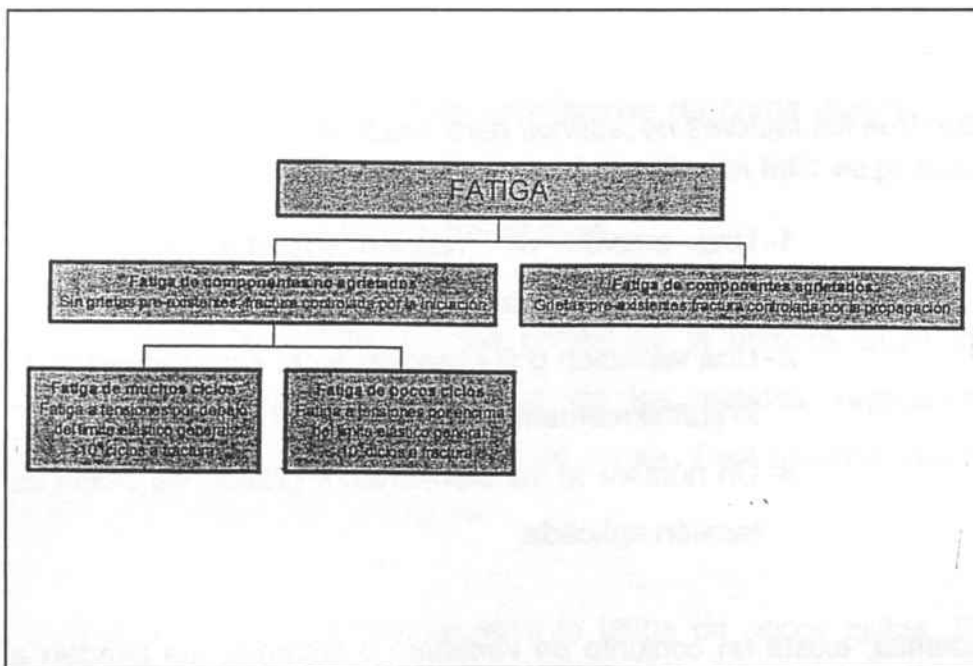


Tabla 4.- Distintos tipos de fatiga ⁷⁶.

2.2.2.d.2.2. Ciclos de tensión

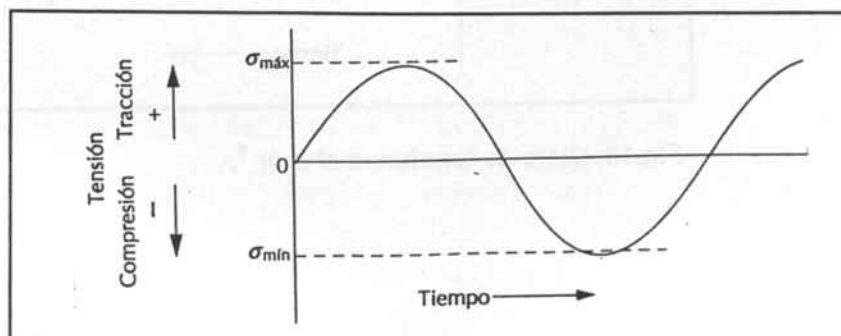
La tensión aplicada puede ser axial (tracción-compresión), de flexión, o bien torsional.

Los tipos generales de tensiones fluctuantes que pueden causar fatiga son tres, es decir, que existen tres modos distintos de tensión fluctuante-tiempo o tres formas de variación de la tensión con el tiempo responsable de las roturas por fatiga :

1- Ciclo de tensión revertida o de carga invertida

Se produce en un eje en rotación a velocidad constante sin sobrecargas. Considerando la tensión de tracción positiva y la tensión de compresión negativa, en este tipo de ciclo de tensión las tensiones máxima y mínima son iguales en módulo. Se trata de un ciclo de tensión de forma sinusoidal con reversión total. Por tanto, existe una dependencia regular y sinusoidal del tiempo, en la cual la amplitud es simétrica alrededor de un nivel medio de tensión igual a cero, alternando desde un valor máximo de tracción (σ_{\max}) hasta un valor mínimo de esfuerzo de compresión (σ_{\min}) de igual magnitud :

Fig.16. Ciclo de carga invertida ¹.



2- Ciclo de tensión repetida

Los máximos y mínimos son asimétricos con respecto al nivel cero de carga.

Las tensiones máxima y mínima son, por tanto, distintas en módulo.

El ciclo de tensión repetida puede contener tensiones máxima y mínima de signo opuesto, o bien ser ambas de compresión o ambas de tracción :

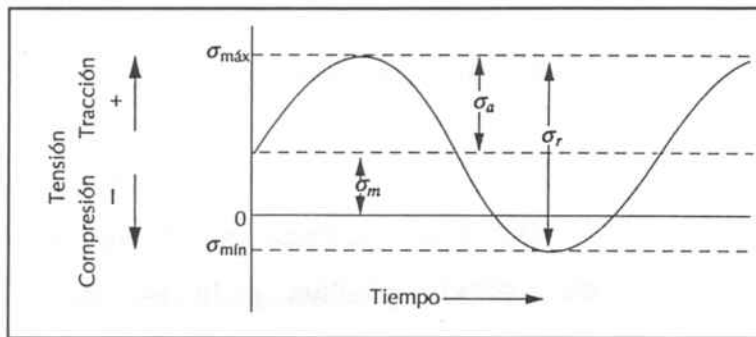


Fig. 17. Ciclo de tensión repetida ¹.

3- Ciclos de tensión al azar

El nivel de tensión puede variar al azar en amplitud y frecuencia :

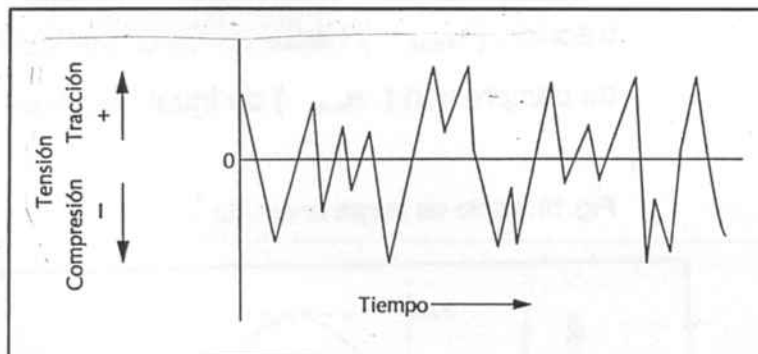


Fig.18. Ciclo de tensiones al azar ¹.

2.2.2.d.2.3. Parámetros empleados para caracterizar el ciclo de fluctuación de carga.

Por convención, los esfuerzos de tracción son positivos y los de compresión negativos. Pueden definirse :

- *Tensión media (σ_m)*

Es el promedio de las tensiones máxima y mínima en cada ciclo :

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \quad (\text{Ec. 3})$$

- *Intervalo de tensiones (σ_r) o rango a amplitud de tensión aplicada*

Es la diferencia entre las tensiones máxima y mínima :

$$\sigma_r = \sigma_{max} - \sigma_{min} \quad (\text{Ec. 4})$$

- *Esfuerzo alternativo o variable aplicado (σ_a)* :

Corresponde a la mitad del intervalo de tensiones :

$$\sigma_a = \frac{\sigma_r}{2} \quad (\text{Ec.5})$$

- *Razón de tensiones (R)*

Es el cociente entre las amplitudes máxima y mínima :

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (\text{Ec. 6})$$

- *Razón de amplitud (A)*

$$A = \frac{\sigma_a}{\sigma_m} = \frac{1 - R}{1 + R} \quad (\text{Ec. 7})$$

2.2.2.d.2.4. Ensayos de fatiga

Las propiedades de fatiga de los materiales, al igual que otras características mecánicas, pueden determinarse a partir de ensayos de simulación en el laboratorio.

El equipo de ensayo debe diseñarse de forma que reproduzca al máximo las condiciones de servicio (nivel de tensiones, frecuencia, distribución de las tensiones,...).

Los ensayos se realizan a menudo utilizando ciclos de carga de tracción-compresión uniaxial, aunque también se emplean máquinas de ensayos de flexión rotativa como la de la figura :

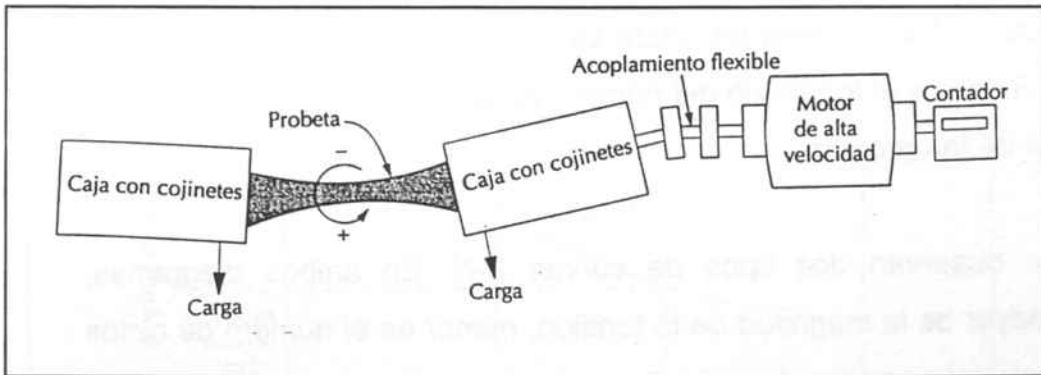


Fig.19. Diagrama esquemático de una máquina de ensayos de fatiga por flexión rotativa ¹.

En general, la tensión varía sinusoidalmente con el tiempo, aunque las modernas máquinas servohidráulicas permiten un control total de la forma de la onda.

Una serie de ensayos se inicia sometiendo la probeta a tensiones cíclicas con una amplitud máxima (σ_{max}) relativamente grande, que suele

ser de alrededor de los dos tercios de la resistencia estática a tracción, y se registra el número de ciclos a la rotura.

El procedimiento se repite en otras probetas a amplitudes máximas progresivamente decrecientes.

2.2.2.d.2.5. La curva S-N

El método básico en ingeniería para representar los datos de fatiga es mediante la curva S-N.

El gráfico representa la tensión S contra el número de ciclos N, hasta fractura. Suele emplearse una escala logarítmica para N. El valor de tensión que se representa puede ser σ_a , σ_{max} o σ_{min} . Así pues, los resultados de los ensayos de fatiga se representan en un diagrama de tensión, S, frente al logaritmo del número N de ciclos hasta la rotura para cada una de las probetas.

Se observan dos tipos de curvas S-N. En ambos diagramas, cuanto mayor es la magnitud de la tensión, menor es el número de ciclos que el material es capaz de aguantar antes de romperse :

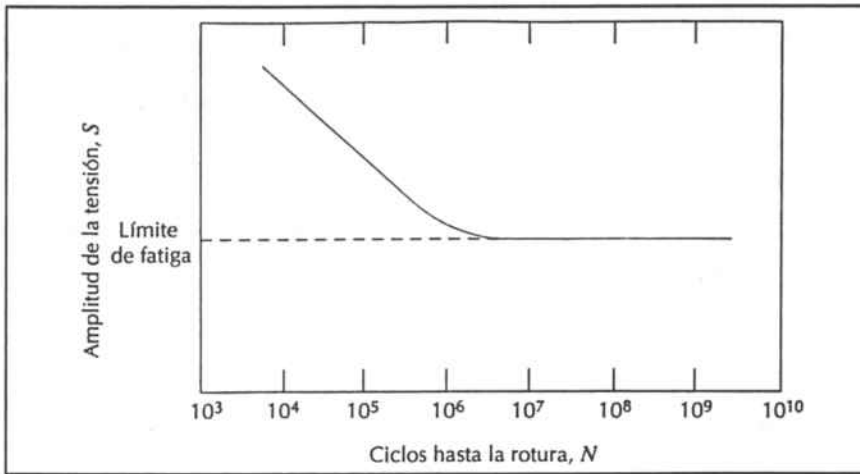


Fig.20. Amplitud de la tensión (S) frente al logaritmo del número de ciclos hasta la rotura por fatiga. Material que presenta un límite de fatiga ¹.

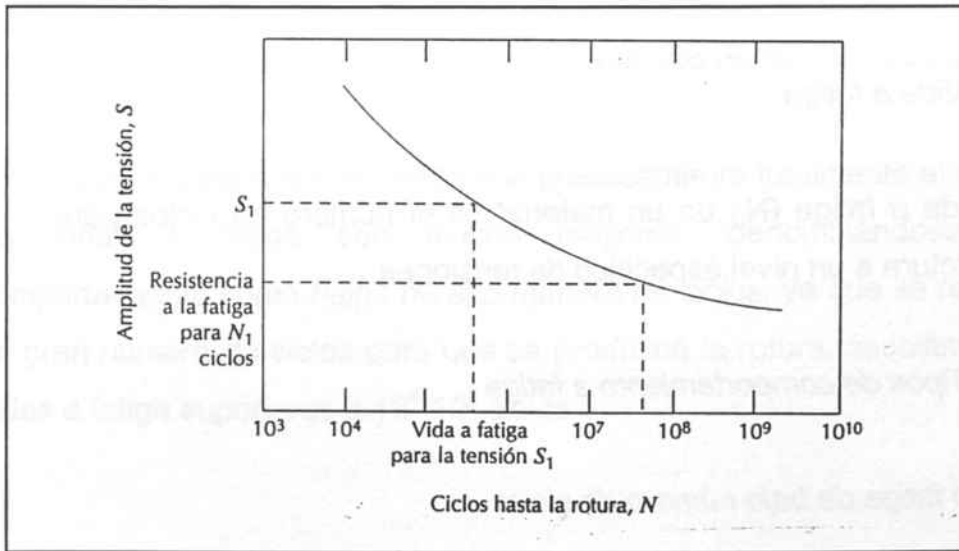
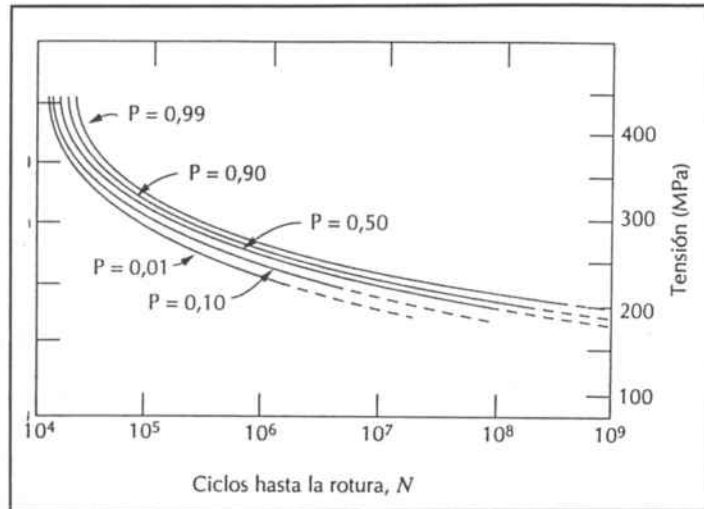


Fig. 21. Amplitud de la tensión (S) frente al logaritmo del número de ciclos hasta la rotura por fatiga. Material que no presenta un límite de fatiga ¹.

Existe siempre una dispersión considerable en los resultados de fatiga, es decir, una variación en los valores medidos de N para un número de probetas ensayadas con el mismo nivel de tensión. Se han

desarrollado varias técnicas estadísticas para especificar la vida a fatiga en términos de probabilidades, presentando los resultados con una serie de curvas de probabilidad constante, donde el valor de P asociado con cada curva representa la probabilidad de rotura :

Fig.22. Curvas S-N de probabilidadde rotura por fatiga de la aleación de aluminio 7075-T6. P representa la probabilidad de rotura ¹.



2.2.2.d.2.6. Vida a fatiga

La vida a fatiga (N_f) de un material es el número de ciclos para producir la rotura a un nivel específico de tensiones.

2.2.2.d.2.7. Tipos de comportamiento a fatiga

Oligofatiga o fatiga de bajo número de ciclos

En algunas aleaciones (por ejemplo, en aleaciones férreas y aleaciones de Titanio), la curva S-N se hace horizontal para valores grandes de N , es decir, que existe una tensión límite denominada *límite de fatiga (endurance limit)* ¹³, en ocasiones también llamada límite de resistencia a la fatiga, por debajo del cual la rotura por fatiga no ocurrirá (Fig.20).

Este comportamiento a fatiga suele estar asociado a cargas relativamente grandes que no sólo producen deformaciones elásticas, sino también alguna deformación plástica en cada ciclo. Por tanto, la vida a fatiga de estos materiales suele ser corta, tratándose de una *oligofatiga* o *fatiga de bajo número de ciclos*, y tiene lugar cuando la vida a fatiga es inferior a 10^4 - 10^5 ciclos.

Fatiga de alto número de ciclos

Otras aleaciones carecen de un límite de fatiga, en el sentido de que la curva S-N continúa decreciendo al incrementarse N, ocurriendo la rotura por fatiga independientemente de la magnitud de la tensión máxima aplicada. En estos casos, la respuesta a fatiga se especifica mediante la *resistencia a fatiga*, que se define como el nivel de tensión que produce la rotura después de un determinado número de ciclos.

Cuando las deformaciones son prácticamente totalmente elásticas, las vidas a fatiga son mucho mayores, denominándose este comportamiento como *fatiga de alto número de ciclos*, ya que se requiere un gran número de ciclos para que se produzca la rotura, asociándose a vidas a fatiga superiores a 10^4 - 10^5 ciclos.

2.2.2.d.2.8. Principales variables que afectan el comportamiento a fatiga.

- ***Efecto de la concentración de tensiones***

La resistencia a fatiga se ve seriamente reducida ante la presencia de concentradores de tensiones tales como las discontinuidades

geométricas, la rugosidad superficial y defectos metalúrgicos como la porosidad, inclusiones y calentamientos locales en el trabajado.

- *Efectos superficiales*

Prácticamente todos los fallos por fatiga se inician en la superficie. Existe gran cantidad de información que demuestra que las propiedades a fatiga son muy sensibles a la condición superficial.

Distintos acabados superficiales debidos a distintos procesos de mecanizado afectan de forma apreciable el comportamiento a fatiga. Así pues, las probetas cuidadosamente pulidas para las cuales las rayas finas de pulido están orientadas en la dirección de la tensión principal de tracción, dan los mayores valores de resistencia a la fatiga.

De igual modo, cualquier cambio en la condición superficial del material alterará las propiedades de fatiga del mismo.

La formación de un sistema de tensiones residuales compresivas favorables en la superficie - como, por ejemplo, mediante laminado- es un método efectivo para mejorar el comportamiento a fatiga.

- *Efecto de las variables metalúrgicas*

Las propiedades de fatiga de los metales son sensibles a la estructura. En general, se puede trazar un cierto paralelismo entre el efecto de algunas variables metalúrgicas en las propiedades de fatiga y el efecto de estas mismas variables en las propiedades a tracción. Sin embargo, existe una mayor sensibilidad de las propiedades de fatiga a la estructura.

El tamaño de grano tiene su mayor efecto en el régimen de muchos ciclos a tensiones bajas, en el cual predomina la propagación de la grieta en Estado I (véase apartado 2.2.2.d.4. *Fractura. Proceso de rotura por fatiga*). Para metales con alta energía de falla de apilamiento se desarrollan celdas de dislocaciones y éstas son las que controlan la propagación de la grieta en Estado I. De esta forma, la estructura de celdas de dislocaciones es la que gobierna el proceso en estos metales y éste es independiente del tamaño de grano. Para metales de baja energía de falla de apilamiento, la ausencia de celdas de dislocaciones promueve el deslizamiento planar y son los bordes de grano los que controlan la velocidad de crecimiento de la grieta.

Se ha demostrado que la existencia de un límite de fatiga en ciertos materiales, especialmente Hierro y Titanio, depende de la presencia de elementos intersticiales.

- ***Corrosión y Corrosión-fatiga.***

Corrosión

La corrosión puede definirse como el deterioro o destrucción de un material metálico por reacción con su medio.

También puede definirse la corrosión como la tendencia de los metales a retornar a su estado estable, ya que la mayoría de ellos- salvo algunos que sí se encuentran en estado nativo, como el Oro o la Plata- deben obtenerse a partir de sus óxidos o sales, lo cual significa que el estado estable de la mayoría de ellos es un estado no metálico.

La corrosión es, obviamente, indeseable, ya que puede estropear la estética de una aleación y, en casos extremos, debilitar severamente el material. Para evitar esto, en Odontología pueden utilizarse pocos tipos de aleaciones y deben controlarse las condiciones que favorezcan la corrosión.

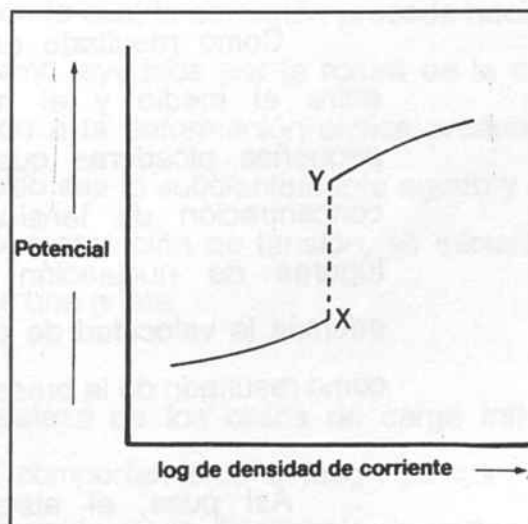
Las reacciones de corrosión pueden clasificarse en dos tipos :

1- *corrosión seca u oxidación* : cuando los metales reaccionan para formar compuestos como óxidos y sulfuros.

2 - *corrosión húmeda o electroquímica* : se debe a reacciones electroquímicas y es la que puede darse en el entorno oral, contribuyendo a este fenómeno la presencia de humedad, fluctuaciones de temperatura, cambios del pH debidos a la dieta y la descomposición de los alimentos.

Para reducir la corrosión pueden emplearse *metales en pasividad*, es decir, metales capaces de formar un óxido que sea estable en presencia de un electrolito. El metal se dice que está en *pasividad* o que se hace *pasivo*, en los potenciales por encima de X, cuando está cubierto por una película de óxido :

Fig. 23. Curva de polarización anódica de un metal. La pasividad se da en potenciales entre X e Y¹¹.



Metales como el Titanio y el Cromo son fácilmente pasivizados.

El establecimiento de la pasividad depende de la naturaleza del electrolito y de la composición del metal o aleación.

Las características de corrosión de las aleaciones dentales son valoradas normalmente en soluciones salinas.

Diferencias en la composición de los materiales y del electrolito pueden favorecer la corrosión electrolytica.

Corrosión-fatiga

La **corrosión-fatiga** se define como la acción simultánea de tensión cíclica y ataque químico.

Como resultado de las reacciones químicas entre el medio y el material, pueden formarse pequeñas picaduras que sirven como puntos de concentración de tensiones, y, por tanto, como lugares de nucleación de grietas, aumentando además la velocidad de propagación de las mismas como resultado de la presencia del medio corrosivo.

Así pues, el ataque corrosivo sin tensión sobrepuesta acostumbra a producir ataque por

pocillos de corrosión en las superficies metálicas, actuando dichos pocillos como fisuras en la reducción de la resistencia a la fatiga del material.

Cuando el ataque corrosivo tiene lugar simultáneamente con la carga, la velocidad de propagación de la grieta es mucho mayor y la reducción de las propiedades de fatiga es aún más pronunciada.

Parece ser que el efecto de la tensión cíclica es el de **romper la capa superficial de óxido** de tal manera que se producen muchos más pocillos de corrosión que en ausencia de tensión.

La tensión cíclica tiende también a mover o eliminar los productos de la corrosión que podrían ejercer un papel protector sobre la superficie del material. La raíz del pocillo es mucho más anódica que el resto, con lo cual la corrosión procede hacia el interior del mismo, ayudada por la rotura de la capa de óxido debido a la deformación cíclica producida. Cuando el pocillo sea lo suficientemente agudo y con una elevada concentración de tensión, se iniciará la propagación de una grieta.

La naturaleza de los ciclos de carga influirá también en el comportamiento a fatiga ya que, por ejemplo, la reducción de la frecuencia de aplicación de la carga conducirá a períodos largos de tiempo

durante los cuales la grieta abierta estará en contacto con el medio.

2.2.2. d. 3. Fatiga térmica

La fatiga térmica se induce normalmente a temperaturas elevadas debido a tensiones térmicas fluctuantes, no siendo necesario que estén presentes tensiones mecánicas de origen externo.

Las tensiones térmicas no se producen si no existen restricciones mecánicas a la dilatación y/o contracción que normalmente ocurre en piezas estructurales sometidas a variaciones de temperatura. La magnitud de la tensión térmica debida a un cambio de temperatura ΔT depende del coeficiente de dilatación térmica α_l y del módulo de elasticidad E , según la siguiente relación :

$$\sigma = \alpha_l . E . \Delta T$$

(Ec. 8)

Una manera obvia de prevenir este tipo de fatiga es permitir que los cambios dimensionales producidos por la variación de temperatura ocurran sin impedimentos, o bien eligiendo materiales con propiedades físicas apropiadas.

2.2.2.d.4. Fractura. Proceso de rotura por fatiga.

La *fractura* simple se define como la separación de un cuerpo en dos o más piezas en respuesta a una tensión aplicada estática (constante

o que cambia lentamente con el tiempo) y a temperaturas relativamente bajas en comparación con la temperatura de fusión del material. La tensión aplicada puede ser tracción, compresión, cizalladura o torsión.

Cualquier proceso de fractura se compone de dos etapas :

- a) formación de una fisura,
- b) propagación de la fisura,

en respuesta a la tensión aplicada. El modo de fractura depende en gran manera del mecanismo de propagación de la grieta.

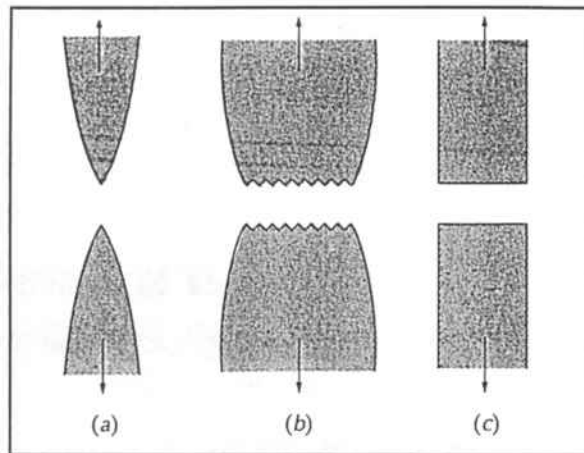
Existen dos tipos de fractura :

1- *Fractura frágil.*- Las grietas se extienden de forma muy rápida, con muy poca deformación plástica. Estas grietas se denominan *inestables*, y su propagación, una vez iniciada, continúa espontáneamente sin un aumento en la tensión aplicada. Las fracturas frágiles suelen ser transgranulares.

2- *Fractura dúctil.*- Se caracteriza por la existencia de mucha deformación plástica en la vecindad de la grieta que avanza, teniendo lugar el proceso muy lentamente a medida que la grieta se extiende. Estas grietas se denominan *estables*, resisten a su extensión a menos que se aumente la tensión aplicada. Este tipo de fractura requiere de mayor cantidad de energía que la fractura frágil para producir la rotura.

Bajo la acción de una tensión aplicada, la mayoría de los metales son dúctiles. El tipo más común de perfil de fractura a tracción en los materiales dúctiles es la fractura copa-cono en la que se observan numerosos "hoyuelos" en su examen fractográfico:

Fig. 24. (a) Fractura muy dúctil en la cual la probeta se estricciona hasta llegar a un punto. (b) Fractura moderadamente dúctil después de cierta estricción. (c) Fractura frágil sin ninguna deformación plástica ¹.



El proceso de rotura por fatiga está caracterizado por tres etapas :

- 1- iniciación de la grieta, en una región de alta concentración de tensiones ;
- 2- propagación de la grieta, que avanza de forma gradual en cada ciclo de carga, y
- 3- rotura final, que ocurre muy rápidamente una vez la grieta ha alcanzado un tamaño crítico.

La vida a fatiga N_f , el número total de ciclos hasta la fractura, es la suma del número de ciclos para la iniciación de la grieta N_i y para la propagación de la grieta N_p :

$$N_f = N_i + N_p$$

(Ec. 9)

La contribución de la etapa final de rotura a la vida a fatiga es insignificante ya que ocurre muy rápidamente. Las proporciones relativas de N_i y N_p a la vida a fatiga dependen del material y de las condiciones de ensayo. Así, por ejemplo, en la fatiga oligocíclica (con niveles de tensión elevados) predomina la etapa de propagación.

Las grietas asociadas a la rotura por fatiga suelen iniciarse o nuclearse sobre un punto donde existen concentraciones de tensión. Además, las cargas cíclicas pueden producir discontinuidades superficiales microscópicas a partir de escalones producidos por deslizamiento de dislocaciones, los cuales pueden actuar como concentradores de tensión y, por tanto, como lugares de nucleación de grietas.

La fase de propagación de la grieta contempla dos etapas :

1- *Etapa I de la propagación.*- La grieta suele propagarse lentamente durante esta etapa y, dependiendo del nivel de tensión y de la naturaleza de la probeta, esta etapa puede constituir una fracción más o menos grande de la vida total a fatiga. La superficie de fatiga que se forma en esta etapa suele tener aspecto plano y sin detalles importantes.

2- *Etapa II de la propagación.*- La velocidad de propagación de la grieta aumenta de forma dramática. Las marcas que aparecen en la superficie de fractura pueden ser del tipo *marcas de playa* (que son de dimensiones macroscópicas, representando cada banda un período de tiempo en el cual ocurrió la propagación de la grieta) o

estrías (de tamaño microscópico, se observan en el microscopio electrónico y se cree que cada *estría* representa la distancia de avance del frente de grieta durante un ciclo de carga).

Las marcas de playa y *estrías* no aparecen en las regiones en las que tiene lugar una rotura rápida. La rotura final puede ser dúctil o frágil. En el caso de la fractura dúctil hay evidencias de deformación plástica, aspecto inexistente en la fractura frágil.

Cualquier defecto en la superficie de un material puede constituir un punto de nucleación de grietas. Bajo la influencia de tensiones cíclicas, las grietas se forman y se propagan inevitablemente.

Los resultados de los estudios de fatiga muestran que la vida de un componente estructural se relaciona con la velocidad de crecimiento de la grieta y se sabe que :

- 1- inicialmente la velocidad de crecimiento es pequeña, pero aumenta al aumentar la longitud de la grieta ;
- 2- la grieta crece al aumentar la tensión aplicada para una determinada longitud de la grieta.

La velocidad de propagación de la grieta es una función, por tanto, del tamaño de la misma, de la tensión y también de las variables del material.

2.2.3. Relación de la microestructura con las propiedades mecánicas.

Así pues, los metales, clasificados dentro del grupo de materiales sólidos (junto con las cerámicas, polímeros, materiales compuestos y semiconductores), se caracterizan por tener un gran número de electrones deslocalizados que no pertenecen a ningún átomo en concreto, atribuyéndose la mayor parte de las propiedades de estos materiales a dichos electrones ¹.

La deformación elástica en un metal es debida fundamentalmente al estiramiento de los enlaces interatómicos. El módulo de elasticidad depende de la composición química y está poco influido por la microestructura.

La deformación plástica implica, sin embargo, el deslizamiento de unas capas de átomos sobre las otras en una región localizada de corte o *dislocación* que se desplaza progresivamente a través de toda la longitud del plano de deslizamiento ¹¹.

En general, los metales puros son muy dúctiles debido a que cada grano tiene muchos planos diferentes de deslizamiento en direcciones diversas. El movimiento de dislocación es fácil en los metales debido a la naturaleza de los enlaces metálicos, siendo el *límite proporcional* una medida de la facilidad con la que las dislocaciones se pueden mover en un metal.

El límite proporcional de un monocristal de metal puro es bajo, pero puede crecer obstruyendo el movimiento de las dislocaciones. Ello puede conseguirse a través de :

a) presencia de fronteras granulares o espacios intergranulares,

b) otras dislocaciones - debido al trabajo de endurecimiento (trabajo en frío) se acumulan gran número de dislocaciones internas, aumentando la dureza y el límite proporcional ;

c) **ALEACIONES** ^{1,11}

En general, la obstrucción del movimiento de dislocación da como resultado un incremento en el límite proporcional y en la dureza, pero también un descenso en la ductilidad y en la resistencia al impacto.

La selección de un metal para aplicación en prótesis no debe limitarse a una sola característica, sino que debe analizarse en distintos sentidos hasta encontrar la combinación de propiedades que hagan más apto el material para cumplir con una determinada función ².

2.2.4. Aleaciones

La mayoría de los metales no son altamente puros, sino aleaciones en las cuales se añaden intencionadamente átomos extraños para conseguir un metal de características específicas.

Los metales suelen alearse pues para conseguir resistencia mecánica y resistencia a la corrosión ¹¹.

Las propiedades de un metal dependen de sus tratamientos mecánicos y térmicos. En el caso de las aleaciones, las propiedades dependen de, además de estos factores, de su composición. Las propiedades mecánicas de una aleación pueden ser muy diferentes de las de sus componentes ¹.

2.2.4.a. Concepto de aleación. Tipos. Sistemas y fases^{1,11}

Una aleación es una mezcla de dos o más elementos metálicos. En ocasiones, uno de los constituyentes puede ser incluso un metaloide o un no metal.

Las aleaciones pueden clasificarse en *binarias* (dos constituyentes), *terciarias* (tres constituyentes), etc, aumentando la complejidad de la estructura de la aleación al incrementarse el número de constituyentes.

Un *sistema* se refiere a todas las composiciones porcentuales posibles de aleaciones.

Una *fase* se define como la porción homogénea de un sistema que tiene características físicas y químicas uniformes. La mayoría de aleaciones son sistemas heterogéneos, ya que poseen dos o más fases.

La combinación de propiedades de un *sistema multifase* es diferente de cualquiera de las fases individuales y más atractivo que ellas.

Cuando dos metales fundidos se mezclan suele formarse una *solución*. Al enfriar la solución puede ocurrir :

- a) formación de una solución sólida,
- b) existencia de solubilidad sólida parcial,
- c) insolubilidad en el estado sólido.

Además, o de forma alternativa, pueden formarse compuestos intermetálicos.

Solución sólida

En una solución sólida sólo hay presente una fase, y se forma cuando, al añadir átomos de soluto (elemento o compuesto presente en menor concentración) a un disolvente (elemento o compuesto presente en mayor cuantía) , la estructura cristalina se mantiene y no se forma ninguna otra nueva estructura.

En muchas aleaciones, y a una temperatura ambiente específica, existe el *límite de solubilidad*, que es la concentración máxima de átomos de soluto que se disuelven en el disolvente para formar una solución sólida. El límite de solubilidad se incrementa con la temperatura.

Las soluciones sólidas pueden ser de dos tipos, según sean los defectos puntuales :

- a) Soluciones sólidas sustitucionales : los átomos de soluto reemplazan o sustituyen a los átomos de disolvente. Si los átomos de soluto llegaran a crear grandes distensiones en la red, aparecería una nueva fase.

- b) Soluciones sólidas intersticiales: los átomos de soluto llenan los vacíos o intersticios atómicos del disolvente.

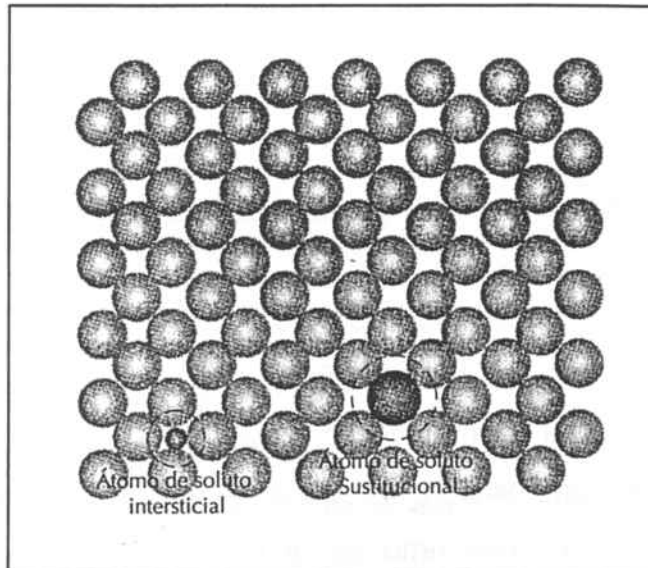


Fig.25. Representación esquemática bidimensional de átomos de soluto en posiciones sustitucional e intersticial ¹.

2.2.4. b. Microestructura de las aleaciones¹

La microestructura determina las propiedades físicas y el comportamiento mecánico del material.

En las aleaciones metálicas, la microestructura se caracteriza por el número de fases y por la proporción y distribución de esas fases.

La microestructura de una aleación depende pues de :

- 1- número de aleantes

2- concentración de cada aleante

3- tratamiento térmico de la aleación
(temperatura, tiempo de calentamiento,
velocidad de enfriamiento)

2.2.4.c. Diagramas de fases. Equilibrio de fases¹¹

El término *equilibrio de fases* se refiere al equilibrio aplicado al sistema de más de una fase. Se dice que un sistema está en equilibrio si la energía libre es mínima en condiciones específicas de temperatura, presión y composición. El cambio en alguno de estos parámetros conduce a un incremento de la energía libre y a un posible cambio espontáneo a otro estado de menor energía libre.

Los *diagramas de equilibrio de fases* representan las relaciones entre la estructura y la composición y las cantidades de fases en equilibrio. Estos diagramas son gráficos de composición-temperatura, que se obtienen cuando existen condiciones de equilibrio en el sistema (no siendo así si una aleación se enfría rápidamente).

Para obtener el diagrama de fases de una aleación, se preparan mezclas de diferentes composiciones conocidas y se determinan los valores de T_L y T_S para cada una. Por encima de la temperatura T_L la aleación está completamente fundida. Entre T_L y T_S el material se solidifica y por debajo de T_S la aleación es completamente sólida.

Con todos los resultados se confecciona un gráfico que es el diagrama de fases, donde hay dos líneas : una línea superior o *liquidus*,

por encima de la cual la aleación se encuentra completamente fundida para cualquier composición y temperatura, y una línea inferior o *solidus*, por debajo de la cual el material se encuentra totalmente solidificado :

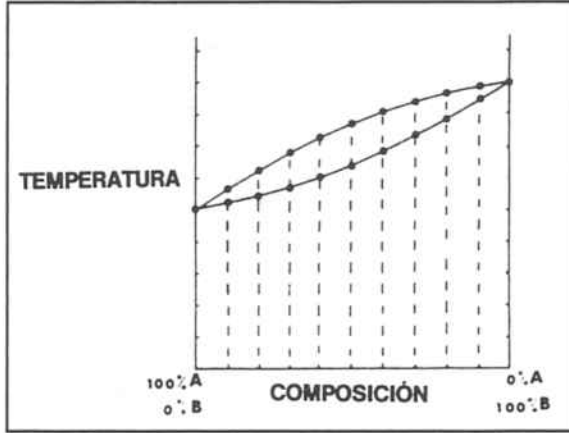
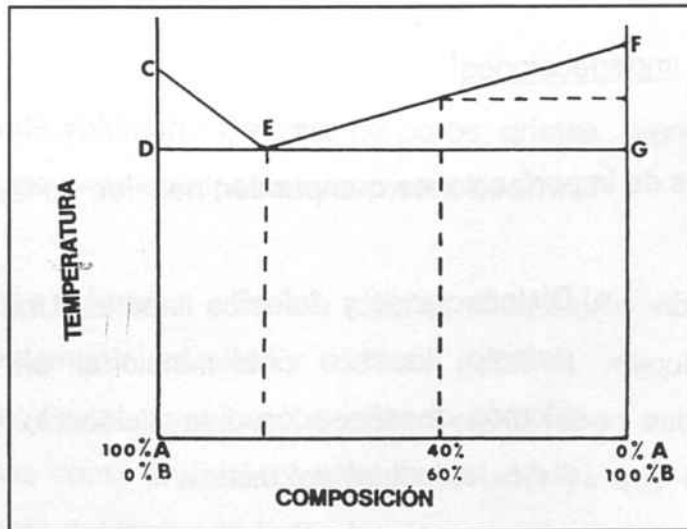


Fig.26. Diagrama de fases de una solución sólida binaria ¹¹.

El diagrama de fases para un sistema binario cuando existe una solubilidad sólida completa corresponde al diagrama de una *aleación eutéctica* :

Fig.27. Diagrama de fases de un sistema binario cuando existe insolubilidad sólida total ¹¹.



En un sistema de aleación binaria con solubilidad sólida parcial, en el diagrama de fases CEF es el liquidus y CDEGF el solidus. AD y BG representan los límites de las solubilidades, a temperaturas diferentes, de

B en A y de A en B, respectivamente. A la izquierda de AD, B es soluble en A (solución sólida alfa), y a la derecha de BG, A es soluble en B (solución sólida beta). La estructura de la aleación, por debajo de la línea ADEGB es una mezcla de las soluciones sólidas alfa y beta :

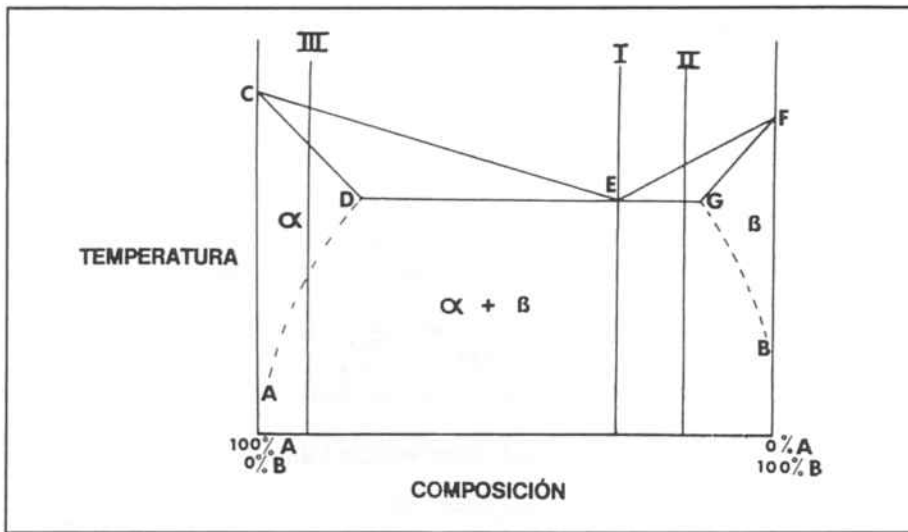


Fig.28. Diagrama de fases de un sistema binario cuando existe solubilidad parcial en el estado sólido ¹¹.

2.2.4.d. Imperfecciones¹

Los tipos de imperfecciones que pueden hallarse en las aleaciones son :

- a) Dislocaciones y defectos lineales. Una dislocación es un defecto lineal o unidimensional en torno a algunos átomos desalineados. Las dislocaciones pueden ser de cuña, helicoidales o mixtas.
- b) Defectos interfaciales.- Son límites de grano que tienen dos direcciones y que normalmente separan regiones del material que tienen diferente estructura cristalina y/o

orientación cristalográfica. Entre ellas están los *límites de macla*, que constituye un tipo especial de límite de grano a través del cual existe una simetría de red especular, es decir, que los átomos de un lado del límite son como imágenes especulares de los átomos del otro lado:

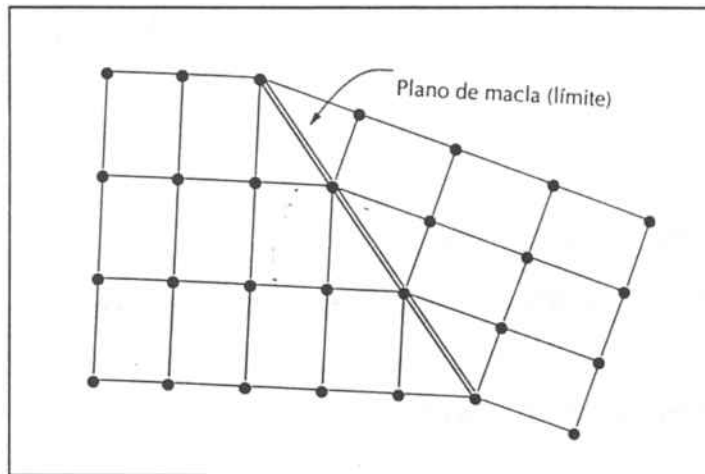


Fig. 29. Representación esquemática mostrando el plano o límite de macla y la posición de los átomos vecinos (en círculos oscuros)¹.

- c) Defectos de volumen.- Se trata de poros, grietas,...siendo defectos mayores que los anteriormente descritos.
- d) Vibraciones atómicas. - En los sólidos, cada átomo vibra muy rápidamente alrededor de su posición reticular dentro del cristal, considerándose en cierto modo estas vibraciones como imperfecciones o defectos, ya que en un momento determinado todos los átomos no vibran con la misma frecuencia y amplitud, ni con la misma energía.

2.2.4.e. Aleaciones de aplicación en Prótesis Parcial Removible

Los retenedores y componentes metálicos en prótesis parcial removible pueden obtenerse mediante dos técnicas : colado y trabajo en frío. El colado consiste en el calentamiento del material hasta que se funde, momento en el cual se introduce en un molde de revestimiento preparado a partir de un patrón de cera. El trabajo en frío se basa en el contorneado mecánico del metal a temperaturas bajas, en el caso de metales con altos valores de ductilidad y maleabilidad ².

Las aleaciones empleadas en Prótesis Parcial Removible son las de base Oro, de Cromo, de acero inoxidable y de Titanio.

2.2.4.e.1. Aleaciones de Oro ^{2,14}

El Oro es el metal de elección en Odontología Restauradora debido a su nobleza. Las aleaciones de oro empleadas en Odontología son de cuatro clases, según el porcentaje de metal noble que posean : tipo I, II, III y IV :

Tabla 5

(%)	I	II	III	IV
Oro	80-95	73-83	71-80	62-72
Plata	2-12	7-14,5	5-13,5	8-17,5
Cobre	1,5-6	5,8-10	7-12,5	8,5-15
Paladio	0-3,6	0-5,6	0-6,5	0-10
Platino	0-1	0-4,2	0-7,5	0,2-8,2
Cinc	0-1,2	0-1,4	0-2	0-2,7

Tabla 5.- Composición de las aleaciones de Oro más empleadas en Odontología ²

Sin embargo, el Oro tiene como principales inconvenientes su elevado coste y su excesiva ductilidad, por lo cual su combinación con otros materiales mejora las propiedades mecánicas.

Las aleaciones de tipo III son las que se usan ocasionalmente para retenedores, sillas y conectores de Prótesis Parcial Removible.

Componentes .- El Oro, que es el metal principal, otorga resistencia a la corrosión, a la pigmentación y una muy buena biocompatibilidad y puede colarse fácilmente en el laboratorio dental. El cobre se incorpora para aumentar la resistencia del oro, al igual que el platino y el paladio. La Plata contrarresta el color rojizo del Cobre ; y el Cinc limita la oxidación de los metales y facilita el colado de las aleaciones.

Propiedades.- Las aleaciones de Oro son fáciles de colar, aunque sufren contracción al realizar el colado, y son fáciles también de acabar, obteniéndose superficies lisas y brillantes. En la tabla siguiente se resumirían las propiedades mecánicas :

Tabla 6

Propiedades mecánicas de las aleaciones de oro					
Aleación	Condición	Resistencia para 0,1% de deformación	Resistencia traccional	Alargamiento	Nº deVickers
Tipo I	Ablandada	60-150	200-310	20-35	40-70
Tipo II	Ablandada	150-250	310-380	20-35	70-100
Tipo III	Ablandada	180-260	330-390	20-25	90-130
Tipo III	Endurecida	280-350	410-560	6-20	115-170
Tipo IV	Ablandada	300-390	410-520	4-25	130-160
Tipo IV	Endurecida	550-680	690-830	1-6	200-240

Tabla 6.- Propiedades mecánicas de las aleaciones de Oro ².

Biocompatibilidad.- El Oro es considerado como un material altamente biocompatible, debido a su resistencia a la corrosión y a la pigmentación. La Plata y el Cobre disminuyen la biocompatibilidad, aunque no de forma significativa. Sí puede producirse corrosión galvánica de las aleaciones de Oro cuando éstas entran en contacto con aleaciones no nobles, como, por ejemplo, las amalgamas. También al colar aleaciones con alto contenido en Platino o Paladio puede disminuir la resistencia a la pigmentación, problema que puede subsanarse con técnicas de recocido.

2.2.4.e.2. Aleaciones de base Cobalto ^{2,15}

Las aleaciones de metales no nobles no contienen Oro, Plata, Platino ni Paladio.

Las dos aleaciones de metales no nobles más utilizadas en Odontología son :

- 1) aleaciones de Cr-Ni, empleadas para el colado de coronas y puentes, y
- 2) aleaciones de Cr-Co, utilizadas para colar el armazón metálico de la prótesis parcial removible.

La primera aleación de Cr-Co utilizada en Odontología (1929) fue la de 70% de Cobalto y 30% de Cromo con pequeñas cantidades de Manganeso y Silicio (*Vitallium* ^R). En la actualidad, pequeñas cantidades de Níquel y Molibdeno reemplazan parte del Cobalto para incrementar la ductilidad a expensas de la resistencia mecánica.

Las aleaciones de Cr-Co presentan comercialmente una amplia gama de composiciones. La ADA, en su especificación n° 14, actualizada

en 1982, indica que el peso total del Cromo, Cobalto y Níquel debe ser superior al 85% y que si es inferior, la aleación debe contener un mínimo de 20% de Cromo.

Otras composiciones pueden ser aceptadas si cumplen las condiciones de baja toxicidad, hipersensibilidad y corrosión.

Tabla 7

Metales	(%)
Co	55-65
Cr	23-30
Ni	0-20
Mo	0-7
Fe	0-5
C	0-4
W, Mn, Si, Pt	Trazas

Tabla 7.- Rango normal de composición de las aleaciones de Cr-Co².

Esta aleación resulta de primera elección en Prótesis Parcial Removible por su coste y propiedades mecánicas. Sin embargo, deben tenerse en cuenta las posibles sensibilidades de los pacientes a alguno de los componentes, en especial al Níquel. En cuanto al diseño de retenedores, las aleaciones de Cr-Co no permiten sobrepasar ecuadores muy pronunciados, lo que puede dificultar la estética de cara a ocultar dichos retenedores.

La contracción de colado de las aleaciones de Cr-Co es mayor que en las de Oro ¹⁶.

Componentes.- El Cobalto constituye el elemento fundamental que proporciona dureza, resistencia y rigidez a la aleación. El Cromo aumenta la resistencia a la corrosión y pigmentación, ya que es un elemento que se pasiva fácilmente. Cuando el Níquel sustituye al Cobalto, se incrementa la ductilidad, aunque la resistencia, la dureza y el módulo de elasticidad descienden. El Molibdeno disminuye el tamaño del grano, lo cual es importante en Prótesis Parcial Removible, ya que la aleación de Cr-Co forma granos de gran tamaño a la hora de solidificar durante el colado. El Hierro y el Berilio endurecen, el Galio y el Indio disminuyen el tamaño del grano y el Manganeso y el Silicio son desoxidantes. El Carbono proporciona dureza a la aleación y resistencia, constituyendo soluciones sólidas intersticiales con los elementos principales en forma de pequeñas islas.

Propiedades.- Las aleaciones de Cr-Co son más rígidas y menos dúctiles que las de oro. La rigidez constituye un inconveniente de cara a permitir el paso de los retenedores por ecuadores muy marcados. Además, estas aleaciones son muy frágiles, por lo que pueden producirse fracturas al realizar pequeños ajustes de los retenedores. Estas fracturas también pueden ser el resultado de defectos en el colado que den lugar a la aparición de poros ¹⁷.

Tabla 8

Propiedades mecánicas de varias aleaciones de base cobalto ⁵					
Aleación	E (Gpa)	YS (MPa)	YS/E (%)	σ_u (MPa)	Elongación (%)
Co-Cr-Mo (F76) ¹	220	450	2	655	8
Co-Cr-W-Ni (F90) ²	220	310	1	860	10
Co-Ni-Cr-Mo (F562) ²	220	240	1-7	795	50-8
Co-Ni-Cr-Mo-W-Fe (F563) ²	220	1585	1-6	1790	50-12
		276		600	
		1310		1586	

Tabla 8.- Extracto de la Tabla sobre el resumen comparativo de las propiedades mecánicas de diferentes aleaciones de estudio ⁵.

E= Módulo de elasticidad; YS= Límite elástico; YS/E= Recuperación; σ_u = resistencia a la tracción. ¹ aleación moldada; ² aleación forjada.

Biocompatibilidad.- Las aleaciones de Cr-Co son muy apropiadas para el uso en boca, llevando más de 50 años comercializadas. Sin embargo, el acabado y el pulido es más difícil que en las de oro. Ha de tenerse en cuenta también que puede presentarse sensibilidad al Ni, uno de los componentes importantes de estas aleaciones.

2.2.4.e.3. Aceros inoxidables

Los aceros inoxidables constituyen un tipo de acero cuya principal característica es la gran resistencia a la corrosión. Sus propiedades

mecánicas son buenas, pueden ser forjados y su coste no es elevado. Pueden emplearse en aparatos ortodónticos, retenedores protésicos y bases de prótesis. Estas bases son delgadas, ligeras y conducen en calor rápidamente, de manera que permiten al paciente mantener un reflejo normal a los estímulos térmicos. Debido a su mayor elasticidad pueden utilizarse como parte activa de los retenedores que deben situarse en ecuadores muy marcados ¹⁸. Sin embargo, el proceso de confección de una base de prótesis de acero inoxidable con la técnica del forjado resulta muy laboriosa.

Componentes.- Los aceros inoxidables son aquellos que contienen un mínimo del 12% de Cromo que, gracias a su efecto pasivador hace que estas aleaciones presenten una gran resistencia a la corrosión. De los tres tipos de acero inoxidable existentes, con diferente estructura cristalina según su composición (ferrítico, martensítico y austenítico), tan sólo este último se emplea en Odontología y posee un mínimo de un 8% de Níquel.

Propiedades.- La resistencia a la corrosión no es tan buena como la de las aleaciones de Oro o las de Cr-Co. Presentan ductilidad y se endurecen mecánicamente con facilidad. Suelen emplearse forjados ya que su colado no es sencillo.

Tabla 9

Propiedades mecánicas de los aceros inoxidable ⁵					
Aleación	E (Gpa)	YS (MPa)	YS/E (%)	σ_u (MPa)	Elongación (%)
Ac.inox. 316	200	205-690	1-3	515-860	40-12
Ac.inox. 316L	200	195-690	1-3	505-860	40-12

Tabla 9.- Propiedades mecánicas de los aceros inoxidable.

Extracto de la Tabla sobre el resumen comparativo de las propiedades mecánicas de diferentes aleaciones de estudio⁵.

E= Módulo de elasticidad; YS= Límite elástico; YS/E= Recuperación

σ_u = Resistencia a la tracción.

Biocompatibilidad.- Los aceros inoxidable austeníticos son los más resistentes a la corrosión, pero en menor grado que las aleaciones de Oro o de Cr-Co. Debe tenerse en cuenta la presencia de Níquel en este material.

2.2.4.e.4. Titanio y sus aleaciones.

En los últimos años, el Titanio se ha convertido en un material de gran interés en prostodoncia^{15,19,20,21,22,23}. Sus aplicaciones médicas y dentales han ido en incremento debido a su excelente biocompatibilidad²⁴, resistencia a la corrosión y a sus buenas propiedades físicas y mecánicas²⁵. El Titanio es un metal muy reactivo, difícil de obtener puro.

Introducción 66

Kroll diseñó procesos metalúrgicos útiles para la producción comercial de Titanio, siendo considerado como el "padre" de la industria del Titanio ¹⁹.

El mayor ímpetu para el desarrollo de este metal viene dado desde los años cincuenta por la industria aeroespacial, ya que la gran resistencia del Titanio, su bajo peso y módulo de elasticidad y su gran resistencia a la corrosión, ofrecían soluciones a muchos de los problemas de diseño de los motores de aviación ^{19, 20}.

El Titanio puro sufre una transformación alotrópica a 882°C, pasando de estructura hexagonal completa (fase α) a una estructura cúbica centrada en el cuerpo (fase β), permaneciendo en esta forma cristalográfica hasta su fusión a 1672°C ²⁰. El Titanio puro comercial está disponible en cuatro tipos distintos, según la ASTM (American Society of Testing and Materials) :

Tabla 10

Límites máximos de impurezas y propiedades mecánicas del Titanio puro ¹⁹								
Tipo	Límites de impureza (WT%)					Resistencia a la tracción (MPa)	Límite elástico (0.2%)	Elongación (%)
	N (Max)	Fe (Max)	O (Max)	C (Max)	H (Max)			
ASTM Grado I	0.03	0.20	0.18	0.10	0.015	240	170	24
ASTM Grado II	0.03	0.30	0.25	0.10	0.015	340	280	20
ASTM Grado III	0.05	0.30	0.35	0.10	0.015	450	380	18
ASTM Grado IV	0.05	0.50	0.40	0.10	0.015	550	480	15

Tabla 10.- Límites máximos de impurezas y propiedades mecánicas del Titanio puro ¹⁹.

El Titanio puede alearse a una gran variedad de elementos para conseguir variar sus propiedades físicas y mecánicas^{19, 20}:

- Elementos como Al, Ga, Sn, C, O y N estabilizan la fase α , permitiendo que el material trabaje a elevada temperatura.
- Otros elementos, como el V, Nb, Ta y Mo estabilizan la fase β , lo cual confiere formabilidad.

Las aleaciones de beta-Titanio poseen valores de recuperación superiores a los del acero inoxidable y menor módulo de elasticidad que éste².

- Finalmente, existen las aleaciones cuyas composiciones a temperatura ambiente permiten una mezcla de ambas fases, α y β , siendo la más conocida de estas aleaciones la Ti-6Al-4V (90% del peso Ti, 6% del peso Al y 4% del peso V)²⁰:

Tabla 11

Propiedades físicas y mecánicas del Titanio y de la aleación Ti-6Al-4V ¹⁹		
Propiedad	Ti	Ti-6Al-4V
Densidad (g/cm ³)	4.51	4.43
Microdureza (VHN)	130-210	350
Elongación (%)	15-24	10
Límite elástico 0.1% (MPa)	241-548	890
Calor específico (CP)	0.124	0.135
Punto de fusión (°F)	3035	3200
Coefficiente de expansión térmica (in/°C×10 ⁻⁶)	11.4	11.8

Tabla 11.- Propiedades físicas y mecánicas del Titanio y de la aleación Ti-6Al-4V

¹⁹

En estudios recientes, se comparan las propiedades mecánicas y de corrosión de nuevas aleaciones de Titanio (añadiendo elementos como Zr, Mo, Nb, Ta, Pd, In) con respecto al Titanio puro y a la aleación Ti-6Al-4V, observándose un mantenimiento de las propiedades mecánicas pero un incremento en el potencial de corrosión ²⁵.

La utilidad del Titanio como metal de empleo en Prótesis Parcial Removable ha sido evaluada en diversos estudios, dirigiéndose un considerable esfuerzo de investigación hacia las técnicas de colado del Titanio y sus aleaciones, que se inicia a principios de los años setenta con los trabajos de Waterstratt del US National Institute of Standards and Technology. Le siguieron numerosos estudios en Japón, Europa y los Estados Unidos acerca de la precisión en el colado de las prótesis dentales y el desarrollo de máquinas de colado y de materiales de revestimiento ²⁰. Se hace especial referencia a problemas de porosidad

en el colado, a la obtención de un material de revestimiento apropiado o a la disminución de las propiedades mecánicas del metal tras su colado^{20, 21, 23, 26}. El elevado punto de fusión y la actividad química del metal requieren de una mejora en los sistemas de colado basándose en un diseño que permite fundir en una atmósfera de argón para reducir la oxidación²⁶. Otros autores, sin embargo, afirman obtener estructuras coladas de Titanio clínicamente aceptables^{19, 23, 24}.

Se han descrito cambios dimensionales en las estructuras coladas de Titanio en Prótesis Parcial Removible, aunque se requiere más investigación sobre los métodos para controlar los factores que influyen en estos cambios dimensionales. También se afirma que para colar armazones metálicos de Titanio en Prótesis Parcial Removible se requieren patrones de cera de mayor grosor que el empleado para las aleaciones de Cr-Co^{19, 27}.

Por lo que respecta a los retenedores en Prótesis Parcial Removible, se han estudiado y comparado las propiedades mecánicas de retenedores fabricados en Titanio puro, Ti-6Al-4V, Cr-Ni y Cr-Co. Los retenedores de Titanio no muestran deformaciones permanentes, y su flexibilidad es intermedia entre los de Cr-Ni y los de Cr-Co, siendo más capaces de mantener la retención que los fabricados en Cr-Co^{19, 21}.

En general, la experiencia clínica muestra resultados óptimos en el empleo del Titanio y sus aleaciones en Prótesis Parcial Removible y constituyen una alternativa para aquellos pacientes sensibles a las aleaciones de Cr-Co^{22, 24}.

2.1.4.e.5. Aleaciones con memoria de forma. Aleaciones Ni-Ti.

2.1.4.e. 5. 1.DEFINICIÓN Y TIPOS

Se denomina **aleación con memoria de forma** a toda aquella aleación que, habiendo padecido una deformación aparentemente plástica, puede recobrar completamente su forma inicial al someterla a una temperatura superior bien definida ²⁸. Los compuestos metálicos más conocidos y empleados actualmente son a base de Cobre, Aluminio, Cinc, Níquel y Titanio. Son las aleaciones Cu-Zn, Cu-Zn-Al, Cu-Al-Ni, Cu-Al-MN, Cu-Al-Ni, Au-Cd, Fe-Pt y Ni-Ti.

Tabla 12

Algunas propiedades de las aleaciones con memoria de forma más conocidas			
	Ni-Ti (Cu, Fe)	Cu-Zn-Al	Cu-Al-Ni
Densidad (g/cm ³)	6.5	7.5	7.5
Resistividad eléctrica Ω.m	60 × 10 ⁻⁸	8 × 10 ⁻⁸	12 × 10 ⁻⁸
Módulo de elasticidad (fase austenítica) MPa	9 × 10 ⁴	7 × 10 ⁴	7 × 10 ⁴
Fase austenítica Límite elástico (MPa)	400-500	250-350	300-400
Resistencia a la tracción (MPa)	1000	350-600	400-700
Temperatura máxima de utilización	300°C	130°C	250°C
Temperaturas de transformación	-200→ + 100	-200→ + 130	-200→ + 250
Deformación máxima en tracción por efecto de memoria	8 %	4-6 %	4-6 %
Conducción térmica (J/K.m.s)	10	120	75
Calor específico J/K.m ³	3 × 10 ⁶	3.05 × 10 ⁶	3.5 × 10 ⁶
Elaboración	difícil	fácil	difícil

Tabla 12.- Algunas propiedades de las aleaciones con memoria de forma más conocidas ²⁹.

2.1. 4.e. 5. 2. CARACTERÍSTICAS DE LAS ALEACIONES CON MEMORIA DE FORMA

Las aleaciones con memoria de forma han despertado grandes expectativas en muchos campos de aplicación tecnológica. Estas aleaciones, además de poseer las propiedades físicas (mecánicas, térmicas y eléctricas) usuales en todas las aleaciones metálicas, presentan otras propiedades que no tienen las aleaciones metálicas convencionales. Estas propiedades son: la **superelasticidad** o **pseudoelasticidad**, el **efecto de memoria de forma simple** y el **doble efecto de memoria**, consiguiéndose este último mediante procesos de adiestramiento o educación del material. Además poseen el efecto denominado "goma", alta capacidad de amortiguamiento, memoria óptica y emisión acústica^{30, 31}.

El gran interés despertado por las aleaciones con memoria de forma se fundamenta en que estas aleaciones presentan una **transformación martensítica termoelástica**³².

2.1.4.e.5.3. ESTRUCTURA MARTENSÍTICA Y TRANSFORMACIONES MARTENSÍTICAS

El paso de una estructura cristalina a otra puede realizarse de dos maneras :

- 1) Por *difusión*, es decir, por movimientos individuales y no correlacionados de átomos a distancias grandes con respecto a la distancia interatómica. Este movimiento se realiza por desplazamiento con ayuda de la energía térmica.

- 2) Por *desplazamientos cooperativos* estrechamente correlacionados de todos los átomos, que tan sólo se disponen de forma ligeramente diferente los unos con respecto a los otros ³³.

La transformación martensítica corresponde al segundo caso.

Históricamente, este tipo de transformación ha sido observada en los aceros (aleaciones Fe-C) los cuales son enfriados muy rápidamente desde una temperatura elevada (800°C-900°C) a temperatura ambiente. El producto obtenido, denominado *martensita* (del nombre del ingeniero alemán Martens), ha dado nombre a este tipo de transformación que se encuentra en otras muchas aleaciones. El enfriamiento rápido no es siempre necesario, particularmente en el caso de las aleaciones con memoria de forma ^{34, 35}.

Se denominaba *fase* al medio homogéneo constituido por dos o más metales solubles el uno en el otro.

Las fases que constituyen una aleación presentan a temperaturas definidas cambios en las estructuras definidas denominados *transformaciones*. Algunas de ellas se realizan con cambio de estado : paso del estado líquido al estado sólido o viceversa, mientras que otras se efectúan sin cambio de estado, teniendo lugar en estado sólido.

Las transformaciones martensíticas de las aleaciones con memoria de forma se realizan en estado sólido. La *austenita* (del nombre del metalúrgico inglés Austen) es la solución sólida estable a alta temperatura, mientras que la *martensita* es la solución sólida a baja temperatura.

Las *temperaturas de transición o de transformación* son las temperaturas correspondientes a los cambios de estructura cristalina. En el enfriamiento, la transformación martensítica se inicia a una temperatura M_s (martensite start), finalizando a una temperatura M_f (martensite finish). Inversamente, en el calentamiento la transformación austenítica ocurre entre las temperaturas A_s (austenite start) y A_f (austenite finish). Los intervalos de temperatura de transformación A_s - A_f y M_s - M_f dependen de la naturaleza y de la composición de la aleación. La temperatura de transformación M_s es muy sensible a la concentración en elementos de la aleación. Es en estas temperaturas de transformación donde se experimentan las variaciones de las propiedades mecánicas de la aleación, de ahí su importancia ^{36, 37}.

2.1. 4.e. 5. 4. ALEACIONES NI-TI

1-HISTORIA

Las aleaciones con memoria de forma son descritas por primera vez en 1938 en unos trabajos de Greminger y Nooradian, y más tarde, en 1951, aparecen unos estudios de Chang y Rend sobre la aleación Au-Cd ^{30,31}. Sin embargo no es hasta 1969 cuando se identifica e interpreta el efecto de SME (Shape Memory Effect) por Buehler y Cross al trabajar con aleaciones de Ni-Ti al 50% de porcentaje atómico, en la Naval Ordnance Laboratory en White Oak (EEUU). Esta aleación recibió el nombre de *Nitinol* (de Niquel, Titanio y Naval Ordnance Laboratory).

En 1969, Buehler et al. ³² publican un artículo en el que explican las propiedades de los alambres de Ni-Ti concretamente de la aleación 55-Nitinol, así como su proceso de obtención.

En 1971, publican en la revista JADA un estudio sobre la sustitución de los alambres de Cr-Co-Mo y los de acero inoxidable por los de Ni-Ti en Ortodoncia, estudio que fue dirigido personalmente por Buehler.

Es muy poca la investigación que sale a la luz pública sobre estos materiales durante la primera parte de la década de los 70, ya que se trataba de un material estratégico del ejército norteamericano, empleándose en la circuitería hidráulica del avión de caza F114. Este hecho hizo retrasar la aplicación en la vida civil de estos materiales, siendo a partir de 1977 cuando empieza a desarrollarse su estudio en algunos centros de investigación, como la Universidad Católica de Lovaina en Bélgica o la colaboración entre la Universidad de Osaka en Japón y la Tokoko Metal Industries y Mitsubishi Electric, permitiendo estas últimas el desarrollo y perfeccionamiento de los alambres de ortodoncia, en concreto por parte del equipo del Prof. Miura , destacando también los trabajos de Funakubo ^{38,39}.

2-APLICACIONES MÉDICAS Y ODONTOLÓGICAS

Las principales aplicaciones médicas de las aleaciones Ni-Ti son en Ortopedia, Cardiología (endoprótesis coronarias), endoscopia digestiva, neumología (prótesis endotraqueales) y en componentes de aparatos médicos e instrumentos ^{40,41}. Lógicamente el factor más importante en una aplicación médica es la estabilidad bioquímica, por ello, y aunque hay varias aleaciones con memoria de forma disponibles, casi todas las aplicaciones se limitan al Ni-Ti ^{42, 43 , 44}.

La principal aplicación en el campo de la odontología se viene realizando en Ortodoncia, con la fabricación de alambres correctores cuyo efecto pseudoelástico puede ejercer esfuerzos débiles y constantes. La deformación elástica de esta aleación y la subsiguiente relajación de la energía elástica en un período de tiempo crea fuerzas correctoras, dando lugar a una tensión constante en el ligamento periodontal durante los movimientos dentarios^{10, 45, 46, 47}.

Para corregir malposiciones dentarias interesa aplicar fuerzas a los dientes que provoquen procesos de remodelación óseos.

Tanto los alambres de Ni-Ti fuertemente endurecido como el alambre de Ni-Ti con superelasticidad debida a la transformación martensítica inducida por tensión, son materiales muy superiores para ser empleados como alambres ortodónticos⁴⁸.

Se han realizado varios estudios en los que se observó que las temperaturas de transformación y las propiedades mecánicas de superelasticidad del Ni-Ti variaban según la marca comercial de los alambres. Los alambres superelásticos inducidos por tensión dependen de la composición o proporción de Ni y de Ti, y especialmente, de las condiciones térmicas de fabricación⁴⁹.

En el campo de la Prostodoncia, Hawanaka et al.²⁶ mencionan que las características de superelasticidad de las aleaciones de Ni-Ti pueden resultar útiles para la fabricación de retenedores. Kotake et al.⁶ investigan también la fatiga de los retenedores colados con esta aleación. Los últimos estudios sugieren que los retenedores fabricados en Ni-Ti pueden ser útiles en prótesis parcial removible debido a su escasa

deformación permanente durante su servicio, aunque se afirma que se requiere una mayor investigación acerca de los resultados a largo plazo.

3-PROPIEDADES QUE PRESENTAN LAS ALEACIONES NI-TI CON RESPECTO A LAS ALEACIONES CONVENCIONALES EMPLEADAS EN ODONTOLOGÍA

Las aleaciones Ni-Ti no sólo presentan las propiedades físicas que son comunes en las aleaciones metálicas, sino que poseen una serie de propiedades especiales que son : el **efecto memoria de forma**, el **doble efecto memoria de forma** y la **superelasticidad**.

El **efecto memoria de forma** es la habilidad que poseen ciertos materiales para "recordar" una forma, incluso después de haber sufrido varias deformaciones. Una vez el material ha sido deformado a bajas temperaturas, en su fase martensítica, permanecerá deformado hasta que se caliente. Durante el calentamiento recuperará de un modo espontáneo su forma original, la forma que poseía antes de deformarse en su fase a baja temperatura ⁵⁰ .

El **doble efecto memoria de forma** se define como aquel comportamiento en el que se produce un cambio espontáneo de forma de la pieza al enfriarla o calentarla. Para que la aleación presente esta propiedad es necesario someterla a un "adiestramiento", ya que esta característica no es intrínseca al material, debe adquirirla ^{51, 52} .

La **superelasticidad** es la propiedad que se define como la capacidad de estas aleaciones para absorber deformaciones no plásticas de hasta un 11%, recuperando la forma original al retirarse la carga aplicada :

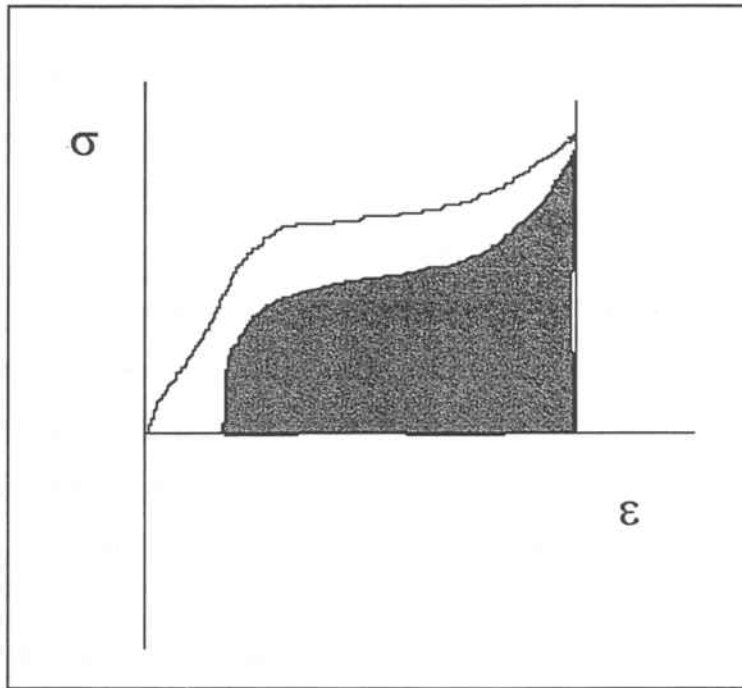


Fig. 30. Propiedad superelástica de las aleaciones Ni-Ti

El concepto de **rango de trabajo** adquiere otro matiz para las aleaciones que presentan la propiedad de la superelasticidad, ya que éste no viene determinado por el campo elástico de la aleación sino por la transformación reversible inducida por tensión. En el caso de las aleaciones que presentan superelasticidad, el rango de trabajo podría definirse como aquella deformación o deflexión que puede introducirse en el material y recuperarse posteriormente durante la retransformación o al retirarse la tensión ³⁷.

El concepto de **energía almacenada disponible** también adquiere otro matiz para estas aleaciones. Se define como aquella parte de la energía absorbida durante la deformación que el material es capaz de devolver durante la descarga y viene descrita por el área comprendida por la meseta de descarga en la Figura 30.

Las aleaciones superelásticas de Ni-Ti cumplen de forma satisfactoria las propiedades anteriores. Sin embargo, uno de los posibles inconvenientes de emplear materiales que presentan memoria de forma es la manifestación del doble efecto memoria de forma. Aunque la presentación de dicho efecto requiere de un entrenamiento previo del material, en algunas ocasiones podría acabar por presentarse debido a las deformaciones repetidas y a las variaciones de temperatura. Se considera de todos modos que este efecto es de consecuencias mínimas, ya que las temperaturas en la cavidad bucal tienden a estabilizarse rápidamente después de la ingesta de un alimento frío o caliente ⁵².

Hasta el momento, y estudiando los alambres de Ni-Ti de aplicación en Ortodoncia, las tensiones de recuperación generadas por un cambio de forma de los alambres como consecuencia del fenómeno anterior, son difíciles de determinar y no se han observado movimientos dentarios anómalos con el uso de estos alambres.

Las aleaciones ternarias Ni-Ti-Cu mantienen las propiedades de efecto de memoria de forma, doble efecto memoria de forma y superelasticidad de las aleaciones binarias Ni-Ti.

4-COMPORTAMIENTO DE LAS ALEACIONES NI-TI

4.a-Transformaciones martensíticas. Transformación martensítica termoelástica. El efecto memoria de forma y el doble efecto memoria de forma.

Existen dos tipos de transformaciones martensíticas :

a) Transformaciones martensíticas termoelásticas.

Este tipo de transformación martensítica está

asociado al efecto memoria de forma y al doble efecto memoria de forma.

- b) Transformaciones martensíticas inducidas por tensión. Este tipo de transformación martensítica está asociada a la propiedad de superelasticidad.

4.a.1-Transformación martensítica termoelástica.-

La transformación martensítica es una transformación en estado sólido independiente de la difusión, es decir, que durante la transformación no se producen migraciones atómicas. A lo largo de dicha transformación, los átomos se reordenan cooperativamente en una nueva estructura cristalina más estable. Se dice que este reordenamiento es cooperativo porque cada uno de los átomos se mueve respecto a su vecino según el mismo vector y no de un modo independiente respecto al resto de los átomos. Debido a la ausencia de difusión, esta transformación es independiente del tiempo. La velocidad de transformación sólo está limitada por la velocidad del sonido, siendo la composición química de la fase martensítica idéntica a la de la fase matriz^{37, 53}.

La fase martensítica se obtiene por enfriamiento desde una fase a alta temperatura que es la fase austenita. El volumen de la fase martensítica aumenta con el descenso de la temperatura, existiendo un rango de temperaturas en el que ambas fases, martensítica y austenítica, coexisten.

Cristalográficamente, la transformación de austenita a martensita puede dividirse en dos partes :

- **“Bain strain” o deformación de red**
- **“lattice-invariant shear” o fase de acomodación**

La fase denominada “ **deformación de la red**” envuelve todos aquellos movimientos necesarios para producir la nueva estructura a partir de la vieja. La interfaz avanza en una capa atómica, donde cada átomo sólo requiere de un pequeño movimiento. El resultado final de todos estos pequeños movimientos coordinados es la nueva estructura martensítica :

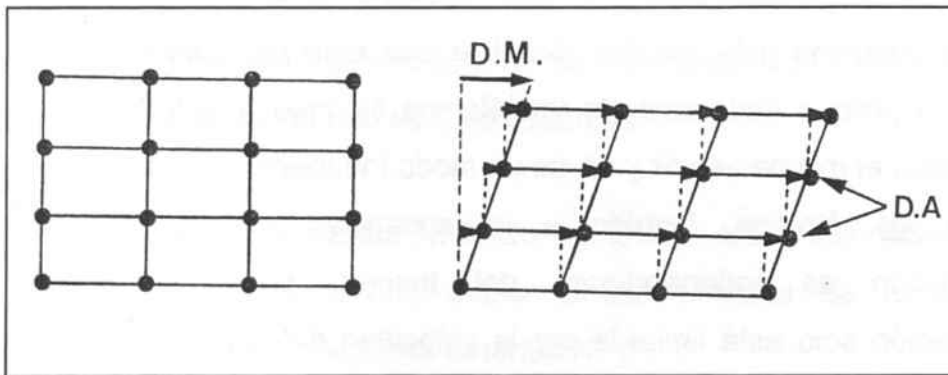


Fig.31. Representación esquemática de la deformación provocada por la transformación martensítica. DM= deformación macroscópica; DA= desplazamientos atómicos²⁹

En la segunda parte de la transformación, se realiza una acomodación de la estructura obtenida durante el paso anterior. Esta acomodación es necesaria porque durante la transformación anterior se produce un cambio de forma y, a menudo, también un cambio de volumen. En los aceros, la transformación martensítica está asociada a un cambio de volumen ; sin embargo, en las aleaciones con memoria de

forma, como en el caso de las aleaciones Ni-Ti, el cambio de volumen implicado en la transformación no es tan importante ⁵⁴.

La **acomodación** puede realizarse mediante dos mecanismos, pero en ambos casos cada celda individual posee una nueva estructura martensítica manteniéndose la forma global de la fase austenítica, es decir, que durante la transformación no se produce un cambio de forma macroscópico. Los dos mecanismos son:

- Mecanismo de *acomodación por deslizamiento*.- Es un mecanismo de acomodación común en muchas martensitas y posee un carácter permanente, es decir, que **no es un mecanismo reversible**, ya que requiere que los enlaces atómicos se rompan.
- Mecanismo de *acomodación por maclaje*.- Es un mecanismo que puede acomodar cambios de un modo reversible, ya que los enlaces atómicos permanecen intactos, pero presenta el inconveniente de no poder acomodar cambios de volumen importantes. Los límites de una estructura acomodada por maclaje son un *plano de hábito*: un átomo situado en el límite ve el mismo número y tipo de enlaces en las dos direcciones. Algunas de las propiedades clave de los límites de esta estructura son la baja energía asociada a ellos y su gran movilidad. Por ello, la estabilidad relativa de la fase martensítica no depende fuertemente del número o localización de estos límites .

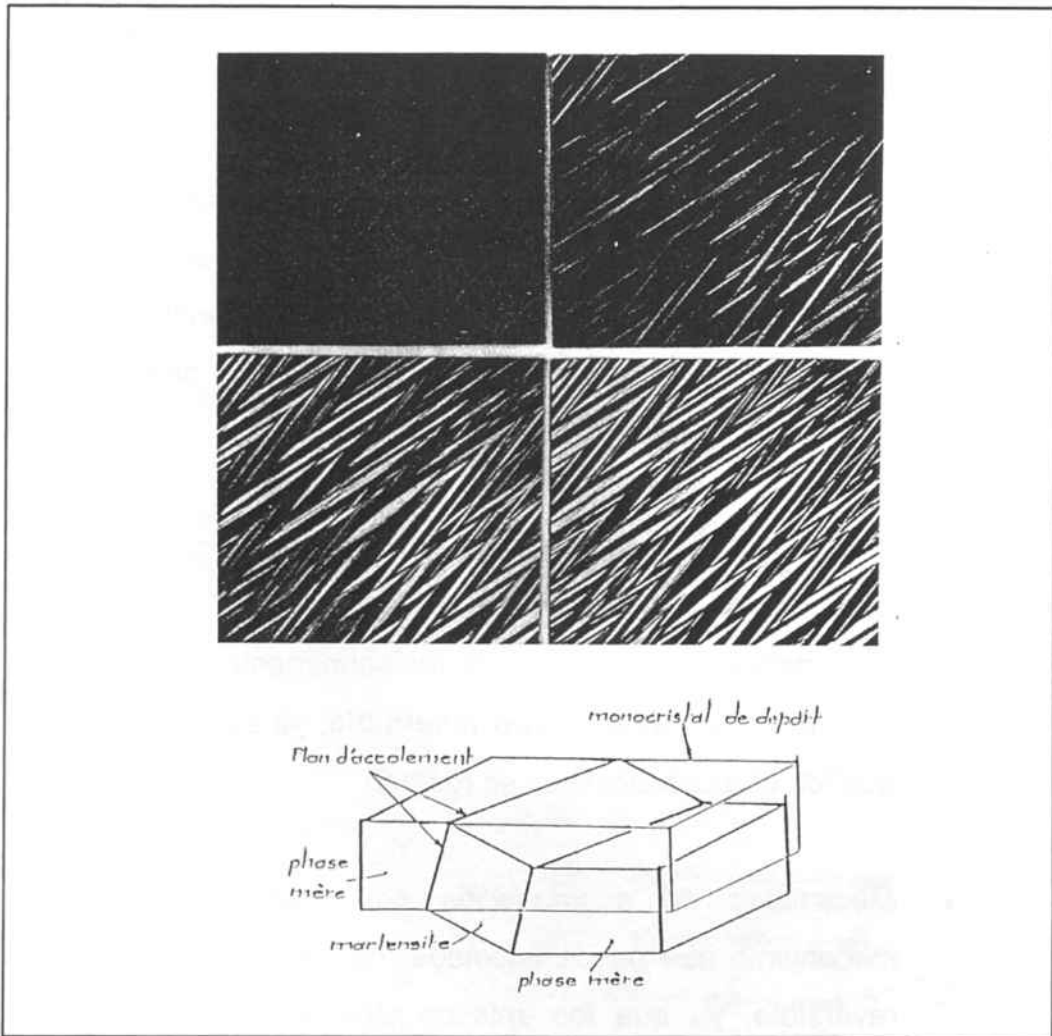


Fig. 32. Formación de maclas. Efecto de la aparición de martensita en un monocristal de fase austenita ²⁹.

Para que la memoria de forma se produzca en una extensión significativa, se requiere que la acomodación sea completamente reversible, es decir, que el mecanismo de acomodación por maclaje sea dominante en el proceso de transformación. Esto implica que los materiales que presentan la memoria de forma deben sufrir cambios de volumen pequeños, a causa de la falta de capacidad de este mecanismo para acomodar los cambios de esta naturaleza.

Si se aplica una tensión a una estructura acomodada por maclaje, los límites se moverán fácilmente, produciendo una forma para la celda que se acomode mejor al esfuerzo aplicado. El resultado de este movimiento es la conversión de una orientación o variante a otra orientada más favorablemente al esfuerzo aplicado. El proceso de condensación de varias variantes en una sola se denomina *demaclaje* ⁵⁵,
56.

4.a.2-Diferencias entre la fase austenita y la fase martensita

Prácticamente todas las características de la martensita y de la austenita son diferentes. Por lo tanto, una vez se sobrepasa el punto de transformación, se produce un cambio significativo en casi todas las propiedades del material. Algunas de estas propiedades pueden ser empleadas para realizar un seguimiento del proceso de transformación.

Las temperaturas M_s , M_f , A_s y A_f son las temperaturas a las que se inicia y finaliza la transformación martensítica y la transformación reversible hacia la fase austenítica :

- 1- M_s es la temperatura a la que se inicia la transformación martensítica ;
- 2- M_f es la temperatura a la que finaliza la transformación martensítica ;
- 3- A_s es la temperatura a la que se inicia la transformación austenítica, y

4- A_r es la temperatura a la que finaliza la transformación austenítica.

La transformación tiene asociada una histéresis, es decir, que las temperaturas de transformación son distintas en el proceso de calentamiento y de enfriamiento. Microscópicamente, esta histéresis puede explicarse como la fricción asociada al movimiento de las placas de martensita y su magnitud depende de la aleación, oscilando generalmente entre 20°C y 40° C para las aleaciones con memoria de forma.

Generalmente, la martensita es una fase menos simétrica que la austenita. La consecuencia de ello es que, mientras la martensita puede presentar distintas variantes u orientaciones dentro de un cristal, la fase austenítica sólo acepta una ⁵⁷.

Una de las propiedades más diferentes entre la fase austenítica y la martensítica es el **límite elástico**. El límite elástico de la martensita inducida térmicamente es considerablemente inferior al de la austenita. La estructura martensítica puede deformarse por el movimiento de los límites de la estructura maclada, mientras que la estructura austenítica se deforma por un mecanismo de generación y movimiento de dislocaciones.

La deformación que puede acomodar la estructura martensítica está restringida. Una vez excedido el límite, el material se deforma elásticamente de nuevo, pero esta vez a través de procesos irreversibles, tales como el movimiento de dislocaciones ⁵⁸.

Las curvas tensión-deformación para la fase martensítica presentan dos regiones elásticas y dos regiones plásticas. La primera de

las regiones plásticas es debida a la acomodación por un mecanismo de maclaje, la segunda debida a un mecanismo de deslizamiento :

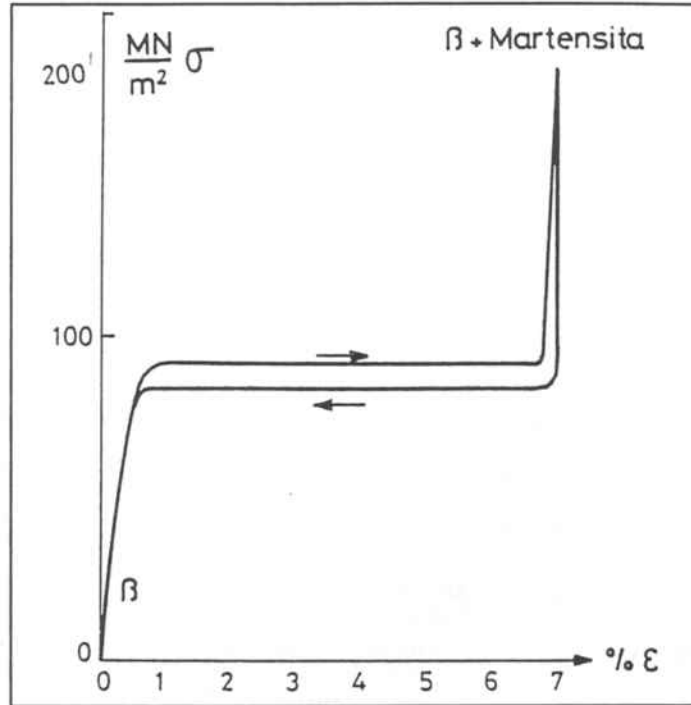


Fig.33. Curva deformación-tensión de una aleación base Cobre (27.3% Zn y 4.1% Al), siendo la Ms de esta aleación de -60°C ⁵⁹.

4.a.3-El efecto memoria de forma

El efecto memoria de forma es la habilidad que poseen ciertos materiales para "recordar" una forma, incluso después de haber sufrido varias deformaciones. Una vez el material ha sido deformado a bajas temperaturas, en su fase martensítica, permanecerá deformado hasta que se caliente. Durante el calentamiento recuperará de un modo espontáneo su forma original, la forma que poseía antes de deformarse en su fase a baja temperatura⁵⁴.

Esta habilidad se debe básicamente a dos fenómenos :

1- al mecanismo de acomodación implicado en la transformación martensítica,

2- a la falta de presencia de distintas orientaciones de la fase austenítica.

Durante la transformación martensítica termoelástica, el mecanismo de acomodación dominante es el de maclaje. En un primer plano, este tipo de acomodación implica que los cambios inducidos durante la transformación martensítica tengan un carácter reversible, es decir, que la fase a alta temperatura sea recuperable con un número mínimo de cambios. En un segundo plano, este tipo de acomodación ofrece una estructura tal que si se le aplica una carga exterior, los enlaces atómicos no se rompen y los límites se mueven fácilmente, dando lugar a una conversión de una orientación o variante a otra orientada más favorablemente al esfuerzo aplicado. Es decir, los cambios introducidos por la deformación en la fase martensítica son también de una naturaleza reversible.

A causa de que sólo existe una orientación de la fase austenítica dentro de un cristal y al carácter reversible de la transformación martensítica y del mecanismo de deformación, al calentar y retornar a la fase austenítica, sólo es posible una estructura de retorno. Durante el calentamiento hacia la fase austenítica se recupera la forma original del material ⁵⁸.

La deformación que puede absorber la aleación en su fase martensítica está restringida. Una vez sobrepasado el límite, los mecanismos de deformación poseen una naturaleza irreversible. La

deformación recuperable es del orden del 7%, aunque algunos materiales muestran recuperaciones del 10% ⁵⁹.

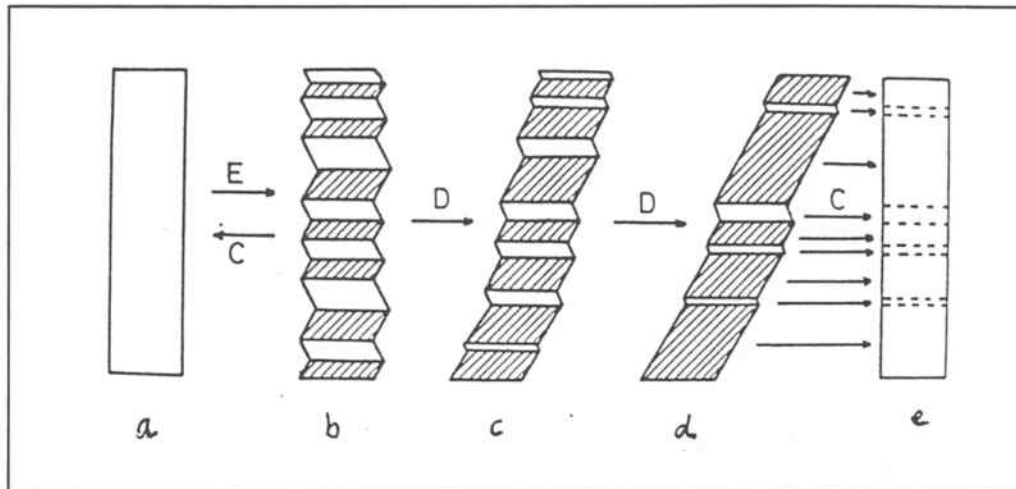


Fig.34. Efecto de memoria de forma: a) y e) corresponden a la fase austenita; b), c) y d) a la martensita. E= enfriar; C= calentar; D= deformar mediante esfuerzo externo ⁵⁹.

4.a.4-Doble efecto memoria de forma

El fenómeno de doble efecto de memoria de forma puede describirse como aquel comportamiento en el que se produce un cambio espontáneo de forma de la pieza al enfriarla o calentarla.

El material recuerda la forma que le corresponde a baja y alta temperatura, así como las formas a todas las temperaturas comprendidas entre las dos extremas.

El fenómeno es reproducible un número de veces indeterminado, es decir, que se puede repetir el ciclo entre las diferentes formas por un simple cambio de temperatura.

En el proceso de simple memoria de forma el material se enfría y se deforma y, al calentar la pieza, ésta recupera su forma original ; la forma a alta temperatura se retiene en el correspondiente enfriamiento, es decir, que para iniciar otro ciclo de memoria de forma se debe enfriar y deformar de nuevo la muestra.

En cambio, el doble efecto de memoria de forma no requiere de ninguna fuerza exterior para activar o desarrollar el efecto, pero no constituye una característica natural de la aleación, sino que se trata de un comportamiento " aprendido", es decir, que debe someterse la aleación a un determinado tratamiento termodinámico con el fin de ser "entrenada" y exhibir el doble efecto de memoria de forma.

Durante el "entrenamiento" se introducen un pequeño número de dislocaciones orientadas que favorecen una única orientación de la martensita, lo que produce una deformación espontánea, no sólo durante el calentamiento sino también con el descenso de la temperatura ⁵⁹.

El doble efecto de memoria de forma es una propiedad que también está restringida :

- La deformación está limitada. Hay un límite en la cantidad de deformación reversible que puede admitir el material, siendo generalmente este límite próximo al 2%.
- Existe una histéresis en las temperaturas de transformación durante el calentamiento y el enfriamiento.

- Si durante el calentamiento se alcanzan temperaturas demasiado altas se puede hacer desaparecer todo el entrenamiento^{60, 61}.
- Las fuerzas de transformación durante el enfriamiento son inferiores a las fuerzas producidas durante el calentamiento, lo que significa que la aleación cambia más fácilmente de forma durante el calentamiento que en el enfriamiento^{61, 62}.

4.b-Transformaciones martensíticas. Transformación martensítica inducida por tensión. Superelasticidad.

4.b.1-Transformación martensítica inducida por tensión.

La formación de la martensita inducida térmicamente es un proceso termoelástico. Un descenso de la temperatura entre M_s y M_f se traduce en un ligero crecimiento de las placas de martensita ya existentes y la nucleación de otras nuevas. Un aumento de la temperatura desde este nuevo estado supone la desaparición de las nuevas placas nucleadas y la contracción de las placas ya existentes que habían sufrido un ligero crecimiento.

La martensita es cristalográficamente reversible, la reversión de una placa dada durante el calentamiento es justo la inversa del proceso de formación.

Generalmente la martensita se forma al enfriar por debajo de M_s , sin aplicación de tensión. Pero en el mismo material se puede formar martensita por encima de M_s si se aplica un esfuerzo. **Esto es debido a la equivalencia existente entre la temperatura y la tensión: un descenso de la temperatura es equivalente a un incremento en la tensión.** Ambos factores estabilizan la martensita ^{33, 34}.

La martensita formada por la aplicación de un esfuerzo se denomina **martensita inducida por tensión (SIM : stress induced martensite)**.

Por encima de M_s , la tensión necesaria para inducir SIM se incrementa con la temperatura. De hecho, existe una relación lineal entre la tensión necesaria para inducir SIM y la temperatura, verificándose la expresión de Clausius Clapeyron ⁵⁹ :

$$\frac{d\sigma}{dT} = \frac{\Delta H}{\Delta V \cdot T_0}$$

(Ec.10)

donde $d\sigma/dT$ es la pendiente de la recta, ΔH y ΔV son respectivamente la entalpía y el incremento de volumen asociados a la transformación, y T_0 es la temperatura de equilibrio entre la fase austenítica y la martensítica, definiéndose a partir de la expresión de Kaufman y Cohen :

$$T_0 = \frac{M_s + A_s}{2}$$

(Ec.11)

La dificultad para obtener martensita inducida por tensión se incrementa hasta alcanzar la temperatura M_d . A la temperatura M_d , la fuerza necesaria para inducir martensita es mayor que la que se requiere para mover dislocaciones, siendo por tanto la temperatura más elevada a la que se puede obtener SIM.

El rango de temperaturas en el que se puede inducir martensita por tensión (SIM) está comprendido entre M_s y M_d .

4.b.2-Superelasticidad

La superelasticidad o efecto superelástico ocurre cuando el material se deforma a una temperatura superior a A_s e inferior a M_d . En este rango de temperaturas, la martensita puede ser estable mediante la aplicación de tensión, pero es de nuevo inestable cuando se retira el esfuerzo.

La superelasticidad podría entenderse como un tipo de memoria de forma independiente de la temperatura.

La curva tensión-deformación de los materiales que poseen esta propiedad presenta dos zonas planas o mesetas. La meseta superior corresponde a la formación de la martensita inducida por tensión. La

meseta inferior representa la reversión de la SIM cuando se retira la tensión. Durante la descarga, se pueden recuperar deformaciones de alrededor del 10%, por ello este mecanismo se puede considerar un tipo de memoria de forma.

La recuperación puede no ser total y quedar una cierta deformación remanente, por ello hay autores que prefieren hablar de **pseudoelasticidad**.

La tensión que corresponde a la meseta inferior o tensión de recuperación también mantiene una relación lineal con la temperatura de servicio^{63, 40}.

5-DIFERENTES COMPORTAMIENTOS PSEUDOELÁSTICOS DE LAS ALEACIONES NI-TI

En Ortodoncia existen dos tipos de aleaciones Ni-Ti con memoria de forma que tienen comportamiento pseudoelástico en fase austenítica, y son :

1- aleaciones Ni-Ti con temperaturas de transformación Ms y Af muy inferiores a la temperatura bucal de 37°C. Al aplicar tensión en estos alambres no se produce martensita inducida por tensión, ya que se entra en el campo plástico de la estructura austenítica, que es muy estable.

2- aleaciones Ni-Ti en que las temperaturas de transformación son cercanas a 37°C,

pudiéndose inducir la transformación martensítica por tensión. Cuanto más lejana esté la temperatura M_s de la temperatura bucal de 37°C mayor tensión deberá aplicarse para obtener martensita.

El control de las temperaturas de transformación resulta decisivo para asegurar un comportamiento adecuado del material. A su vez, las temperaturas de transformación dependen de la composición química, de los tratamientos térmicos realizados, de la presencia de martensita estabilizada, del tamaño de grano y de la presencia de procesos de envejecimiento en el material. Ello puede conducir a un inadecuado comportamiento superelástico de la aleación^{64, 65}.

6-ALEACIONES NI-TI PARA SU APLICACIÓN EN PRÓTESIS PARCIAL REMOVIBLE

Al igual que en el caso de las aleaciones de Titanio, el principal problema de las aleaciones Ni-Ti para su posible aplicación en Prótesis reside en su fundido y colado, ya que el Titanio es muy reactivo a altas temperaturas en presencia de Oxígeno.

Tan sólo recientemente cabe destacar la aparición de estudios en los que se obtiene Ni-Ti fundido con las propiedades de memoria de forma y superelasticidad conservadas.

Un estudio experimental realizado por el Postgrado de Prótesis Bucal del Departamento de Ciencias Morfológicas y Odontoestomatología de la Universidad de Barcelona en colaboración con el Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica de la E.T.S. de

Ingenieros Industriales de Barcelona de la Universidad Politécnica de Cataluña, permitió fundir una aleación Ni-Ti con memoria de forma y superelasticidad compatible con uso bucal ⁴.

La aleación Ni₄₂Ti obtenida posee una estructura austenítica a temperatura bucal, dado que la A_f es inferior a 37°C. La histéresis de transformación $T_H = A_f - M_s$ es inferior a 25°C, indicativo de una buena reversibilidad de la transformación.

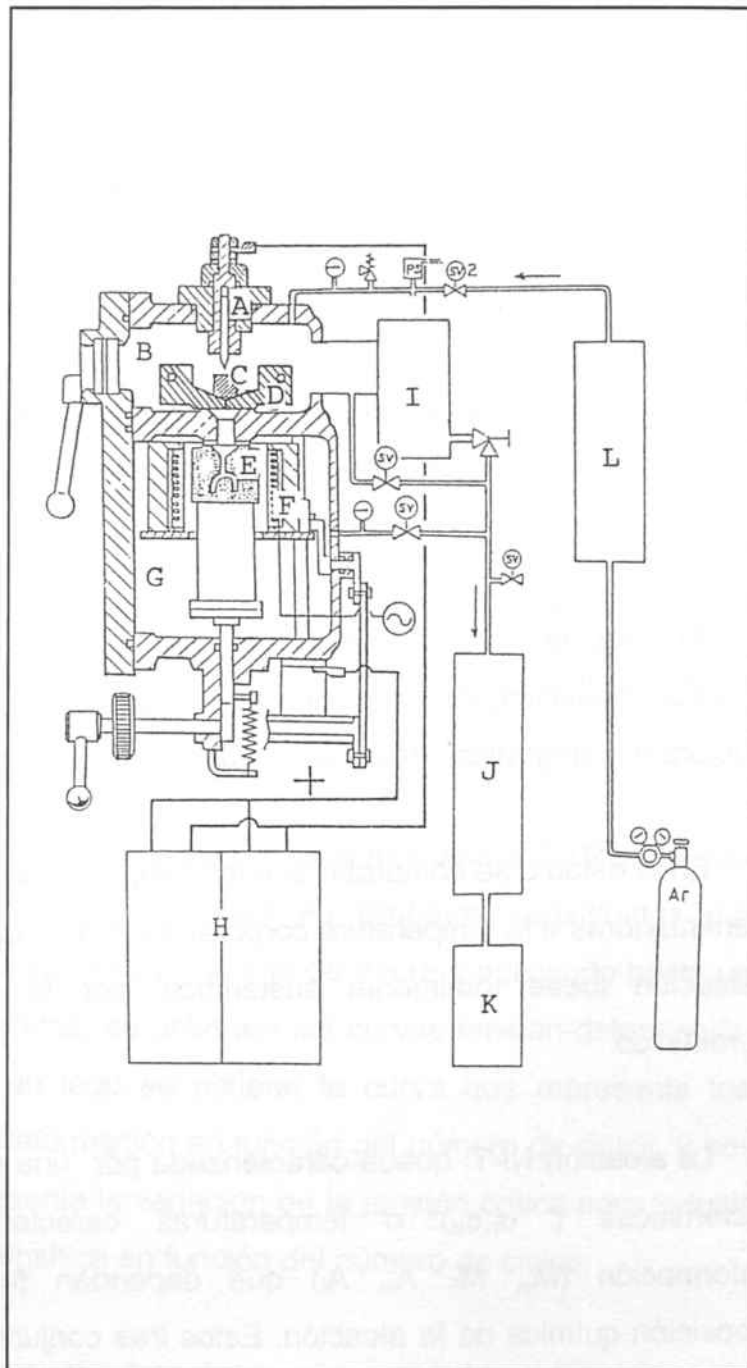
La aleación Ni-Ti para uso en prótesis debe fundirse en hornos de vacío o con gases inertes, como el Argón.

Los hornos presentan una cámara superior de fusión y una de colado en la parte inferior, incorporando un sistema de vacío-presión con arco de Argón.

El horno debe alcanzar los 1600°C para fundir el Titanio e ir incorporando en pequeñas porciones el Níquel.

Al solidificar la aleación se transforma en una solución sólida sustitucional que consiste en una fase denominada γ . Esta fase, a 640°C se transforma en sólido eutectoide, según la reacción $\gamma \rightarrow \beta + \epsilon$, careciendo de las propiedades de memoria de forma y superelasticidad.

Fig. 35. Diagrama esquemático del horno de colado ²⁶.
A= Electrodo
B= Cámara de fusión
C= Aleación
D= Crisol de Cobre
E= Molde
F= Calentador
G= Cámara de colado
H= Fuente eléctrica
I= Bomba difusora de aceite
J= Tanque de vacío
K= Bomba rotatoria de vacío
L= Tanque de Argón



Para obtener las propiedades debe producirse una transformación martensítica - que es una transformación en estado sólido sin difusión - y que en esta aleación se consigue calentando por encima de 640°C durante un tiempo de 30 min. Una vez provocada la aparición de la fase

γ , se introduce la aleación en agua a 20°C (temple). Este rápido tratamiento térmico provoca que no haya difusión en estado sólido, produciéndose fase martensita si la temperatura M_s es inferior a 20°C. Se indica también que los retenedores protésicos deben ser tratados térmicamente a temperaturas de 900°C durante 10 minutos para optimizar las propiedades de pseudoelasticidad y homogeneidad química ³.

La posibilidad de añadir elementos afinadores del grano, como el caso del Cobalto, puede influir en la superelasticidad del material y deberá añadirse en pequeñas cantidades ⁷.

Al trabajar con aleaciones Ni-Ti deben determinarse la composición química, las temperaturas de transformación martensítica, la estructura metalográfica y las propiedades superelásticas.

En el estudio se comprobó que las temperaturas de transformación fueran inferiores a la temperatura corporal de 37°C y que la estructura de la aleación fuese totalmente austenítica, por lo que tenía efecto superelástico.

La aleación Ni-Ti queda caracterizada por una serie de tensiones características (σ_t, σ_{rt}) o temperaturas características de la transformación (M_s, M_f, A_s, A_f) que dependen fuertemente de la composición química de la aleación. Estos tres conjuntos de parámetros están muy ligados entre sí, de forma que una disminución en la composición química de Níquel en la aleación de Ni-Ti con memoria de forma conlleva un aumento de las temperaturas características de transformación que, por el contrario, implica un descenso en los valores de las tensiones características necesarias para producir la transformación ^{66, 67}.

Regulando estos tres parámetros pueden diseñarse aplicaciones para estas aleaciones que trabajen en un rango de tensiones que sea de interés; en el caso de los retenedores protésicos el objetivo sería conseguir sujeción firme y constante ⁶⁸.

7-COMPORTAMIENTO A FATIGA DE LAS ALEACIONES NI-TI

7.a-Ciclado mecánico

Los efectos del ciclado mecánico del material sobre las tensiones y temperaturas de transformación han sido investigados ^{69, 70, 71, 72}. En la mayoría de aplicaciones - y entre ellas en Prótesis Parcial Removible - el material será sometido a deformaciones cíclicas.

Realizando ensayos de fatiga con una máquina INSTRON a una velocidad de mordaza de 10 mm/min en probetas constituidas por cilindros de 2.5 mm de diámetro y 150 mm de altura y aplicando hasta un 3% de deformación máxima, se obtienen las curvas tensión-deformación para cada ciclo. Por un lado se obtiene la curva que representa los valores residuales de deformación en función del número de ciclos, y por otro la curva que representa la variación de la tensión crítica para inducir la transformación martensítica en función del número de ciclos.

Las temperaturas de transformación se miden también con respecto al número de ciclos empleando un calorímetro.

La Figura 36 muestra la diferencia entre la tensión crítica para el primer ciclo (austenita→SIM) y la tensión crítica para el ciclo N, en función del número de ciclos. Puede observarse que la tensión crítica

requerida para inducir la transformación martensítica decrece con el número de ciclos.

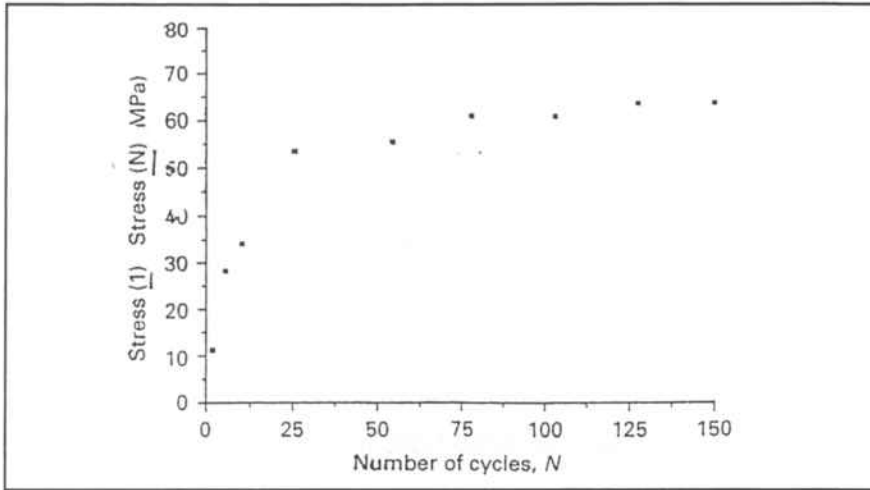


Fig.36. Diferencia entre la tensión crítica (austenita→SIM) para el primer ciclo y la tensión crítica para el ciclo N , en función del número de ciclos ⁶⁹.

La Figura 37 muestra la evolución de los valores de deformación permanente con respecto al número de ciclos. De la gráfica se desprende que la deformación residual se incrementa con el número de ciclos hasta la saturación.

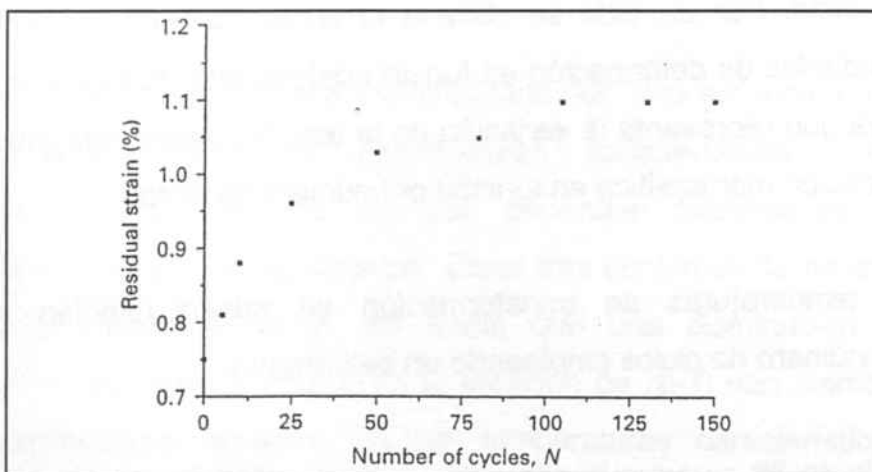


Fig.37. Evolución de la deformación residual con el número de ciclos ⁶⁹.

La presencia de esta deformación residual es debida probablemente al deslizamiento de dislocaciones que obstruye la retransformación de la fase martensítica en austenítica. Las tensiones internas creadas por el deslizamiento de dislocaciones favorecen la formación de martensita inducida por tensión (SIM); de ahí que las tensiones críticas para inducir el efecto superelástico (o, en otras palabras, de iniciar la transformación de austenita a martensita) sean cada vez menores.

En ambos casos, tanto la tensión crítica requerida para inducir la transformación como la deformación residual se hacen constantes después de un cierto número de ciclos. Esto puede explicarse por el efecto de “entrenamiento” o doble efecto de memoria de forma, debido a la introducción de dislocaciones orientadas, especialmente durante los procesos de ciclado.

Así pues, los valores de saturación para la tensión de transformación y la deformación residual deben ser tenidos en cuenta a la hora de emplear una aleación con memoria de forma con comportamiento pseudoelástico en aplicaciones donde deban soportarse tensiones cíclicas.

La aleación Ni-Ti presenta una resistencia a la rotura superior al resto de aleaciones dentales. El tipo de fractura que padece esta aleación es del tipo *dúctil*, absorbiendo gran cantidad de energía antes de la rotura y dando lugar a un perfil de copa-cono observable en fractografía ⁷³.

En cuanto a las temperaturas de transformación con respecto a los ciclos de carga, M_s aumenta con el número de ciclos. Esto puede

explicarse por la aparición de defectos o dislocaciones que inducen la nucleación de nuevas placas de martensita a M_s , dando lugar a un incremento en la temperatura de transformación.

Por otro lado, y a medida que el número de ciclos se incrementa, el número de placas de martensita estabilizada también aumenta, con lo que también se produce un aumento en la temperatura de transformación A_s ⁷⁴.

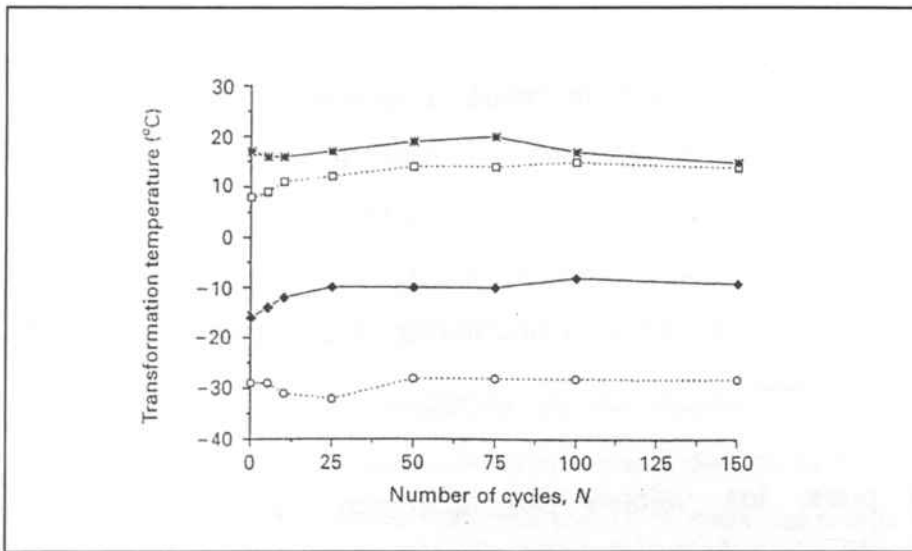


Fig.38. Temperaturas de transformación a distinto número de ciclos⁷².

□ M_s ; ○ M_f ; ◆ A_s ; * A_r

Es decir, que con el ciclado se favorece la transformación martensítica (el paso de austenita a martensita), incrementándose M_s ; pero se obstruye la retransformación (paso de martensita a austenita), incrementándose A_s .

7.b-Ciclado térmico

En el medio oral se producen variaciones de temperatura con la ingesta de alimentos fríos o calientes. Estas variaciones atraviesan el rango de temperaturas de transformación de las aleaciones de Ni-Ti especialmente diseñadas para aplicaciones médicas, además del hecho de considerar que la superelasticidad presenta una histéresis.

No aparecen apenas en la literatura referencias al conocimiento acerca de las variaciones de temperatura en la cavidad oral durante la ingesta de alimentos sólidos o líquidos. En un estudio reciente, se diseña un dispositivo para determinar estas variaciones de temperatura en pacientes de Ortodoncia portadores de alambres de Ni-Ti con memoria de forma ⁷⁵. Los resultados de este estudio mostraban que los cambios de temperatura inducidos por la ingesta de líquidos en la cavidad oral diferían de un lugar a otro, concluyendo que el maxilar inferior estaba expuesto a cambios de temperatura mayores que el maxilar superior, exceptuando la zona interincisiva superior. Los pacientes portadores de alambres de Ni-Ti superelásticos referían estos cambios de temperatura bruscos como "disparos de fuerza" o "fuerzas de relajación" momentáneas con la bebida caliente o fría respectivamente. La fuerza volvía progresivamente a su valor original a la temperatura corporal. El estudio se realizó con la ingesta de líquidos, señalándose que, probablemente, los sólidos puedan inducir variaciones de temperatura mayores ⁷⁶.

Las investigaciones sobre los cambios en las tensiones de los retenedores fabricados en Ni-Ti inducidos por variaciones de la temperatura en la cavidad oral están en curso.

7.c- Envejecimiento

El envejecimiento es un tipo de degradación que pueden padecer los materiales metálicos ⁷⁷.

En el caso de las aleaciones Ni-Ti con efecto de memoria de forma y superelasticidad, el *envejecimiento* o *precipitación* consiste en la formación de compuestos en la matriz de la fase austenita y/o martensita que provocan variaciones en las composiciones químicas de la matriz, dando lugar a una pérdida de las propiedades de superelasticidad y del efecto de memoria de forma ⁶⁸.

Si la muestra se encuentra en fase austenítica y permanece a temperatura durante períodos prolongados de tiempo, se produce la descomposición de la austenita a fases de equilibrio formando precipitados salpicando la matriz. La aparición de estos precipitados provoca en el material cambios de composición química y tensiones internas que dan lugar a una disminución en las tensiones de transformación ⁷.

Se ha observado de forma experimental que los procesos de envejecimiento dan lugar a una disminución en los valores de las tensiones críticas de transformación (σ_t) y de retransformación (σ_{rt}), debido a la aparición de estos precipitados ricos en Ni ($TiNi_3$ y/o $Ti_{42}Ni_{52}$) en la fase matriz o austenítica. De esta forma, se produce un descenso en el contenido de Ni en la fase susceptible de transformación. La composición química varía y ello implica un aumento en las temperaturas de transformación y, en consecuencia, una disminución en las tensiones necesarias para inducir la transformación. La presencia de precipitados también comporta un incremento en la fragilidad de la aleación.

Al aumentar la temperatura de transformación M_s , se estabiliza la fase de martensita en la matriz austenítica, lo que puede dar lugar a la pérdida de la superelasticidad de la aleación. En el diagrama de tensión-deformación se observa una deformación permanente en el estado libre de tensión que debería desaparecer al calentar por encima de la temperatura A_f . Sin embargo, aún aplicando temperatura, la recuperación no es total, ya que los precipitados bloquean la retransformación de algunas de las placas martensíticas.

Si se quiere recuperar las propiedades de superelasticidad de la aleación debe aplicarse un tratamiento térmico a 950°C para disolver los precipitados totalmente en la fase austenítica, seguido de un temple en agua para estabilizar esta fase a temperatura ambiente ^{7, 10}.

Se han realizado estudios para valorar los procesos de envejecimiento en las aleaciones Ni-Ti superelásticas ^{7, 68, 69, 78}.

Los tratamientos térmicos suelen realizarse a distintas temperaturas durante distintos tiempos. Mediante un microindentador Vickers se toman medidas de dureza, ya que la aparición de precipitados produce endurecimientos rápidos y fragilidad en el material

En un estudio sobre el efecto de los tratamientos térmicos de esterilización sobre las propiedades superelásticas de una aleación de Ni-Ti para fijadores protésicos, se realizaron tratamientos térmicos a 150°C y 500°C durante distintos tiempos : 30 min, 1, 2 y 4 horas ⁶⁸.

Los resultados obtenidos indicaban que las temperaturas de esterilización (usualmente 120°C , en el estudio 150°C) influían poco en los valores de dureza de la aleación ; mientras que la influencia de la

temperatura y de los tiempos de tratamiento térmico era notoria a temperaturas superiores (en este caso, a 500°C), donde a los 30 minutos ya aparecen precipitados.

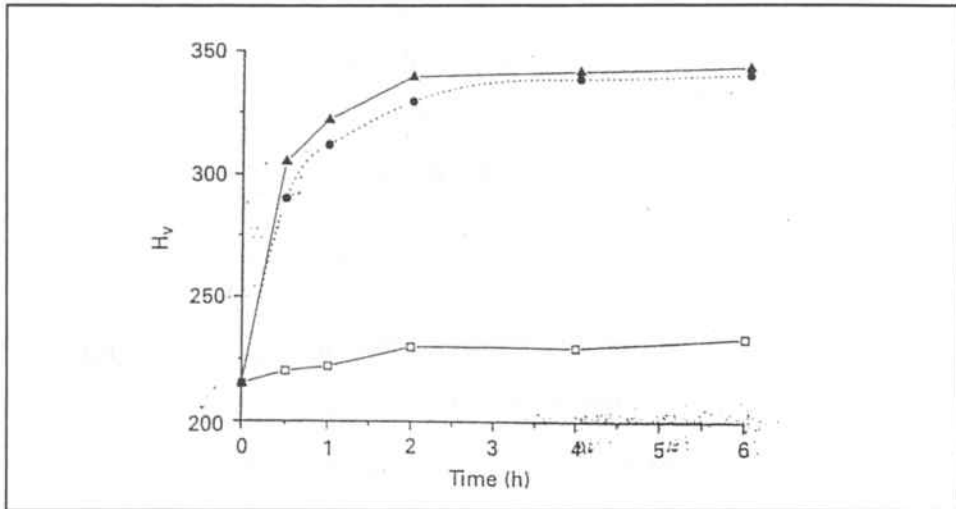


Fig.39. Evolución de la dureza Vickers en relación a las temperaturas y tiempos de distintos tratamientos térmicos ⁶⁹. □ 150°C ; ○ 500°C ; Δ 600°C

El proceso de envejecimiento que provoca precipitados en la estructura de la aleación Ni-Ti es un proceso controlado por la difusión atómica. La temperatura promueve el movimiento de los átomos para formar estructuras de menor energía. En el diagrama de equilibrio de la aleación, se obtienen estas estructuras (un eutectoide de dos fases sólidas, sin propiedades de memoria de forma ni superelasticidad) cuando se enfría la aleación a velocidades muy lentas. Es por ello que en la aleación Ni-Ti de aplicación en Prótesis debe enfriarse rápidamente desde la fase austenítica con el fin de evitar la transformación eutectoide del equilibrio y que corresponde a la energía mínima.

La temperatura de 120°C no sería pues suficiente - ni siquiera en tiempos de tratamiento térmico prolongados- para vencer las energías de activación de movimientos de átomos para dar lugar a los precipitados ⁶⁸.

7.d- Corrosión y Citotoxicidad. Biocompatibilidad de las aleaciones Ni-Ti. Poder sensibilizante del Níquel.

En el contexto bucodental, la puesta en contacto de un material con los tejidos orgánicos supone el inicio de una interacción en dos sentidos :

MATERIAL ↔ TEJIDO

El efecto de los tejidos sobre los materiales es clínicamente bien conocido y se valora a través de tests de solubilidad, desintegración, corrosión, etc. Los efectos fisiológicos y patológicos del material sobre el tejido pueden parecer obvios, pero hay que tener en cuenta una serie de consideraciones. La sustitución de un tejido orgánico tiene siempre una consecuencia biológica que puede ser *local, remota o sistémica*. Además, estos efectos pueden ser a *corto plazo, largo plazo o repetitivos* ⁷⁹.

La definición de *biomaterial* es la de aquel material sintético utilizado para reemplazar parte de un sistema vivo o para funcionar en contacto íntimo con los tejidos vivos adyacentes, con unas mínimas reacciones adversas o de rechazo ⁸⁰.

La American Dental Association (A.D.A.) publicó una serie de prácticas estandarizadas para realizar los tests de toxicidad en pruebas

por un período de 3 años, clasificando los materiales dentales desde el punto de vista de su aplicación clínica en 5 tipos, siendo los de Tipo II aquellos materiales que contactan con las membranas mucosas y otros tejidos blandos de la cavidad oral. Existe un desacuerdo por parte de los investigadores acerca de la especificidad y objetividad de estos tests ⁷⁹.

La Fédération Dentaire Internationale (FDI) y la Organisation Internationale de Standardisation (ISO, Informe Técnico 7405, 1984) propusieron un conjunto de pruebas para la valoración de las aleaciones dentales (aleaciones con alto o bajo contenido de metales nobles, aleaciones a base de metales no nobles y soldaduras). Estas pruebas se componen de ocho tipos de ensayo ^{81, 82}:

1. Prueba de toxicidad general a corto término, por vía oral.
2. Prueba de hemólisis.
3. Prueba de Ames (valoración de la mutagenicidad).
4. Prueba de citotoxicidad in vitro (método por liberación de cromo).
5. Prueba de citotoxicidad (método del filtro molecular).
6. Prueba de citotoxicidad (bajo superposición de gelosa).
7. Prueba de sensibilización.
8. Prueba de irritación de la mucosa bucal.

En 1985 tuvo lugar en la Universidad de Michigan, en Ann Arbor, Estados Unidos, un simposio acerca de la biocompatibilidad, toxicidad e hipersensibilidad a las aleaciones empleadas en Odontología ⁸³. Era la primera vez que toxicólogos, biólogos, especialistas en materiales dentales y metalurgistas se encontraban e intentaban definir las

condiciones a las que están sometidas las aleaciones dentales y las consecuencias que estas condiciones tienen en la degradación de las aleaciones y en las reacciones del organismo. Se llegaba a la conclusión de que los conocimientos acerca de la degradación de las aleaciones dentales y, especialmente, de sus efectos sobre el organismo, eran fragmentarios o bien no existían.

La norma internacional ISO 10993 sobre la evaluación biológica de los dispositivos médicos sólo aparece en 1991 ⁸³.

Actualmente, la *biocompatibilidad* se define como la capacidad que tiene un material de funcionar en una aplicación específica con una respuesta adecuada del huésped. Esta definición determina si las características intrínsecas del material, tales como las propiedades mecánicas del mismo, se mantienen y permiten un funcionamiento constante del material, y si este funcionamiento se logra con el tipo más adecuado de reacción de los tejidos ⁸³.

Existen dos factores fundamentales que determinan la interacción de un material metálico con los tejidos del organismo:

1. velocidad y mecanismos de corrosión.
2. actividad biológica de los productos de corrosión.

La situación ideal sería aquella que hiciera que una aleación dental tuviera una baja velocidad de liberación de iones metálicos y que éstos fueran muy poco tóxicos. Ello sugiere que las aleaciones deberían basarse o bien en un metal fuertemente pasivizado ⁹ o en un metal noble

En 1988 se inicia un proyecto para definir un plan de investigación que incida, por una parte, en la determinación sistemática de la resistencia a la corrosión, y por otra en el comportamiento biológico de aleaciones dentales preciosas, estudio llevado a cabo por varias universidades y coordinado por el Prof. J-M Meyer de la Universidad de Ginebra⁸³. La base y origen de este estudio está en la relación entre la corrosión, como fuente de iones potencialmente peligrosos, y la biocompatibilidad como consecuencia de la diseminación de estos iones en el organismo. Dicho estudio resulta de interés ya que aborda aspectos de la biocompatibilidad que no habían sido tratados de forma exhaustiva y los ordena sistemáticamente :

- 1- Corrosión y liberación de iones.
- 2- Citotoxicidad : efectos sobre los cultivos celulares.
- 3- Estudio sobre cultivos de tejidos.
- 4- Estudio de sensibilización (alergia)
- 5- Evaluación de los riesgos de genotoxicidad : mutagénesis y carcinogénesis.

Debido al alto contenido de Ni en las aleaciones Ni-Ti se ha relacionado a esta aleación con reacciones de sensibilidad⁸⁴. Sin embargo, los tests *in vitro* de toxicidad e histológicos muestran que existe una buena resistencia a la corrosión y buena compatibilidad de la aleación²⁶.

Los estudios de biocompatibilidad más recientes muestran resultados que concuerdan con la buena respuesta biológica observada *in vivo* para la aleación Ni-Ti. Parece ser que la tendencia que presentan las superficies de Nitinol a ser recubiertas por óxidos de Titanio con una

pequeña concentración de Níquel tan sólo estaría en el origen de estos resultados tan positivos ⁸⁵.

Parece ser que el Ni-Ti no es completamente inactivo biológicamente y esta actividad mínima parece asociarse a la disolución de átomos de Ni en los tejidos.

Existe una gran controversia con respecto a las propiedades alergénicas y carcinogénicas de las aleaciones que contienen Ni. En la literatura se encuentran estudios que no atribuyen apenas respuestas alérgicas al Ni, mientras que otros autores sostienen una alta frecuencia de reacciones alérgicas al Ni ¹⁹. Los resultados clínicos del uso de aleaciones conteniendo Ni son muy diversos, muchas veces fundamentados en criterios subjetivos. Debe reconocerse también que, además del poder sensibilizador del componente, hay que considerar también otras variables como la preparación del material, el paciente, el operador y la manipulación del material por parte de los técnicos ⁸⁶.

Los principales trabajos de investigación sobre la biocompatibilidad de la aleación Ni-Ti han sido llevados a cabo por (1) Cutright et al., (2) Castleman et al., (3) Ohnishi et al., (4) Prince et al., (5) Putters et al., (6) Randin et al. Y (7) Speck et al. Los cuatro primeros grupos de investigación han evaluado los efectos de la implantación *in vivo* del material, mientras que Putters et al. realizaron tests *in vitro* con cultivos celulares. Los dos últimos grupos analizaron la corrosión de la aleación de Ni-Ti ⁸⁷.

En el trabajo de Cutright et al. se utilizan implantes en forma de alambres subcutáneos y concluye que el Nitinol no se diferencia del acero inoxidable en períodos de tiempo similares, y que, basándose en

los resultados de su experimento, parece ser que el 55-Nitinol es comparable al acero inoxidable, pudiendo ser empleado en tejidos profundos ⁸⁷.

En el estudio de Castleman et al. se elaboran placas y tornillos para fijar hueso y muestra que el implante de Ni-Ti era tan bueno o mejor que el de Cr-Co, considerándolo un material prometedor para uso interno, con propiedades funcionalmente superiores. Onishi et al. también emplean placas y comparan los resultados con los del acero inoxidable, siendo estos resultados superiores para el Ni-Ti ⁸⁷.

Prince et al. implantaron *in vivo* tres diseños de filtro para la vena cava inferior, siendo los resultados comparables a los del acero inoxidable y concluyendo que el filtro fabricado con Ni-Ti era biocompatible y suficientemente no trombogénico para evitar la oclusión de la vena cava ⁸⁷.

En un estudio sobre biocompatibilidad publicado en 1992, Putters et al. comparan los efectos de la aleación de Ni-Ti y sus elementos constitutivos (Níquel y Titanio). Se realizaron experimentos *in vitro* y se compararon los efectos de las muestras en la mitosis de cultivos celulares de fibroblastos humanos. Los resultados mostraron que el Níquel tenía efectos perjudiciales sobre la mitosis de los fibroblastos, mientras que el Titanio y el Ni-Ti no mostraban efecto alguno. Putters et al. concluyen que " el Nitinol puede considerarse biocompatible y comparable al Titanio, lo cual podría justificar su aplicación como implante quirúrgico ... " ⁸⁷. Se afirma que esta cierta toxicidad, observada generalmente en los estudios *in vitro*, podría tener su origen en las mayores concentraciones de Níquel que raramente se alcanzan *in vivo* ⁸⁵.

La evaluación de la corrosión de una aleación es determinante para evaluar los riesgos de degradación del material en boca. Los dos fenómenos de corrosión más probables en boca son la corrosión en presencia de grietas y la corrosión galvánica, fenómenos que se valoran a través de pruebas electroquímicas específicas^{79, 88, 89}.

De manera general, puede establecerse una correlación entre la resistencia a la corrosión y la biocompatibilidad, aunque en muchos casos esta correspondencia no es tan evidente, ya que las pruebas de corrosión tan sólo ofrecen datos sobre la cantidad de iones liberados por la muestra y no ofrecen ninguna información acerca de la toxicidad de estos iones.

Una correcta interpretación de los resultados de la biocompatibilidad debe informar acerca de dos aspectos :

- 1- cuantificación de los elementos disueltos,
- 2- identificación de los elementos capaces de provocar una reacción.

Por tanto, y como ya se indicó anteriormente, la aleación ideal sería aquella que liberara tan sólo una cantidad muy débil de sus componentes y que éstos no provocaran ninguna sensibilización, citotoxicidad o genotoxicidad⁸³.

Randin et al. emplearon un método electroquímico para valorar la corrosión de distintas aleaciones que contenían Níquel, incluyendo la aleación de Ni-Ti en sudor artificial. Los autores aceptan que el Níquel y sus sales pueden causar dermatitis de contacto en la piel, pero llegaron a

la conclusión de que la aleación de Ni-Ti era muy resistente a la corrosión y, por tanto, el riesgo de dermatitis de contacto es muy bajo ⁸⁷.

Speck y Fraker publicaron en 1980 resultados sobre la corrosión *in vitro* de un grupo de aleaciones empleadas en Ortopedia y Ortodoncia, concluyendo que el Titanio y sus aleaciones, incluyendo la aleación Ni-Ti eran más resistentes a la corrosión que el resto de aleaciones empleadas en clínica y testadas en el estudio ⁸⁷.

En otros trabajos, la liberación de iones de las aleaciones Ni-Ti en un medio de saliva artificial a 37°C ha sido estudiada y cuantificada con un equipo de espectrometría por plasma. Estos estudios coinciden en señalar que los niveles de Níquel liberado superan los de Titanio ^{78, 69}.

En uno de los estudios se cuantifican los resultados obtenidos a partir de cuatro alambres de ortodoncia durante un período de diez meses. Los valores de liberación de Titanio correspondían a 3,3 µg/ día, cuando la ingesta representa casi 100 veces más que la cantidad liberada por el alambre. Los niveles de Níquel liberado que se obtienen son de 15-16 µg /día, del orden de 10 veces menos que la ingesta diaria a través de la alimentación ⁷⁸.

En un segundo estudio, realizado durante un período de 12 meses, la cantidad total de Titanio liberado correspondía a 5,65 µg/l y la de Níquel fue de 33,8 µg/l. Estos valores fueron considerados como moderados, al compararlos con las cantidades representadas por la ingesta alimenticia diaria : de 300-2000 µg/día en el caso del Titanio, y de 200-300 µg/día para el Níquel. En el agua de bebida, las concentraciones de Titanio suelen estar entre 0.5-15 µg/l y las de Níquel suelen estar por debajo de los 20 µg/l ⁶⁹.

No existieron diferencias significativas en los niveles de Níquel liberado entre los alambres de ortodoncia fabricados en Ni-Ti y los de acero inoxidable.

Poder sensibilizante del Níquel

La alergia se basa en el reconocimiento específico del alérgeno por parte del sistema inmunitario, concretamente del linfocito T. Dicho reconocimiento implica el contacto previo del alérgeno con una célula denominada célula presentadora del antígeno, que es capaz de captarlo y prepararlo para activar así el receptor del linfocito T.

Los tipos de alergia se diferencian en :

- Hipersensibilidad inmediata o anafilaxia (Tipo I de Gell y Coombs). El enlace del antígeno con los anticuerpos da lugar a la liberación de histamina.
- Hipersensibilidad rápida o reacción de Arthus (Tipo II) Formación en el lugar o cerca de los vasos de un complejo inmune que fija el complemento.
- Hipersensibilidad retardada clásica tipo tuberculínico (Tipo III). Reacción local inflamatoria entre 18-24 horas después de la inyección del antígeno.
- Hipersensibilidad retardada cutánea con basófilos (Tipo IV). Reacción inflamatoria con infiltración masiva de basófilos entre 18-24 horas después de la inyección del antígeno.

La hipersensibilidad retardada, a diferencia de las dos primeras, no hace intervenir anticuerpos y requiere de algunos días para desarrollarse

después de la segunda inyección del antígeno, de ahí su denominación, y su regulación es compleja, siendo posible provocar una tolerancia específica ante el antígeno inductor de la hipersensibilidad, de manera similar a lo demostrado para la producción de anticuerpos.

El análisis del poder sensibilizante de las aleaciones empleadas en Odontología es un tema complejo y controvertido. Deben tenerse en cuenta, por un lado, los metales constitutivos o sus sales y, por otro lado, su contacto prolongado por vía oral. La seguridad y la relación beneficio/riesgo de las aleaciones son temas de discusión en Odontología, ya sea en el caso de las aleaciones tradicionales como en las de más reciente introducción.

En un estudio realizado por Charton-Picard y Eloy⁸³ sobre cobayas acerca del poder sensibilizante de los metales empleados en diferentes aleaciones dentales, se concluye que el Níquel extraído de plaquitas metálicas ejerce un poder sensibilizante mayor (tipo III o moderado) que el Níquel en forma de cloruro metálico (tipo I o poco sensibilizante), existiendo pues una diferencia en la reactividad del mismo metal según su forma química. En el mismo estudio se afirma también que el porcentaje de animales sensibilizados suele ser superior al observado en el hombre, es decir, que el modelo empleado para detectar un riesgo representa una amplificación de la situación clínica. Por otro lado, el estado inmunológico del paciente y la vía de administración del antígeno pueden condicionar reacciones inmunológicas diferentes.

De este modo, en los trabajos de Vreeburg et al.⁸³ se muestra cómo un tratamiento ortodóntico previo disminuye el riesgo de una hipersensibilidad al Níquel cuando se emplean aleaciones Ni-Cr en aplicaciones dentales. Ello puede explicarse por el hecho de que la

función de la célula de Langerhans en la epidermis resulta fundamental en la presentación del antígeno a las células T efectivas. Si el contacto con esta célula no existe (administración por vía oral), el sistema T supresor específicamente activado podrá provocar un efecto supresor de esta capacidad para desarrollar una reacción alérgica. Estos autores sugieren pues que la hipersensibilidad retardada en componentes de aleaciones dentales sólo se observa en pacientes ya sensibilizados por otra vía (cutánea). En otras palabras, en los individuos no sensibilizados, los contactos orales antigénicos con el Níquel inducirán tolerancia más que sensibilización ⁸⁶.

El Níquel constituye una de las causas comunes de dermatitis alérgica de contacto, especialmente en mujeres, debido al uso de bisutería, y en trabajadores de industrias, representando todos estos casos un 5% de todos los eczemas en humanos ⁹⁰.

Parece ser que la capacidad de un metal para inducir dermatitis depende de su forma de corrosión, de manera que los productos resultantes de dicha corrosión producirían una reacción inflamatoria en los tejidos blandos iniciando una dermatitis ⁹⁰.

Muchos autores coinciden en señalar la existencia de una gran variedad de factores que pueden influenciar el desarrollo de una hipersensibilidad al Níquel, como la irritación mecánica, la maceración de la piel, la temperatura, el clima, la susceptibilidad individual y la intensidad y duración de la exposición ⁹⁰. Otros autores señalan que las reacciones de los tejidos blandos son debidas, en muchas ocasiones, a otros factores tales como la acumulación de placa más que a los componentes metálicos en sí ⁸⁶.

El diagnóstico de alergia al Níquel suele basarse en el historial del paciente, hallazgos clínicos y en los resultados a los test cutáneos. Algunos autores sugieren que los tests cutáneos no son adecuados para valorar los efectos del Níquel empleado en aplicaciones dentales, ya que la piel es más sensible a las respuestas alérgicas que la mucosa, destacando la necesidad de desarrollar tests intraorales ⁸⁶. Estudios previos indican que un 9% de las mujeres y un 0.9% de los hombres muestran resultados positivos a los tests cutáneos de alergia al Níquel, diferencia que podría explicarse por el hecho de que las mujeres entran en contacto con el Níquel a través de bisutería que contiene este metal, sensibilizándose por tanto a edades más tempranas ⁸⁴.

Sí se han descrito algunos casos de reacciones alérgicas en portadores de alambres de ortodoncia. En uno de ellos se empleaba concretamente una aleación de Ni-Ti ⁸⁴.

A pesar, pues, de encontrar en la literatura numerosos casos descritos de alergias a metales como resultado de restauraciones metálicas intraorales, existe una falta de resultados estadísticos en cuanto a los cuadros alérgicos ^{78,91}. En un estudio sobre los efectos adversos de las aleaciones empleadas en Odontología, se señala una incidencia en Prostdoncia de 1 :400, teniendo relación un 27% de los casos con las aleaciones empleadas en prótesis parcial removible (Cobalto, Cromo y Níquel) y con las aleaciones nobles para prótesis fija ⁹².

Parece ser que algunos elementos, entre ellos el Níquel, y también el Cobalto y el Molibdeno entre otros, actúan mayormente como alergenos cuando forman parte de instrumentos de uso personal que cuando se encuentran en las restauraciones ⁹³.

A modo de conclusión, la situación actual acerca del poder sensibilizante del Níquel, podría resumirse en los siguientes puntos :

- 1- Los resultados obtenidos por los investigadores son contradictorios : algunos de ellos describen muy pocos casos de respuestas alérgicas al Níquel ^{94,95}, mientras que otros refieren una alta frecuencia de reacciones alérgicas en la población general en pacientes sensibilizados al Níquel ^{96,97,98}.
- 2- No sólo el Níquel, sino también otros metales pueden actuar como alérgenos e incluso ser considerados como elementos químicos potencialmente carcinogénicos, como, por ejemplo, el Berilio. A pesar de ello, la biocompatibilidad de las aleaciones dentales conteniendo estos elementos ha sido demostrada a través de tests de laboratorio o de observaciones clínicas, siendo aún un tema controvertido ⁹⁴.
- 3- A pesar de que, en la mayoría de los casos, las aleaciones no preciosas puedan ser toleradas, sería prudente evaluar siempre un historial de alergias previas a metales, aunque no se refieran datos estadísticos concluyentes acerca de la incidencia real de la hipersensibilidad al Níquel en la población general. En el caso del Níquel es importante interrogar acerca de alergias previas a bisutería. El uso de un test estandarizado para detectar hipersensibilidad al Níquel debería emplearse en cada paciente que vaya a ser tratado con una prótesis que contenga Níquel.

Actualmente se emplean los tests a modo de parches aplicados sobre la piel⁹⁰.

- 4- Parece ser que la incidencia de hipersensibilidad al Níquel es superior en las mujeres⁹⁰.
- 5- No existe relación entre la edad y la hipersensibilidad al Níquel⁹⁰.

La Directiva 94/27/CE del Parlamento Europeo y del Consejo del 30 de Junio de 1994⁹⁹ limita el uso del níquel y considera que " la presencia del níquel en ciertos objetos que entran en contacto directo y prolongado con la piel arriesga provocar una sensibilización del hombre al níquel y producir reacciones alérgicas ".

En el anexo de la Directiva se indica que " el níquel *no* debe ser utilizado en los ensamblajes de vástagos introducidos, a título temporal o no, en las orejas perforadas y en otras partes del cuerpo humano que estén perforadas, durante la duración de la epitelización de la herida provocada por la perforación, a menos que estos ensamblajes sean homogéneos y que la concentración de níquel sea inferior al 0.05% ". Tampoco debe emplearse el níquel en los tipos de productos destinados a entrar en contacto directo y prolongado con la piel, tales como pendientes, bisutería, botones de remaches, etc, " si las tasas de liberación de níquel que se desprende de las partes de estos productos que entran en contacto directo y prolongado con la piel es superior a 0,5 $\mu\text{g} / \text{cm}^2 / \text{semana}$ ".

2.3. COMPORTAMIENTO A FATIGA DE LOS RETENEDORES EN PRÓTESIS PARCIAL REMOVIBLE. Estado de la cuestión. Influencia del diseño. Influencia de la aleación.

En 1963, Kratochvil ¹⁰⁰ describió las diferencias en el diseño de los componentes de los retenedores de Prótesis Parcial Removible y las fuerzas concomitantes que aplicaban sobre los tejidos de soporte. Dicho trabajo sugería que el diseño de los retenedores jugaba un papel importante en la fuerza transmitida a los dientes pilares.

A principios de la década de los sesenta, los investigadores siguieron estudiando las propiedades de los retenedores y sus materiales. El debate se centró en las ventajas de las aleaciones de Cr-Co con respecto a las aleaciones de oro empleadas hasta el momento en la fabricación de estructuras de Prótesis Parcial Removible. La aleación de Cr-Co demostró ser tan rígida que en los tests de doblado tan sólo se curvaba aproximadamente la mitad que la aleación de oro, aplicando idéntica carga sobre ambas ¹⁰¹.

Sin embargo, entre las características ideales de un retenedor protésico se encuentran una *alta recuperación* o *springback* y una *baja rigidez*. La recuperación es la máxima deformación elástica que una aleación es capaz de recuperar. Clínicamente, una alta recuperación implicará pocos cambios en los ajustes de los retenedores. La rigidez es la proporción de carga deflectada o magnitud de fuerza liberada sobre el diente pilar. Una baja rigidez permitirá aplicar fuerzas menores y más constantes ⁵.

Bates ¹⁰² señaló que debía existir un equilibrio razonable entre la retención y la fuerza ejercida sobre los tejidos de soporte para obtener

una determinada cantidad de retención. Enumeró así varias características que afectaban a la flexibilidad de los retenedores:

1. Propiedades mecánicas de la aleación del retenedor.
2. Forma y configuración del retenedor.
3. Distancia que el retenedor debe recorrer para ser desalojado de la zona retentiva.

Sin embargo, las propiedades mecánicas del material del retenedor vienen determinadas normalmente por la aleación que va a ser empleada en su fabricación ¹⁰³. Para retenedores de Cr-Co suele emplearse una retención de 0,25 mm.

La forma del retenedor viene determinada por la longitud, la curvatura, la sección transversal y por la punta del mismo. Los dos primeros factores vienen determinados por el contorno del diente pilar, mientras que el resto de elementos están bajo control del odontólogo o del técnico. La forma del retenedor se asocia pues con la distribución del estrés, factor que afecta a la fatiga y a la deformación permanente ¹⁰³.

En la actualidad, los estudios acerca del tema podrían subdividirse en tres grupos:

1. Estudios que inciden sobre el empleo de nuevas aleaciones a base de Titanio para su utilización en Prótesis Parcial Removible, comparándolas o no con otras aleaciones conocidas, fundamentalmente las de Cr-Co.

La elección de un tipo u otro de aleación en prótesis parcial removible puede motivar la pérdida de retención y el fracaso de los retenedores ¹⁰⁴.

Bridgeman et al ²¹ consideran que el riesgo de fractura de los retenedores de Cr-Co es mayor que el de los retenedores fabricados en Titanio puro o sus aleaciones, encontrándolos especialmente indicados en aquellas situaciones clínicas en las que los pilares presentan retenciones muy marcadas. Estos autores señalan los defectos en el colado como causa de la degradación del material y pérdida de retención que ocurre en un pequeño porcentaje de los retenedores de Titanio o sus aleaciones.

Otras propuestas se han basado en el empleo de aleaciones como la Ti-6Al-4V ²³ o una aleación de Cr-Co a la que se le añade un 5% de Titanio observándose una mejora en el comportamiento en los tests de fatiga al ser comparados los resultados con los de la aleación de Cr-Co convencional ¹⁵.

2. Estudios que proponen modificaciones en el diseño de los retenedores de Prótesis Parcial Removible o en las técnicas de fabricación de los mismos.

Brockhurst ¹⁰⁵ propone que los retenedores sean de sección constante a lo largo de la longitud de sus brazos y de un grosor en concordancia con el diente pilar y la zona retentiva, y así conseguir mejorar su funcionamiento.

Sato et al ¹⁰³ emplean el método de elementos finitos para investigar el diseño de retenedor circunferencial colado más idóneo para reducir la

fatiga y/o la deformación permanente: menor diámetro de sección y mayor radio de curvatura.

En el caso de los retenedores forjados también se ha observado que factores dimensionales (sección, longitud y radio de curvatura del retenedor) ¹⁰⁶, así como tratamientos térmicos ¹⁰⁷, pueden influenciar el grado de deformación permanente del retenedor. La mayor deformación permanente que se observa se da a mayor diámetro de sección y menor longitud y radio de curvatura.

En otros estudios, se atribuye la pérdida de retención de los retenedores fabricados en Cr-Co a la abrasión de la parte interna de la punta del retenedor que tiene lugar con el uso. Se propone entonces pulir cuidadosamente esta superficie para lograr que la fuerza retentiva se mantenga constante en el tiempo ^{108, 109}.

Keltjens et al ¹¹⁰, en un estudio sobre la adaptación de retenedores directos en prótesis parcial removible tras ocho años de uso, concluyen que las mayores fuerzas ejercidas por los retenedores con diseños rígidos no necesariamente conducen a una mayor cantidad de deformación permanente de los mismos. Para algunos autores, la proporción entre el radio de curvatura del brazo retenedor y su sección (grosor) tampoco guarda relación con el grado de deformación permanente ¹⁰¹.

En cuanto a la modificación de las técnicas de fabricación de los retenedores se ha propuesto, entre otras cosas, alargar el período de inducción de la fusión de la aleación de Cr-Co para incrementar su resistencia a la fatiga ¹¹¹. Vandenbrink et al intentan establecer, además, un protocolo que ayude al clínico a elegir entre los distintos materiales y

técnicas de fabricación y manipulación en prótesis parcial removible ante cada caso concreto ¹¹².

3. Estudios que sugieren ambas cosas: emplear nuevas aleaciones y adaptar los diseños a estos nuevos materiales.

En esta línea, Kotake y col ⁶ afirman que la relativamente menor rigidez de la aleación de Ni-Ti debe ser tenida en cuenta a la hora de determinar el grosor y la longitud de los retenedores y la cantidad de retención del pilar, para así conseguir que el retenedor de Ni-Ti exhiba una fuerza retentiva apropiada en función. Este estudio, sin embargo, no evalúa las fuerzas retentivas remanentes de los retenedores fabricados en distintas aleaciones tras los tests de fatiga.

Hipótesis de trabajo

3. HIPÓTESIS DE TRABAJO

Las propiedades mecánicas que presentan las aleaciones Ni-Ti para su aplicación en Prótesis Parcial Removible son ya conocidas y se sabe también que el ciclado mecánico y térmico del material - comportamiento al que va a verse sometido en boca - altera las propiedades de superelasticidad del mismo.

La aleación Ni-Ti-Cu constituye la nueva generación de materiales con memoria de forma biocompatible que actúa de una manera más estable en servicio, sin producir cambios tan significativos en las propiedades de los retenedores protésicos. Estos cambios son debidos a las variaciones de las tensiones y de las temperaturas en la cavidad oral.

En el presente trabajo se pretende determinar cómo la adición de Cobre en la aleación Ni-Ti estabiliza el comportamiento a fatiga tanto mecánica como térmica y evita, además, el problema del envejecimiento.

Con estas nuevas aleaciones de Ni-Ti-Cu, el clínico podrá conocer con exactitud las tensiones que los retenedores realizan sobre el diente para la correcta fijación. Estas tensiones se desean constantes a lo largo de la vida en servicio y se espera de la adición de Cobre el mantenimiento de las propiedades ante acciones cíclicas que ocurren en el interior de la boca a la temperatura de 37° C y en presencia de medio salivar.

Objetivos

4. OBJETIVOS

Los objetivos concretos para conseguir determinar cómo la adición de Cobre estabiliza el comportamiento a fatiga de la aleación Ni-Ti y evita el envejecimiento son :

1. Caracterizar la microestructura de las aleaciones de Ni-Ti y Ni-Ti-Cu mediante Microscopía Óptica y Microscopía Electrónica de Barrido (SEM).
2. Identificar, mediante Microanálisis de Energía Dispersiva de Rayos X, la estructura a temperatura ambiente de la aleación Ni-Ti y Ni-Ti-Cu y determinar las composiciones químicas de los diferentes materiales estudiados.
3. Determinar las temperaturas de transformación de las aleaciones Ni-Ti y Ni-Ti-Cu.
4. Determinar las tensiones de transformación y de retransformación de las aleaciones Ni-Ti y Ni-Ti-Cu.
5. Determinar las curvas tensión-deformación con el número de ciclos mecánicos para las aleaciones Ni-Ti y Ni-Ti-Cu.
6. Determinar la variación en las tensiones de transformación y de retransformación con el número de ciclos mecánicos para las aleaciones Ni-Ti y Ni-Ti-Cu.

Objetivos 126

7. Determinar la variación en la deformación residual con el número de ciclos mecánicos para las aleaciones de Ni-Ti y Ni-Ti-Cu.

8. Determinar la variación en las temperaturas de transformación (M_s , A_s) con el número de ciclos mecánicos para las aleaciones de Ni-Ti y Ni-Ti-Cu.

9. Determinar la variación en la entalpía de transformación con el número de ciclos mecánicos para las aleaciones de Ni-Ti y Ni-Ti-Cu.

10. Determinar la variación en las tensiones de transformación y de retransformación con el número de ciclos térmicos para las aleaciones de Ni-Ti y Ni-Ti-Cu.

11. Determinar la variación en las temperaturas de transformación (M_s) con el número de ciclos térmicos para las aleaciones de Ni-Ti y Ni-Ti-Cu.

12. Determinar las curvas de endurecimiento para los tratamientos térmicos en las aleaciones Ni-Ti y Ni-Ti-Cu.

13. Observar la formación de precipitados durante los tratamientos térmicos para estudiar el envejecimiento.

Material y Método

5. MATERIAL Y MÉTODO

5.1. MATERIAL EMPLEADO

Se han estudiado 7 aleaciones de Ni-Ti y 5 aleaciones de Ni-Ti-Cu, suministradas por OMRCO, de las cuales se determinará su composición química, temperaturas y tensiones de transformación.

Para realizar los estudios de ciclado mecánico y térmico, y a efecto de mostrar una más clara presentación de los resultados y su discusión, se han empleado tan sólo muestras de la aleación 1 de Ni-Ti y de la aleación 1 de Ni-Ti-Cu (Ver Tablas 13 y 14 en *Resultados y Discusión*).

La sección de las muestras fue rectangular con dimensiones de 0.04 x 0.06 cm (0.017 x 0.025 pulgadas).

5.2. TÉCNICAS DE CARACTERIZACIÓN METALGRÁFICA

5.2.1. Preparación de muestras

La preparación metalográfica debe ser muy cuidadosa, realizándose con suma delicadeza las operaciones de corte, desbaste, pulido y ataque de las muestras. En el desbaste y el pulido pueden ejercerse tensiones mecánicas que alteran la estructura metalográfica del alambre.

a-Encastación de las muestras

Las superficies a observar se cortaron con una máquina ACCUTOM-2 con disco de corte de diamante (Fig.40).

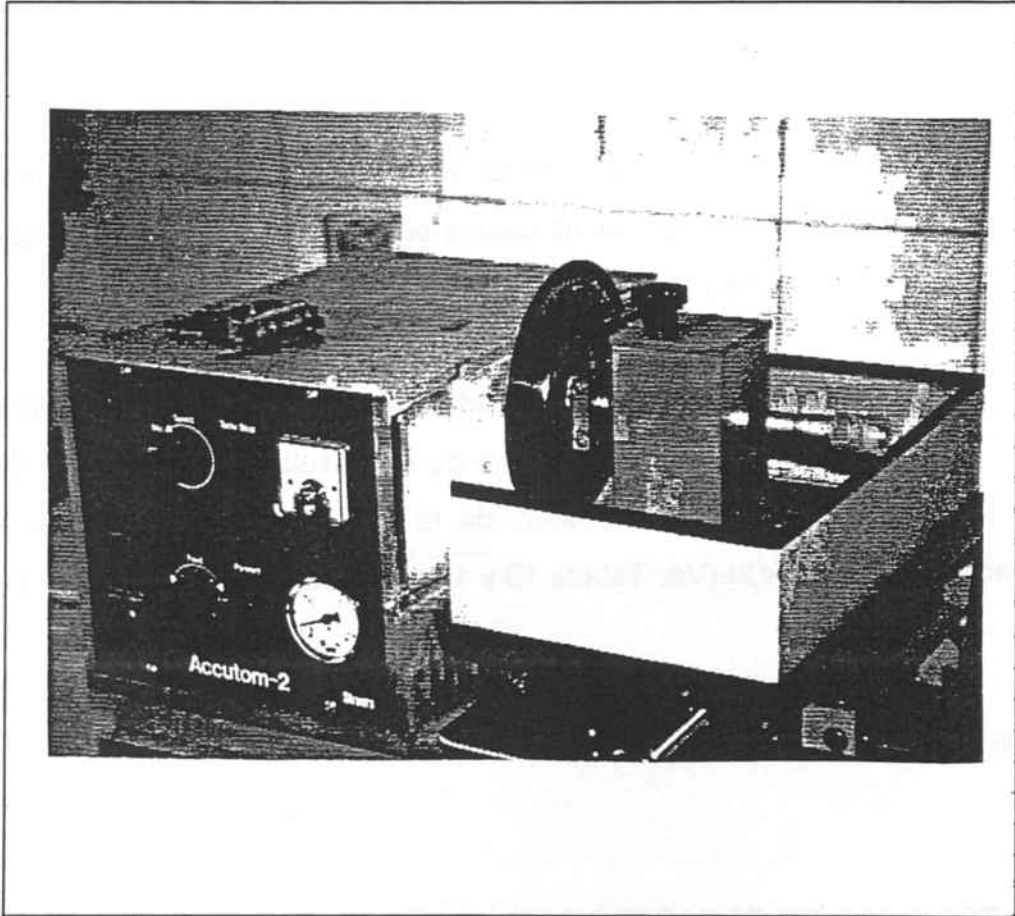


Fig.40. Máquina de corte anular Accutom-2.

Las muestras se encastaron utilizando una encastadora SPEED-PRESS de la marca Buehler, LTD. (Fig. 41). Dicho aparato permite la encastación de las muestras con baquelita, que fluidifica a temperaturas alrededor de los 120°C, resultando, una vez se enfría, un material oscuro, compacto y resistente. La encastación de las muestras con resina de polimerización transparente que polimeriza a temperatura ambiente

mediante un catalizador, imposibilita efectuar la observación de la microestructura debido a la mala calidad de las muestras así encastadas.

El calentamiento hasta los 120°C y el posterior enfriamiento a temperatura ambiente no produce cambios en la microestructura que se desea observar, al no producirse el incremento y descenso de la temperatura de un modo brusco.

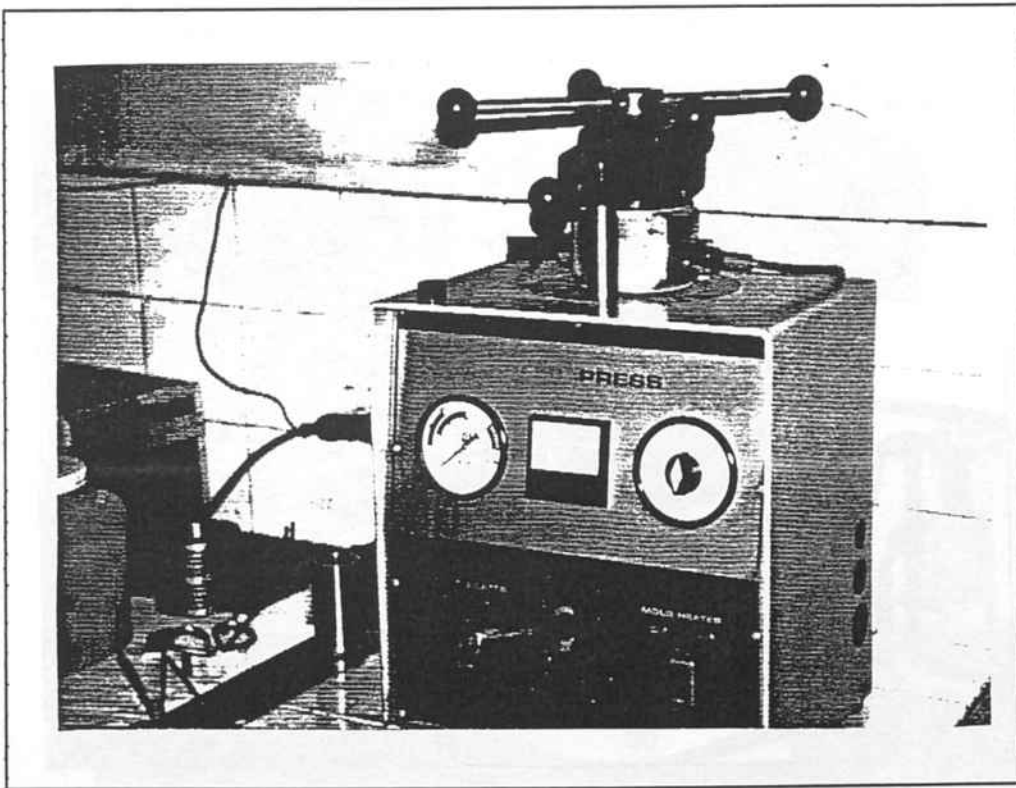


Fig.41. Encastadora.

b- Pulido y ataque de las muestras

Para la observación de la microestructura de las muestras en el microscopio óptico y SEM es necesario pulirlas hasta obtener una

superficie completamente lisa, sin rugosidades. Posteriormente se realiza un ataque químico de la probeta para revelar su estructura metalográfica.

Debido al buen acabado superficial y a su pequeño espesor, las muestras fueron desbastadas mediante papel de esmeril de SiC de una granulometría de 1200 y pulidas con paños mediante una solución acuosa de óxido de aluminio (Al_2O_3) de diferentes tamaños de partícula (1 y $0.05 \mu m$).

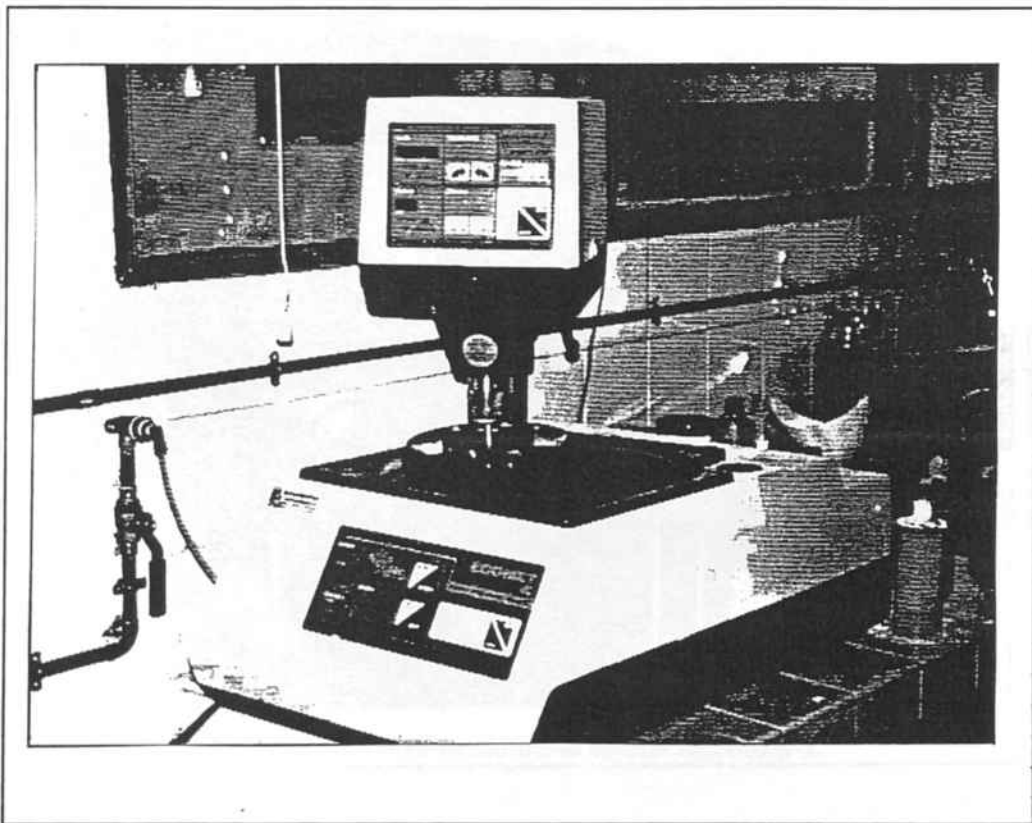


Fig.42. Pulidora.

5.2.2 . Microscopía Óptica

La microestructura de todas las muestras fue observada en un microscopio óptico REICHERT MEF 4 AM, de la marca Leica, equipado

con objetivos de 5, 10, 20 y 50 aumentos, pudiendo conseguir aumentos de imagen del orden de 50, 100, 200, 500 y 1000. Dicho microscopio incorpora una macro y una cámara para la adquisición de imágenes con el fin de realizar el análisis de imagen en un ordenador. El software empleado fue el OMNIMET 3.

Se realizaron observaciones mediante Microscopía Óptica para la observación de las microestructuras de Ni-Ti y Ni-Ti-Cu.



Fig. 43. Microscopio Óptico

5.2.3. Microscopía Electrónica de Barrido y Microanálisis de Energía Dispersiva de Rayos X.

Se observó la estructura metalográfica de todas las muestras en un Microscopio Electrónico de Barrido (SEM) JEOL-JSM 6400, trabajando con un voltaje acelerador de electrones de 15 KV y con un aumento de imagen entre 200 y 2300 veces. Se tomaron fotografías empleando una película AGFAPAN con una sensibilidad de 400 ASA.

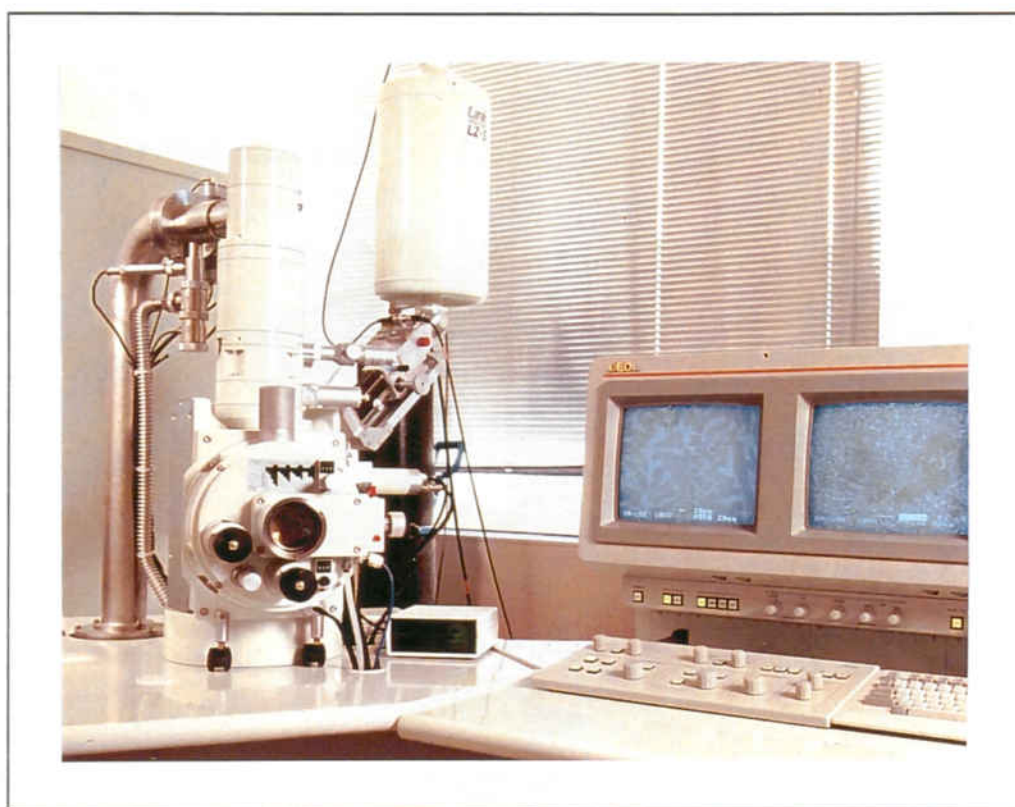


Fig.44. Microscopio Electrónico de Barrido

Al microscopio se le pueden acoplar distintos tipos de detectores. Uno de ellos es el Espectómetro de Energía Dispersiva de Rayos X (EDS). Mediante este dispositivo se determinó la composición química de todas las muestras.

Detectándose la energía de los Rayos X producidos al incidir un haz de electrones sobre la muestra, se obtiene un espectro de energía dispersiva.

Cuando el haz de electrones incide sobre los átomos de la muestra, el 99% de la energía del haz se pierde en calor. Otros electrones, debido a la interacción con los átomos de la muestra, son desacelerados, produciendo radiaciones electromagnéticas en el orden de los Rayos X (radiación de frenado o bremsstrahlung). Existe también la posibilidad de que algunos electrones incidentes arranquen electrones de capas internas (efecto Compton), dejando " espacios vacíos ". Al tener mayor energía, deberán emitir este exceso de energía en forma de radiación electromagnética cuya longitud de onda está en el rango de los Rayos X.

Estos Rayos X son característicos de cada elemento químico, proporcionando su detección una técnica analítica de gran importancia, dependiendo su intensidad de la cantidad de elemento en la muestra. Utilizando un espectómetro apropiado y un semiconductor de alta resolución, se pueden conocer los elementos que componen la muestra y su concentración.

El análisis químico por EDS está limitado para elementos de Masa Atómica (Z) mayor a 10, es decir, del Sodio en adelante. La concentración mínima que puede ser detectada es de 0.2%.

El análisis mediante Rayos X se ha empleado para identificar la estructura a temperatura ambiente de los alambres Ni-Ti y Ni-Ti-Cu sin tratar. La difracción de Rayos X se ha utilizado conjuntamente con un

programa de simulación de las principales reflexiones que tienen lugar en función de los parámetros reticulares y de λ .

5.3. CARACTERIZACIÓN CALORIMÉTRICA

Para la determinación de las temperaturas de transformación (A_s , A_f , M_s , M_f) tanto de las muestras tratadas como del material en estado de recepción y de las magnitudes termodinámicas, se realizaron análisis calorimétricos DSC (*Differential Scanning Calorimetry*). Éste es el método más empleado de caracterización de las aleaciones con memoria de forma, junto con las medidas de resistividad eléctrica.

Este método se basa en detectar el flujo de calor durante las transformaciones, ya que la transformación de austenita a martensita es exotérmica, y la retransformación endotérmica. El DSC da la respuesta del sistema (termograma) de acuerdo con una comparación diferencial. Dicho termograma se consigue gracias a la fuerza electromotriz de Seebeck asociada con la diferencia de temperaturas entre la muestra de estudio y una muestra patrón de referencia. La muestra de referencia es totalmente inerte en el rango de temperaturas de trabajo, en el que las dos muestras son calentadas y enfriadas de manera controlada.

El flujo de calor se representa en función de la temperatura, con lo que se obtiene un gráfico similar al de las Figuras 46 y 47. Los picos de flujo de calor representan el punto álgido de la transformación en un sentido u otro, por lo que el inicio y fin de los mismos significan el inicio y fin respectivamente de una fase u otra, en función de si estamos calentando o enfriando.

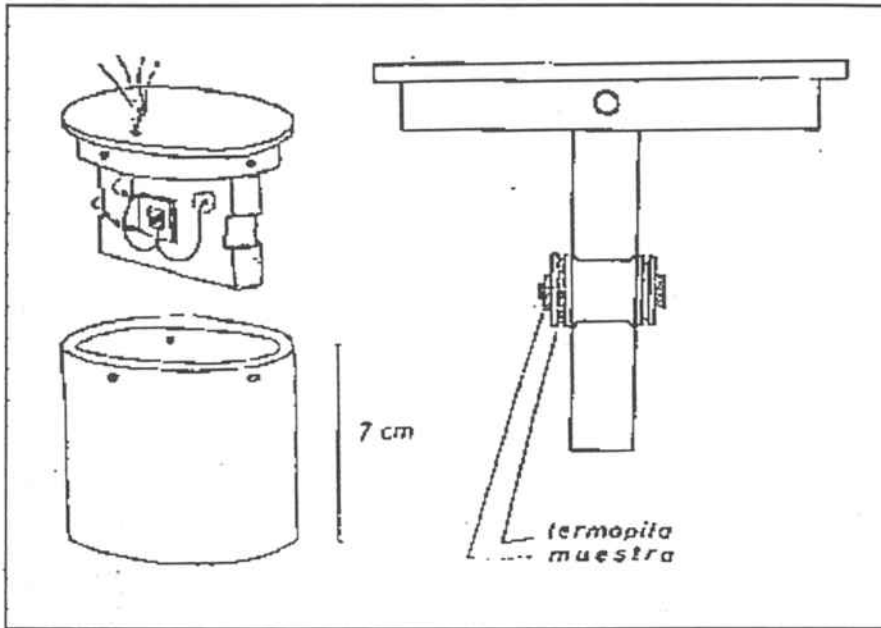


Fig.45. Esquema del calorímetro

De los termogramas calorimétricos se obtienen las temperaturas de transformación, la entalpía y la entropía involucradas, el ciclo de histéresis y, si el sistema es lo suficientemente sensible, una evaluación de la dinámica de la transformación.

Para los ensayos DSC se ha empleado un equipo UNIVERSAL V1.9D TA INSTRUMENTS, siendo la velocidad de enfriamiento/calentamiento empleada de $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ en un rango de -50°C a $+50^{\circ}\text{C}$.

Este aparato es capaz también de proporcionar el valor del calor intercambiado durante las transformaciones por unidad de masa, es decir, las entalpías de transformación, $\Delta H_{\beta \rightarrow M}$, y retransformación, $\Delta H_{M \rightarrow \beta}$ (coincidiendo éstas con las áreas de los picos).

Los termogramas y todos los datos fueron almacenados en soporte informático.

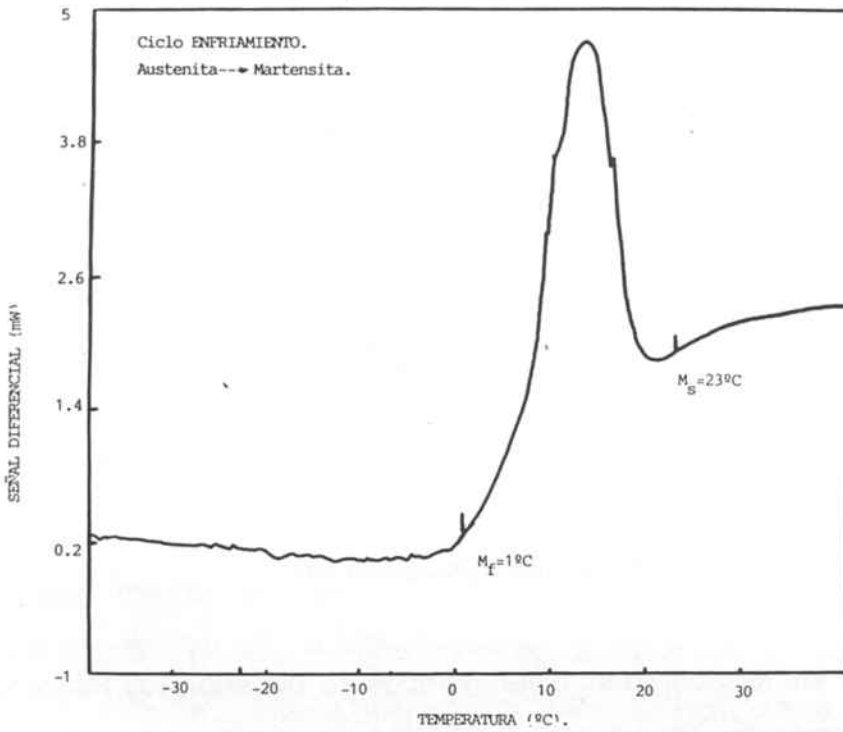


Fig.46. Resultado del termograma proporcionado por DSC empleado en la determinación de las temperaturas características de transformación M_s y M_f . Ciclo de enfriamiento.

Para disponer de masa suficiente para los experimentos y garantizar su cabida en el pequeño crisol sometido a calorimetría, los alambres se cortaron en forma de virutas muy finas. Este hecho no afectó a las temperaturas de transformación, ya que los valores de dichas temperaturas encontrados para el material en estado de recepción coincidieron con los valores esperados y asegurados por el fabricante.

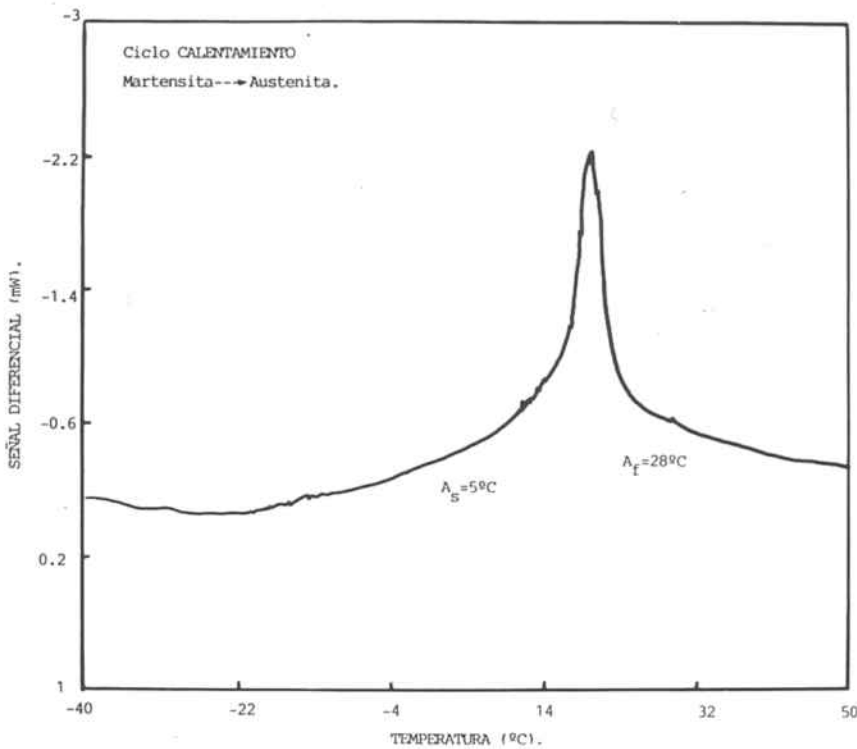


Fig.47. Resultado del termograma proporcionado por DSC empleado en la determinación de las temperaturas características de transformación A_s y A_f . Ciclo de calentamiento.

5.4. ENSAYOS MECÁNICOS

5.4.1. Ensayos de tracción

Para la realización de estos ensayos se aplica la norma ASTM E-8.

Los ensayos de tracción con el fin de determinar las tensiones de transformación ($\beta \rightarrow \text{SIM}$) y de retransformación ($\text{SIM} \rightarrow \beta$) se realizaron mediante una máquina servohidráulica MTS-Bionix, utilizando una velocidad de desplazamiento de mordazas de 1mm/min, siendo la velocidad de adquisición de datos por ordenador de 10 puntos/segundo. Los ensayos mecánicos fueron realizados en un ambiente salivar a 37°C.

Para ello, se fabricó una cubeta conteniendo saliva artificial a diferentes temperaturas, con la ayuda de un baño termostático.

El medio salivar simulado consistió en 0.4 g de NaCl, 1.21 g de KCl, 0.78 g de $\text{NaH}_2\text{PO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$, 0.005 g de $\text{Na}_2\text{S} \cdot 9\text{H}_2\text{O}$, 1g de urea [$\text{CO}(\text{NH}_2)_2$] y 1000 ml de agua destilada y desionizada. Esta fórmula fue empleada por Barret y cols.



Fig.48. Máquina de ensayos MTS-Bionix.

Los datos de fuerza y alargamiento se van adquiriendo y se tratan informáticamente mediante software MT.

5.4.2. Ensayos de fatiga. Ciclado mecánico

Los ensayos de fatiga se realizaron con la misma máquina que en los ensayos de tracción, aplicando una amplitud de deformación de 4% en ciclos tracción-descarga a una frecuencia de 1 Hz. La forma de los ciclos fue sinusoidal y se controla informáticamente con control de posición del pistón.

La muestra fue caracterizada calorimétricamente a diferente número de ciclos mecánicos en medio salivar a 37°C. Se llegaron a realizar hasta 200 ciclos.

5.5. ENSAYOS TÉRMICOS

5.5.1. Ensayos de ciclado térmico (1)

Los ensayos de ciclado térmico se realizaron en las diferentes muestras calentándolas a distintas temperaturas : 37°C, 100°C y 300°C, enfriándose posteriormente al aire hasta la temperatura ambiente (20°C). Se realizaron unos 200 ciclos sucesivos de calentamiento-enfriamiento.

Las muestras fueron colocadas en una cámara de metacrilato y calentadas a las temperaturas indicadas : por baño de agua a 37°C, por vapor de agua a 100°C y en una estufa a 300°C. Se dejaban las muestras a esa temperatura durante 1 minuto para ser posteriormente enfriadas en una cuba de agua a 20°C durante 1 minuto.

Se ciclaba sucesivamente y se determinaban los valores de las temperaturas de transformación y de las tensiones mecánicas a diferentes ciclos.

El control de la temperatura se realizó mediante termopares de Platino-Rodio.

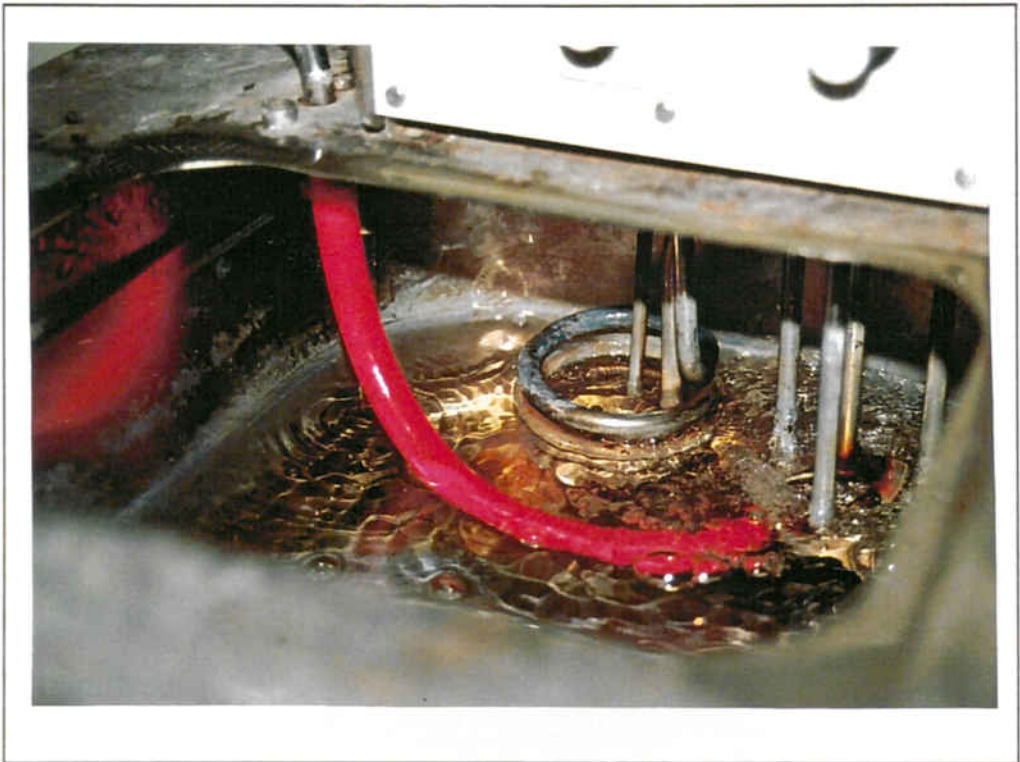


Fig.49. Esquema del dispositivo para el calentamiento por baño de agua a 37°C empleado en los ensayos de ciclado térmico.

5.5.2. Ensayos de ciclado térmico (2)

Se colocaron las muestras con una sujeción mecánica procediéndose al calentamiento de las mismas con un flujo de aire caliente a 60°C, permaneciendo 45 segundos a esa temperatura, momento en el que se encendía la conexión de aire frío hasta que la

muestra alcanzaba los 37°C. El diseño de este dispositivo pretende simular la situación que se da en el medio bucal ante la ingesta de un líquido a elevada temperatura, que modifica de forma brusca y rápida la temperatura en el interior de la cavidad oral.

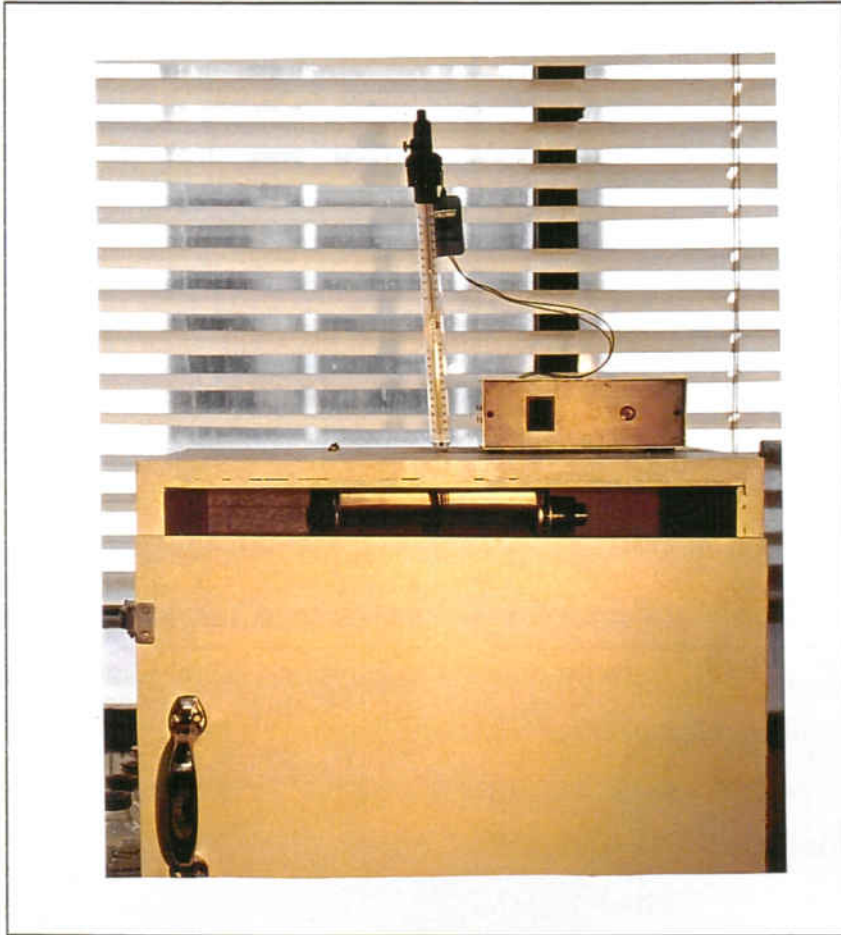


Fig.50. Estufa para el calentamiento de las muestras a 300°C empleada en los ensayos de ciclado térmico.

5.5.3. Envejecimiento. Ensayos de dureza.

El envejecimiento consiste en la precipitación de compuestos ricos en Ti desde las fases austeníticas o martensíticas. Esta precipitación se

Material y Método 142

produce debido a que es la fase de equilibrio, es decir, la fase de menor energía y, por tanto, la más estable a temperatura de servicio.

Las fases austenítica y martensítica no son fases de equilibrio, ya que son obtenidas por enfriamiento brusco del material.

La precipitación lleva consigo una elevación de los valores de dureza a medida que el proceso va teniendo lugar, hasta llegar a la saturación. Por tanto, el proceso de precipitación puede ser evaluado por la medida de la dureza.

Se determinaron mediante ensayos de dureza la susceptibilidad de estas aleaciones al envejecimiento producido por los tratamientos térmicos.

Dichos tratamientos se realizaron a las temperaturas de 120°C, 500°C y 600°C durante diferentes tiempos : 30 minutos, 1 hora, 2 horas y 4 horas. Los tratamientos térmicos se realizaron en un horno con atmósfera controlada (Argón) con la finalidad de no afectar a la microestructura del material.

Las muestras se observaron mediante Microscopía Óptica y Microscopía Electrónica de Barrido.

Los ensayos de dureza se realizaron con un microdurómetro Matsuzawa, aplicando una carga de 500 g durante 15 segundos con un microindentador Vickers.

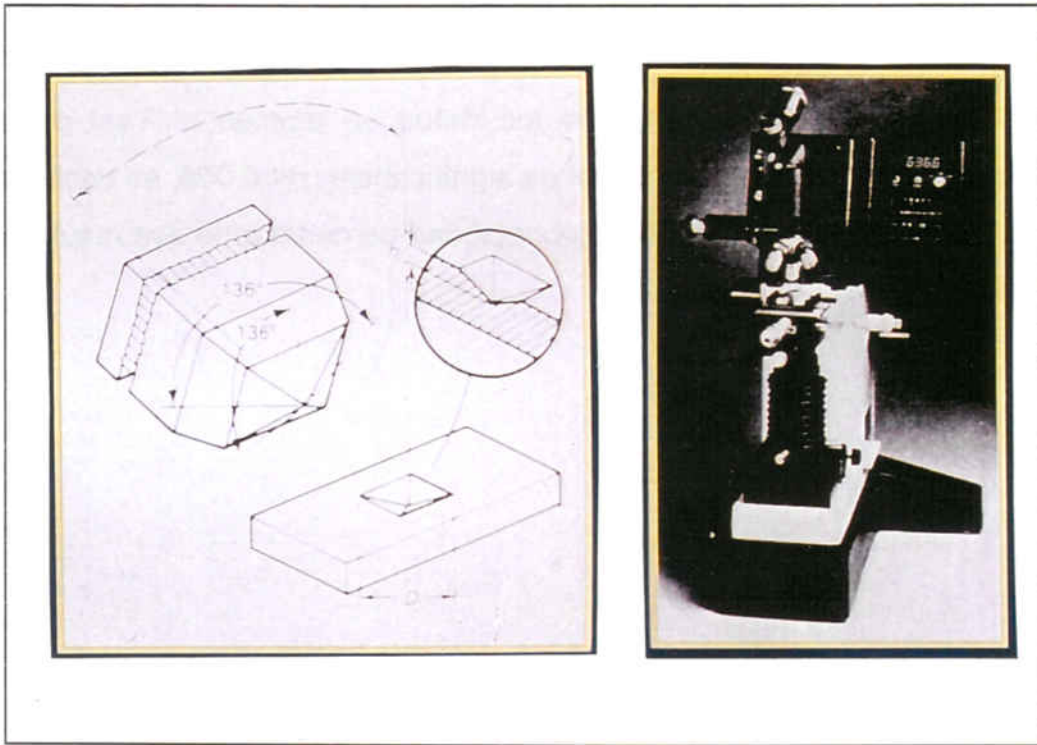


Fig. 51. Microdurómetro empleado en los ensayos de dureza.

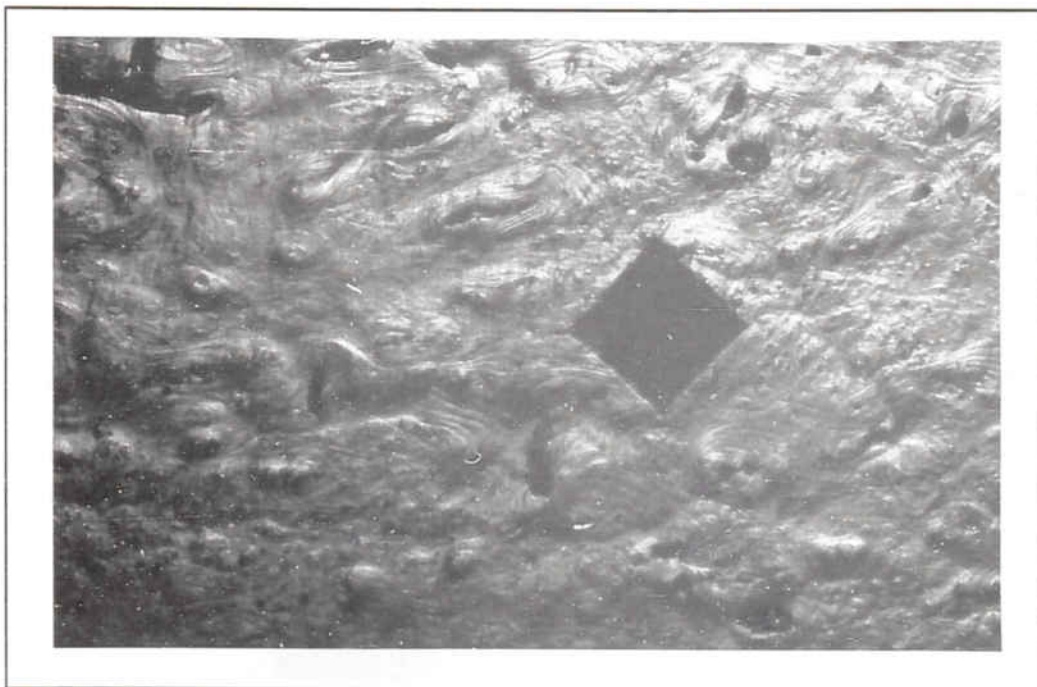


Fig.52. Marca producida por el microindentador Vickers.

5.6. METODOLOGÍA ESTADÍSTICA.

Para el tratamiento de los datos se empleó el Test de doble varianza ANOVA, con un nivel de significancia $p < 0.005$, es decir, que el nivel de confianza, o bien la probabilidad de certeza de ese resultado, es del 99.5 %.

Resultados y Discusión

6. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

6.1. CARACTERIZACIÓN METALGRÁFICA

6.1.1. Microanálisis de Energía Dispersiva de Rayos X

Los resultados del Microanálisis de Energía Dispersiva de Rayos X muestran las composiciones químicas de las diferentes aleaciones en porcentajes de peso, que se expresan en las Tablas 13 y 14 :

Tabla 13

Aleación	% Ni	% Ti
1	55,8	44 1
2	69.3	30.7
3	69.4	30.6
4	69.6	30.3
5	64.6	36.4
6	62.4	37.6
7	63.0	37.0

Tabla 13. - Composiciones químicas en porcentajes de peso de las diferentes aleaciones de Ni-Ti estudiadas.

Tabla 14

Aleación	% Ni	% Ti	% Cu
1	48.9	45.1	5.0
2	49.1	45.2	5.7
3	49.5	45.0	5.5
4	49.6	45.0	5.4
5	49.9	45.1	5.0

Tabla 14. - Composiciones químicas en porcentajes de peso de las diferentes aleaciones de Ni-Ti-Cu estudiadas.

6.1.2. Microscopía Óptica

Ejemplo de observación mediante Microscopía Óptica de microestructuras de las muestras:

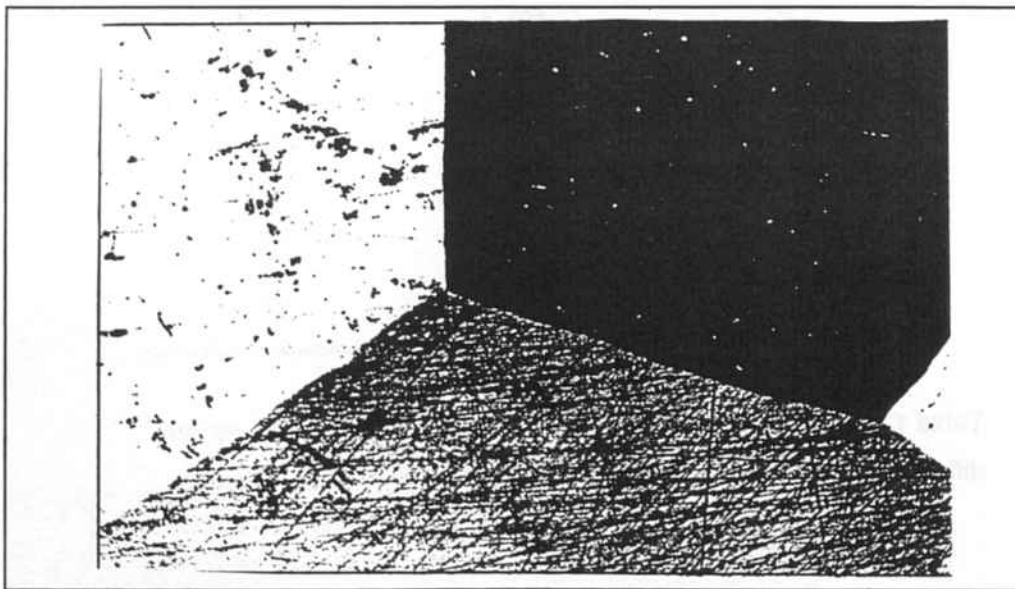


Fig. 53. Observación al Microscopio Óptico de fase austenítica (x 50)

6.1.3. Microscopía Electrónica de Barrido (SEM)

Ejemplo de observación al Microscopio Electrónico de Barrido de microestructuras de las muestras:

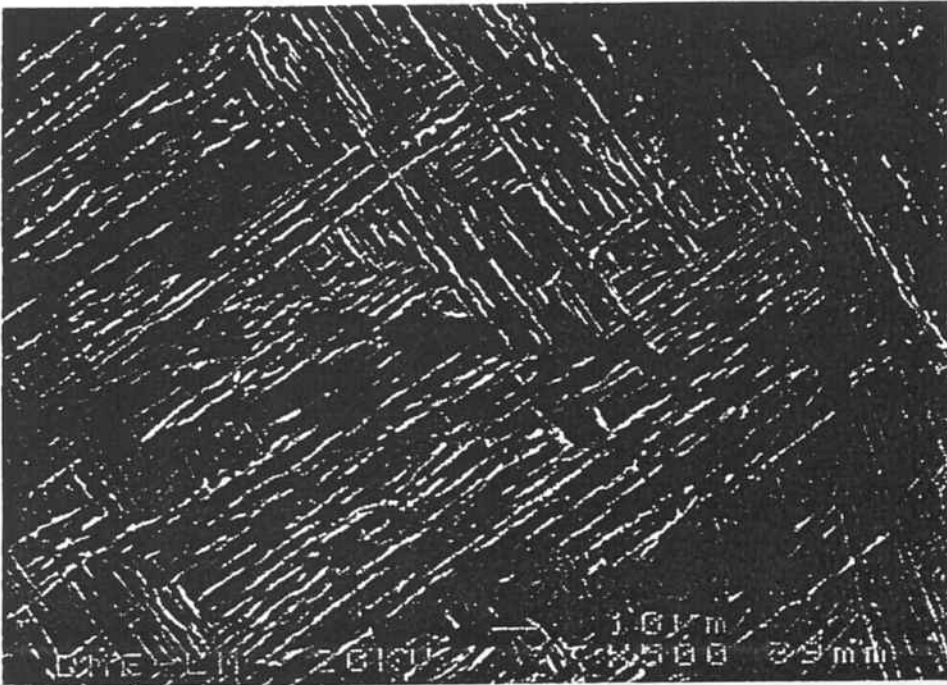


Fig.54. Observación al Microscopio Electrónico de Barrido de martensita inducida por tensión (SIM) ($\times 500$).

6.2. CARACTERIZACIÓN CALORIMÉTRICA INICIAL : determinación de las temperaturas de transformación.

Los resultados de las temperaturas de transformación para las muestras de Ni-Ti y de Ni-Ti-Cu se muestran en las Tablas 15 y 16 respectivamente:

Tabla 15

Temperaturas de transformación de las muestras de Ni-Ti (°C)				
<i>Aleación</i>	<i>M_s</i>	<i>M_f</i>	<i>A_s</i>	<i>A_f</i>
1	27.2	16.1	20.0	32.3
2	23.3	1.2	5.1	28.4
3	22.4	14.2	20.1	26.5
4	20.7	-5.0	-1.1	26.1
5	10.9	-9.0	-2.2	15.2
6	23.6	-1.4	5.1	28.1
7	12.4	-13.4	7.3	16.2

Tabla 15- Temperaturas de transformación (°C) de las siete aleaciones Ni-Ti.

Tabla 16

Temperaturas de transformación de las muestras de Ni-Ti-Cu (°C)				
<i>Aleación</i>	<i>M_s</i>	<i>M_f</i>	<i>A_s</i>	<i>A_f</i>
1	18.7	2.1	14.0	37.1
2	17.8	1.7	13.8	37.0
3	16.2	2.0	13.2	36.8
4	17.9	1.9	14.3	36.9
5	17.6	2.3	14.2	37.0

Tabla 16- Temperaturas de transformación (°C) de las cinco aleaciones Ni-Ti-Cu

A la luz de estos resultados, puede apreciarse cómo pequeñas variaciones de composición química en las aleaciones de Ni-Ti dan lugar a importantes diferencias en las temperaturas de transformación. Una variación de un 0.1% de Níquel crea una variación en las temperaturas entre 1°C y 3°C.

Sin embargo, en el caso de las aleaciones de Ni-Ti-Cu, las temperaturas de transformación no sufren cambios significativos, lo que hace que las muestras de Ni-Ti-Cu tengan una mayor reproducibilidad en los resultados.

6.3. ENSAYOS MECÁNICOS

6.3.1. Determinación inicial de las tensiones de transformación y de retransformación

Los resultados de las tensiones de transformación y de retransformación, en MPa, en medio salivar y a 37°C se muestran en las Tablas 17 y 18 :

Tabla 17

Tensiones de transformación (MPa) y retransformación de las muestras de Ni-Ti		
<i>Aleación</i>	$\sigma_{\beta \rightarrow SIM}$	$\sigma_{SIM \rightarrow \beta}$
1	25	18
2	54	44
3	61	49
4	67	62
5	76	53
6	59	43
7	71	51

Tabla 17.- Tensiones de transformación y retransformación (MPa), en medio salivar y a 37°C, de las siete aleaciones de Ni-Ti estudiadas.

Tabla 18

Tensiones de transformación y retransformación (MPa) de las muestras de Ni-Ti-Cu		
<i>Aleación</i>	$\sigma^{\beta \rightarrow SIM}$	$\sigma^{SIM \rightarrow \beta}$
1	29	21
2	29	22
3	30	22
4	29	22
5	29	21

Tabla 18- Tensiones de transformación y retransformación (MPa), en medio salivar y a 37°C, de las cinco aleaciones de Ni-Ti-Cu estudiadas.

La aleación 1 de Ni-Ti con una temperatura $M_s = 27.2 \text{ }^\circ\text{C}$ (más cercana a 37°C) presenta las menores tensiones de transformación y de retransformación, mientras que la aleación 5 de Ni-Ti con temperatura $M_s = 10.6^\circ\text{C}$ (más lejana respecto a 37°C) presenta las mayores tensiones.

Así pues, las temperaturas de transformación harán que el retenedor desarrolle más o menos tensión sobre los dientes pilares. Cuanto menor sea M_s (y, por tanto, más alejada de la temperatura bucal de 37°C), mayor será la tensión ejercida por el retenedor. En cambio,

aquellas aleaciones con temperaturas de transformación cercanas a la temperatura bucal presentan menores tensiones de transformación y retransformación.

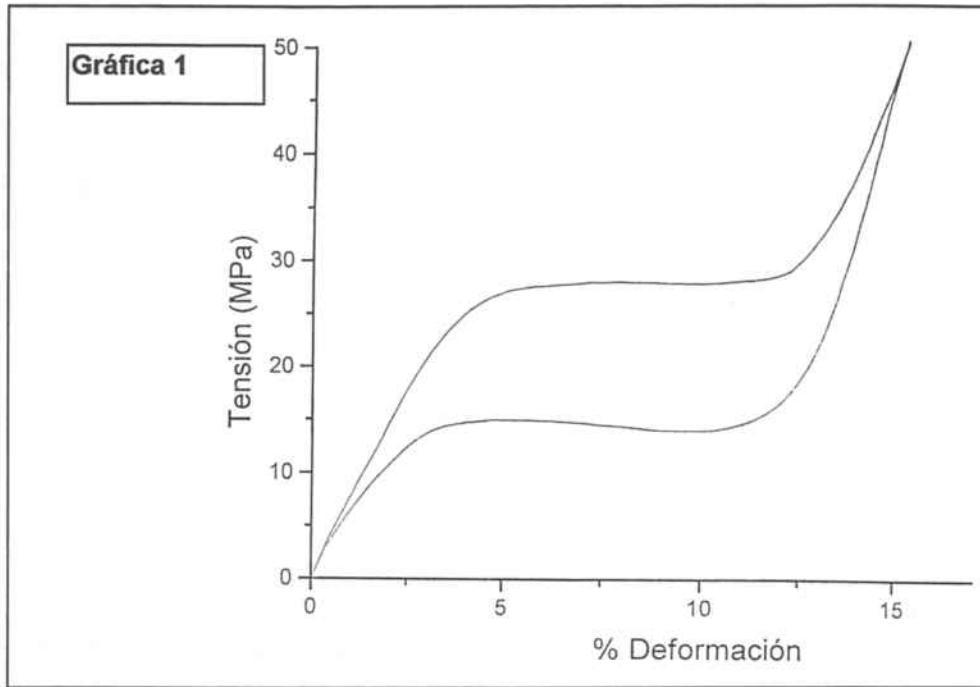
La estabilidad de las temperaturas de transformación mostrada por las aleaciones Ni-Ti-Cu se refleja en la estabilidad en las tensiones de transformación y retransformación. Ello significaría que las pequeñas variaciones en composición química de los retenedores de Ni-Ti-Cu no tendrían una repercusión importante en las tensiones ejercidas sobre el diente por el retenedor.

6.3.2. Ensayos de fatiga. Ciclado mecánico

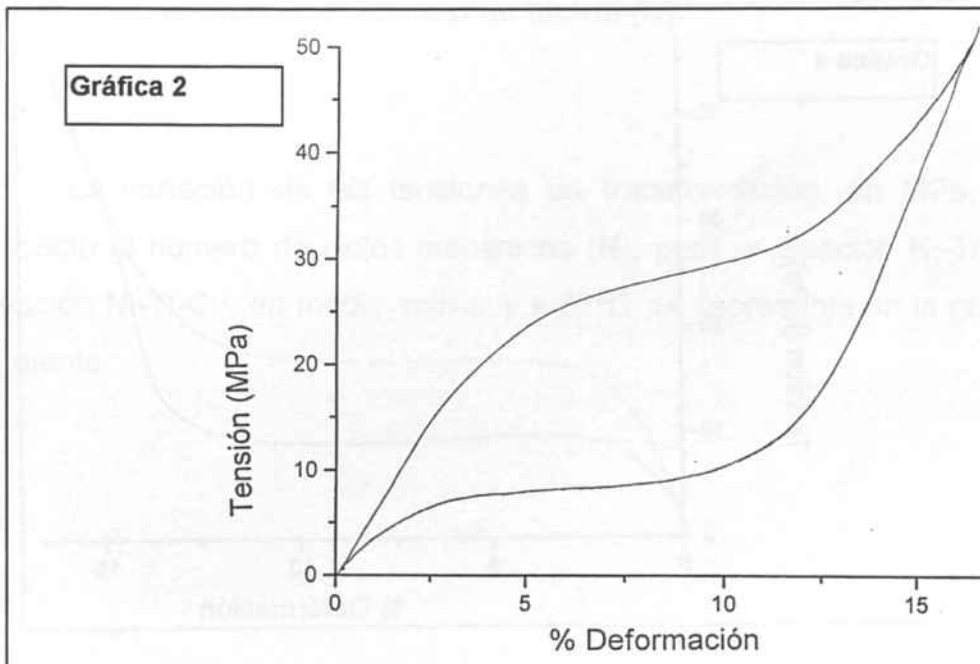
6.3.2.a. Curvas tensión-deformación con el número de ciclos (N).

Las gráficas 1 y 2 representan las curvas tensión (MPa) - deformación (%) para la aleación de Ni-Ti y para los ciclos de carga-descarga N=1 y N=200 respectivamente.

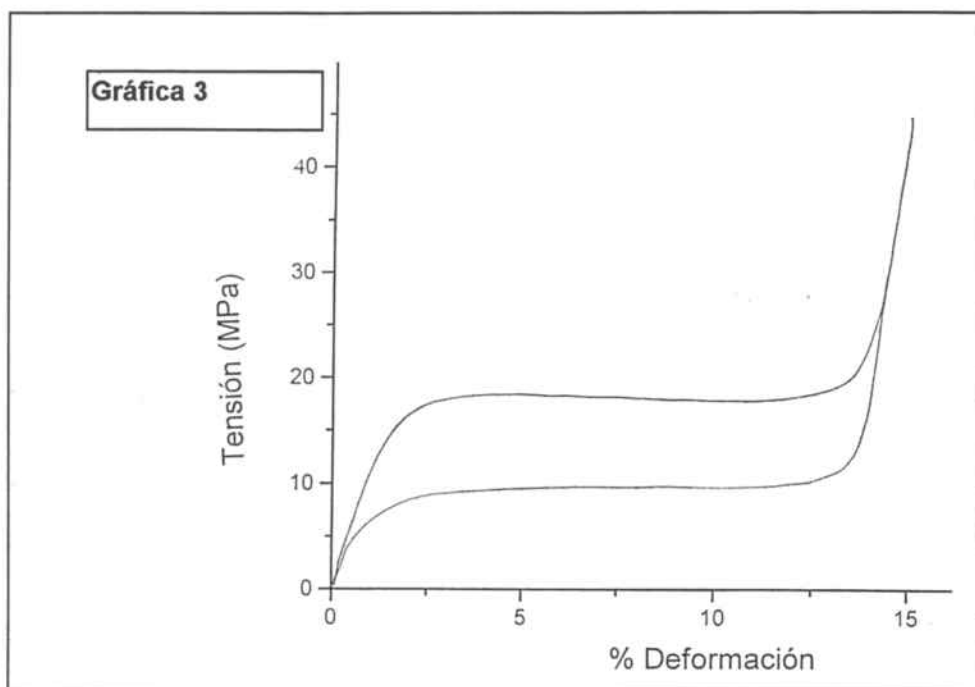
Las gráficas 3 y 4 representan las curvas tensión (MPa) - deformación (%) para la aleación de Ni-Ti-Cu y para los ciclos de carga-descarga N=1 y N=200 respectivamente.



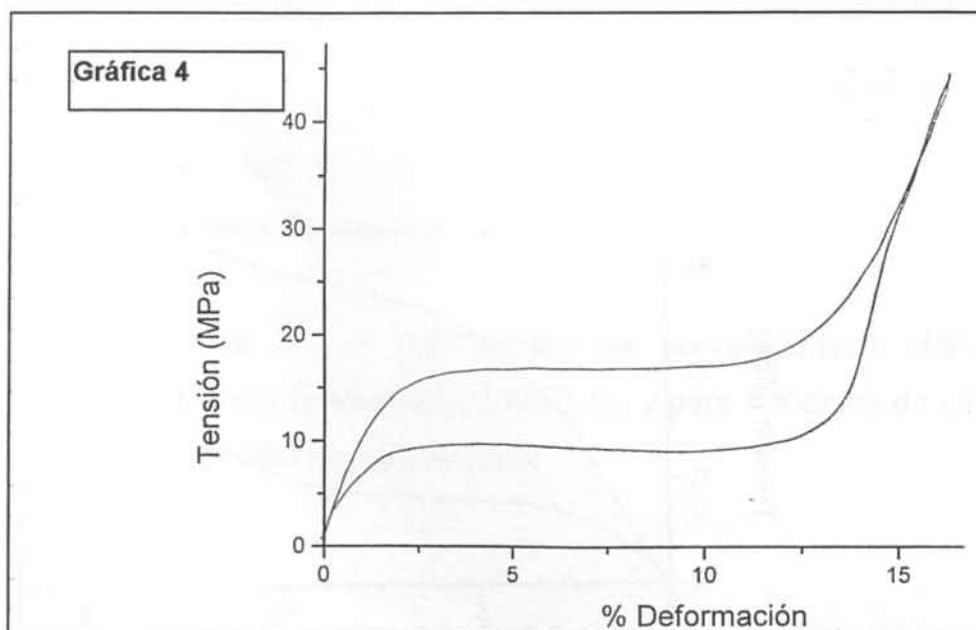
Gráfica 1.- Curva tensión (MPa) - deformación (%) para la aleación Ni-Ti en el ciclo de carga-descarga N=1.



Gráfica 2.- Curva tensión (MPa) - deformación (%) para la aleación Ni-Ti en el ciclo de carga-descarga N=200.



Gráfica 3.- Curva tensión (MPa) - deformación (%) para la aleación Ni-Ti-Cu en el ciclo de carga-descarga N=1.



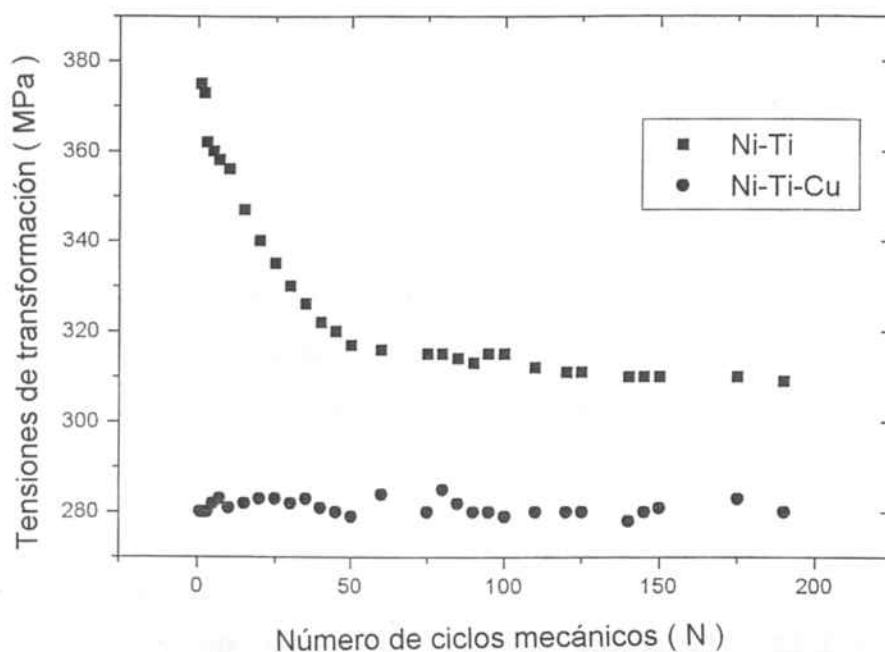
Gráfica 4.- Curva tensión (MPa) - deformación (%) para la aleación Ni-Ti-Cu en el ciclo de carga-descarga N=200.

Las zonas planas de las curvas tensión-deformación correspondientes a la transformación inducida por la carga y descarga del material presentan, en el caso del Ni-Ti, una variación entre las tensiones a las cuales se inicia la transformación y a las que finaliza. Sin embargo, en el caso del Ni-Ti-Cu estas zonas planas permanecen constantes con el número de ciclos. Por tanto, para los retenedores de Ni-Ti-Cu, las tensiones ejercidas sobre los dientes pilares durante los ciclos de fatiga serán prácticamente constantes, continuas y de la misma magnitud. En cambio, con los retenedores de Ni-Ti se aprecia una disminución en la constancia de estas tensiones con el número de ciclos, lo que clínicamente se traduciría en una pérdida de retención con el tiempo de uso de estos retenedores.

6.3.2.b. Variación de las tensiones de transformación y retransformación con el número de ciclos (N).

La variación de las tensiones de transformación, en MPa, con respecto al número de ciclos mecánicos (N), para la aleación Ni-Ti y la aleación Ni-Ti-Cu, en medio salivar y a 37°C, se representa en la gráfica siguiente :

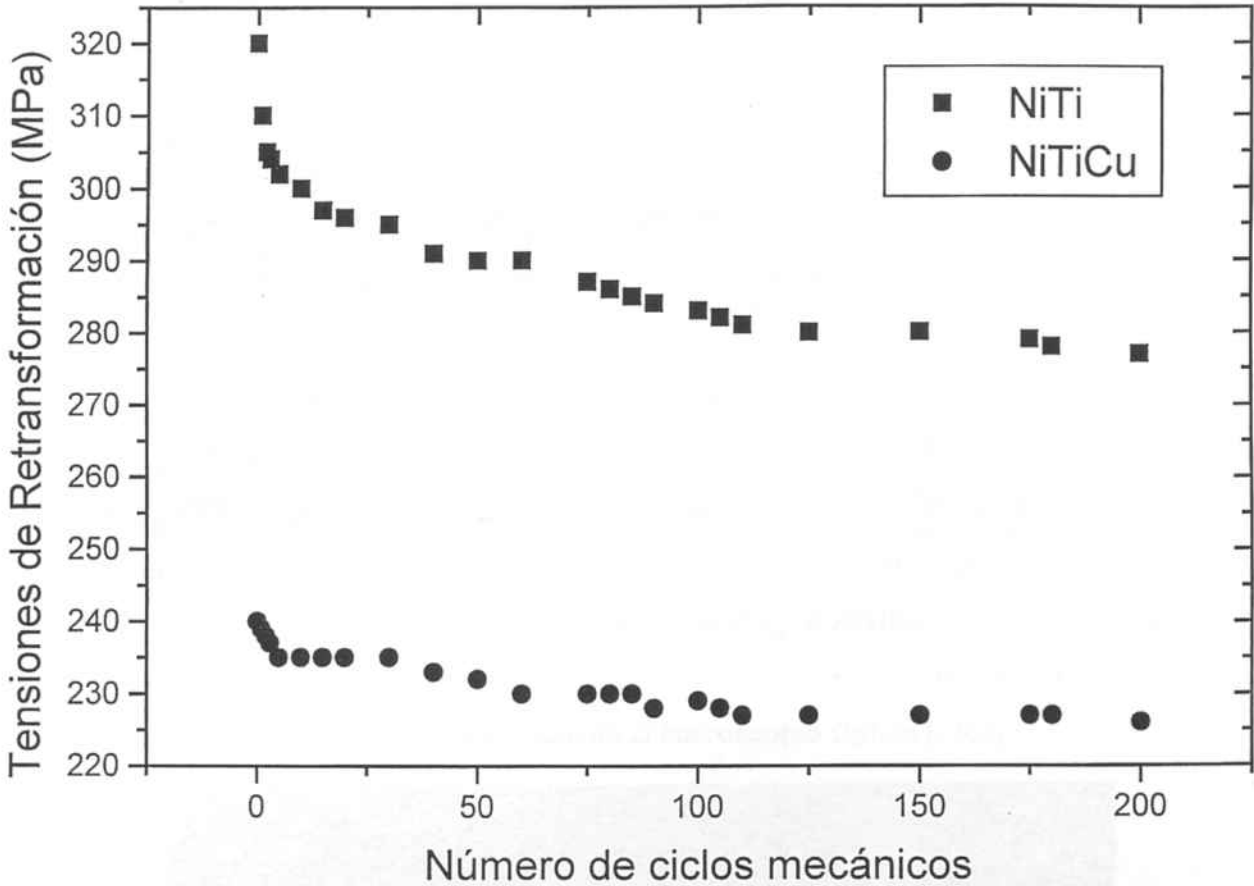
Gráfica 5



Gráfica 5.- Variación de las tensiones de transformación (MPa) con el número de ciclos mecánicos (N) para la aleación Ni-Ti y la aleación Ni-Ti-Cu, en medio salivar y a 37 °C.

La variación en las tensiones de retransformación (MPa) con el número de ciclos mecánicos (N) para la aleación Ni-Ti y Ni-Ti-Cu, en medio salivar y a 37°C se representa en la Gráfica 6.

Gráfica 6



Gráfica 6.- Variación de las tensiones de retransformación (MPa) con el número de ciclos mecánicos (N) para la aleación Ni-Ti y la aleación Ni-Ti-Cu, en medio salivar y a 37°C.

Se observa cómo la tensión de transformación disminuye exponencialmente con el número de ciclos, de forma más marcada para el Ni-Ti.

El ciclado del material da lugar a la aparición de tensiones internas y de martensita estabilizada. Como ya es sabido, la aplicación de tensión favorece la transformación martensítica. Si el ciclado del material va

dejando tensiones internas en el mismo, cada vez se requerirá menor tensión para transformar y retransformar. Este hecho ya fue constatado en estudios anteriores sobre el Ni-Ti, poniéndose de manifiesto que la tensión requerida para inducir la transformación martensítica decrece con el número de ciclos⁶⁹.

Las dislocaciones que se generan por el ciclado mecánico del material obstruyen la retransformación, dando lugar a la estabilización de placas de martensita, generalmente en límites de grano. Las placas de martensita estabilizada almacenan energía elástica que favorece la transformación de nuevas placas para los siguientes ciclos mecánicos. Este hecho no es tan acusado en la aleación Ni-Ti-Cu posiblemente por la menor energía de fricción entre las placas martensíticas y por la mayor estabilidad cristalográfica, generándose menos dislocaciones que puedan anclar la martensita.



Fig.55. Observación de martensita al Microscopio Óptico ($\times 100$)

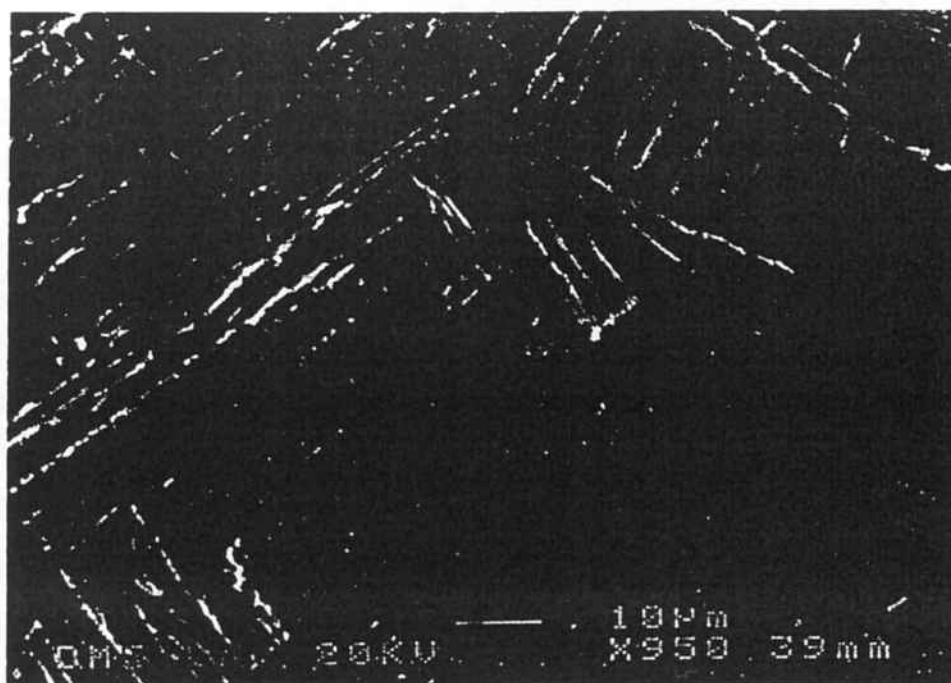
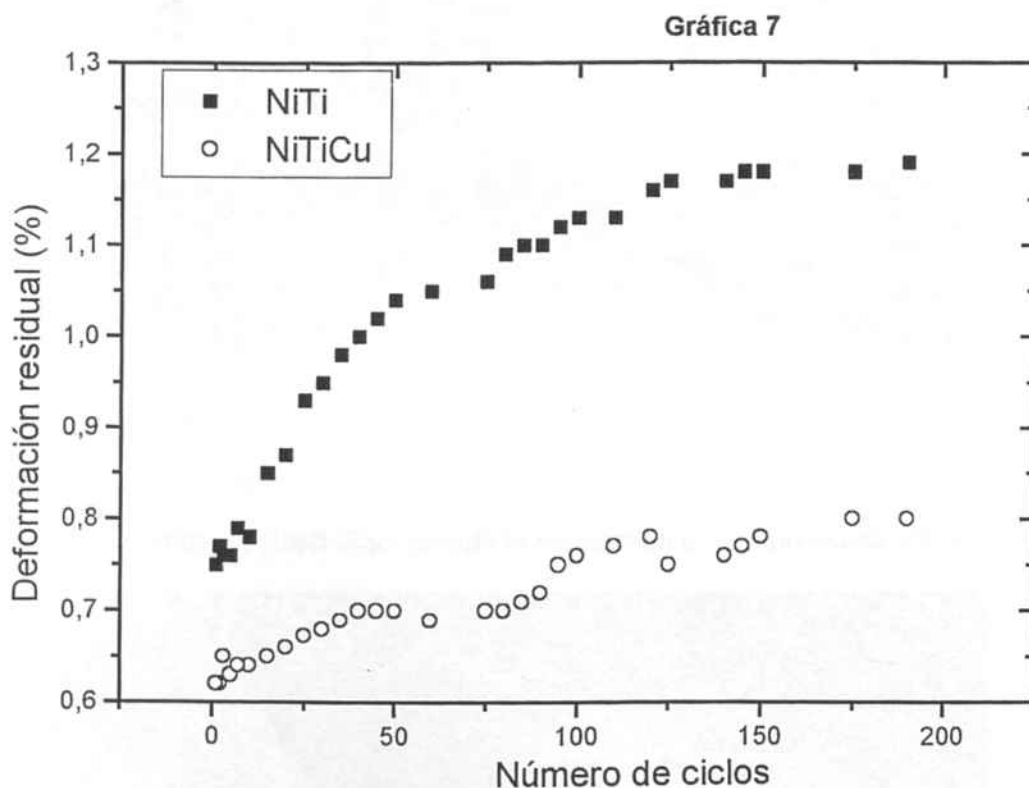


Fig.56. Observación al Microscopio Electrónico de martensit inducida por tensión (SIM) ($\times 950$)

6.3.2.c. Variación de la deformación residual (%) con el número de ciclos (N).

La variación de la deformación residual, expresada en porcentaje, con respecto al número de ciclos mecánicos (N) para las aleaciones Ni-Ti y Ni-Ti-Cu se representa en la Gráfica 7.



Gráfica 7.- Variación de la deformación residual (%) con el número de ciclos mecánicos (N) para las aleaciones Ni-Ti y Ni-Ti-Cu, en medio salivar y a 37°C.

La deformación residual corresponde a la deformación existente entre la forma inicial y la forma final calculada como

$$\epsilon_{\text{res}} (\%) = \frac{l_f - l_o}{l_o} \cdot 100 \quad (\text{Ec. 12})$$

siendo la longitud final (l_f) la longitud después del ensayo mecánico para cada ciclo, y la longitud inicial (l_0) la longitud en el ciclo 0.

En un material totalmente superelástico, la deformación residual debería ser siempre igual a cero. Sin embargo, la martensita estabilizada y las dislocaciones dan lugar a deformaciones permanentes o plásticas que desvían el comportamiento ideal del sistema.

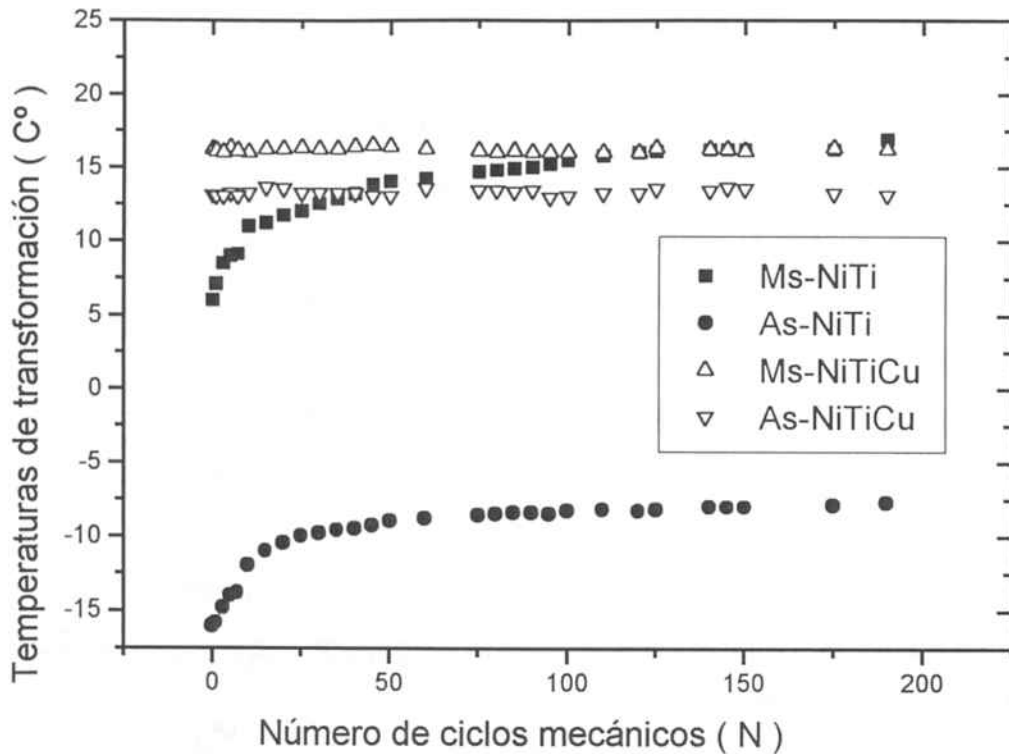
La deformación residual aumenta con el número de ciclos, de manera más acusada para el Ni-Ti, hasta un valor de saturación, coincidiendo con los resultados de estudios anteriores⁶⁹. La estabilización de las placas de martensita - que produce deformación plástica en el material - sería pues la responsable de este incremento en la deformación residual.

En el caso de la aleación Ni-Ti-Cu, que presenta menos martensita estabilizada, no se valoran grandes diferencias en la deformación residual.

6.3.2.d. Evolución de las temperaturas de transformación (M_s , A_s) con el número de ciclos (N)

La Gráfica 8 representa la variación de las temperaturas de transformación M_s y A_s con respecto al número de ciclos mecánicos para la aleación Ni-Ti y para la aleación Ni-Ti-Cu :

Gráfica 8



Gráfica 8.- Variación en las temperaturas de transformación M_s y A_s ($^{\circ}\text{C}$) con el número de ciclos mecánicos (N) para las aleaciones Ni-Ti y Ni-Ti-Cu.

En el caso de la aleación de Ni-Ti se puede apreciar un aumento en las temperaturas de transformación M_s y A_s .

El aumento de la temperatura M_s se debe a la aparición de los defectos y de la martensita estabilizada, que almacena energía elástica que favorece la transformación, dando lugar a la aparición de martensita de origen térmico en este caso.

Con el ciclado mecánico del material, al requerirse menor tensión para realizar la transformación martensítica, se requerirá también menor

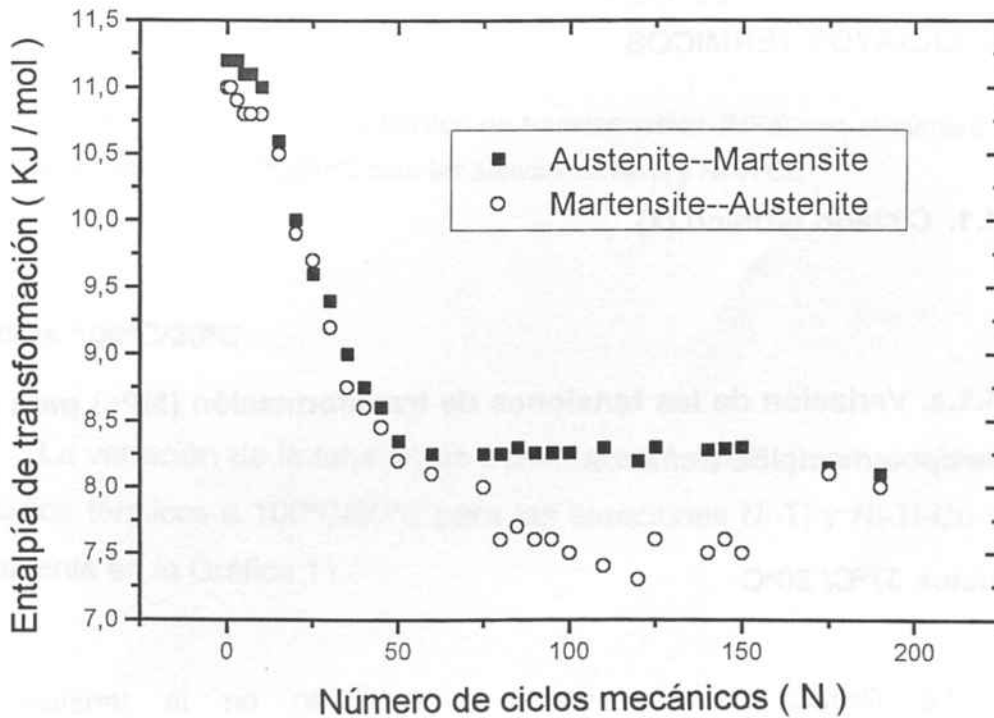
cambio de temperatura para transformar, es decir, que la M_s subirá hacia 37°C .

Por otro lado, el ciclado mecánico da lugar a un aumento de la A_s , lo cual se traduciría en la necesidad de aplicar una mayor temperatura para provocar la desaparición de las placas de martensita de origen térmico.

6.3.2. e. Variación en la entalpía de transformación (KJ/mol) con respecto al número de ciclos (N)

La variación de la entalpía de transformación (KJ/mol) para la aleación Ni-Ti viene representada en la Gráfica 9:

Gráfica 9



Gráfica 9.- Variación de la entalpía de transformación (KJ/mol) para la aleación Ni-Ti.

La medición de las entalpías de transformación a través de los estudios calorimétricos realizados, constatan que la martensita estabilizada es la responsable del comportamiento del material ante el ciclado mecánico.

Para el ciclo número 50, la entalpía de transformación desciende en el caso del Ni-Ti desde 11.2 KJ/mol hasta 8.5 KJ/mol. La variación es de 9.5 KJ/mol a 7.9 KJ/mol para la aleación Ni-Ti-Cu.

Al aumentar el número de ciclos se produce un aumento en la cantidad de martensita estabilizada, dando lugar a una menor cantidad de material a transformar y retransformar, disminuyendo así la entalpía.

6.4. ENSAYOS TÉRMICOS

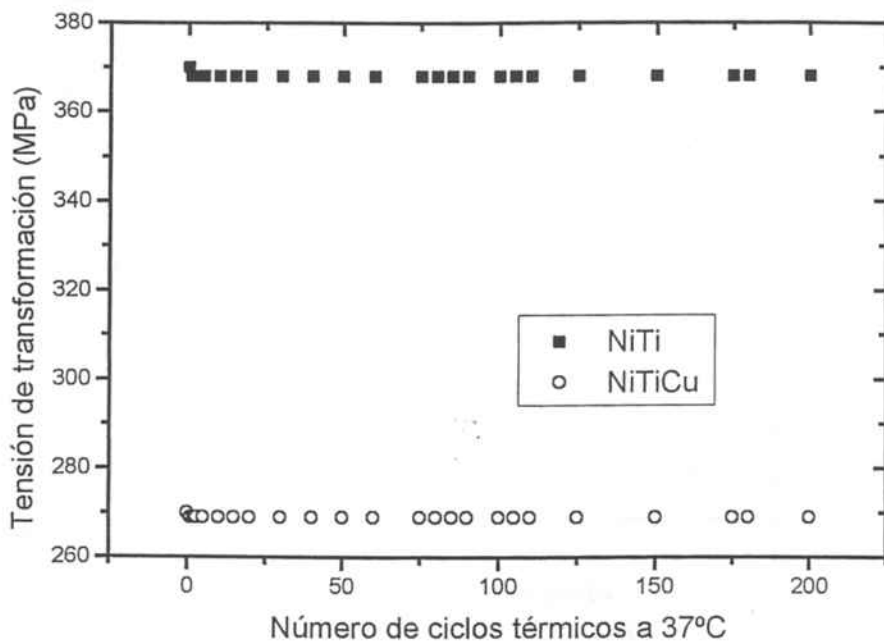
6.4.1. Ciclado térmico (1)

6.4.1.a. Variación de las tensiones de transformación (MPa) para los tres tipos de ciclos térmicos :

- **ciclos 37°C/ 20°C**

La Gráfica 10 representa la variación en la tensión de transformación (MPa) con respecto al número de ciclos térmicos a 37°C/20°C para las aleaciones Ni-Ti y Ni-Ti-Cu.

Gráfica 10

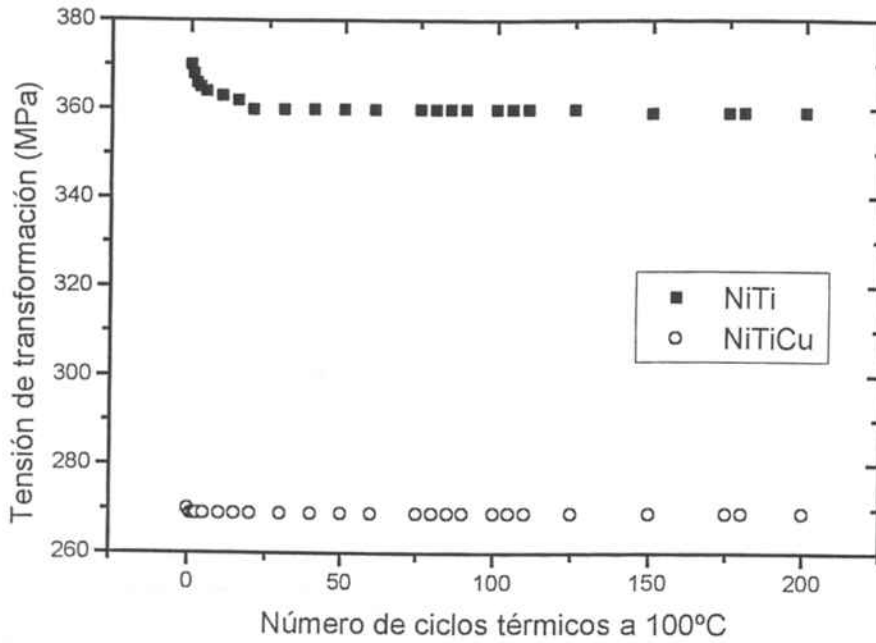


Gráfica 10.- Variación en la tensión de transformación (MPa) con el número de ciclos térmicos a 37°C/20°C para las aleaciones Ni-Ti y Ni-Ti-Cu.

• ciclos 100°C/20°C

La variación de la tensión de transformación (MPa) con el número de ciclos térmicos a 100°C/20°C para las aleaciones Ni-Ti y Ni-Ti-Cu se representa en la Gráfica 11 :

Gráfica 11

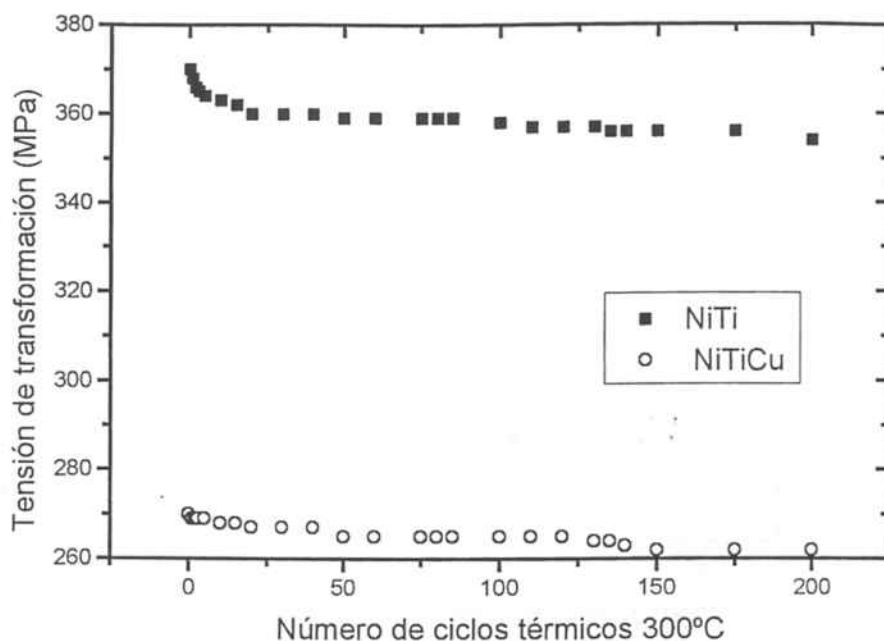


Gráfica 11.- Variación en la tensión de transformación (MPa) con el número de ciclos térmicos 100°C/20°C para las aleaciones Ni-Ti y Ni-Ti-Cu.

• **ciclos 300°C/20°C**

La Gráfica 12 representa la variación en la tensión de transformación (MPa) con el número de ciclos térmicos a 300°C/20°C para las aleaciones Ni-Ti y Ni-Ti-Cu :

Gráfica 12



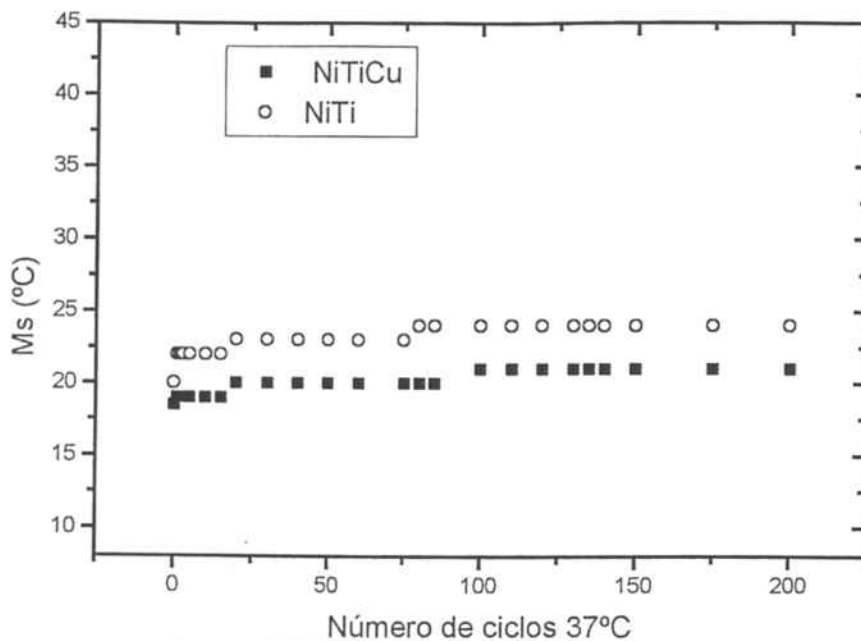
Gráfica 12.- Variación en la tensión de transformación (MPa) con el número de ciclos térmicos a 300°C/20°C para las aleaciones Ni-Ti y Ni-Ti-Cu.

6.4.1.b. Variación de M_s para los tres tipos de ciclos térmicos :

- **ciclos 37°C/20°C**

La variación de la temperatura M_s (°C) con el número de ciclos térmicos a 37°C/20°C para las aleaciones Ni-Ti y Ni-Ti-Cu se representa en la Gráfica 13 :

Gráfica 13

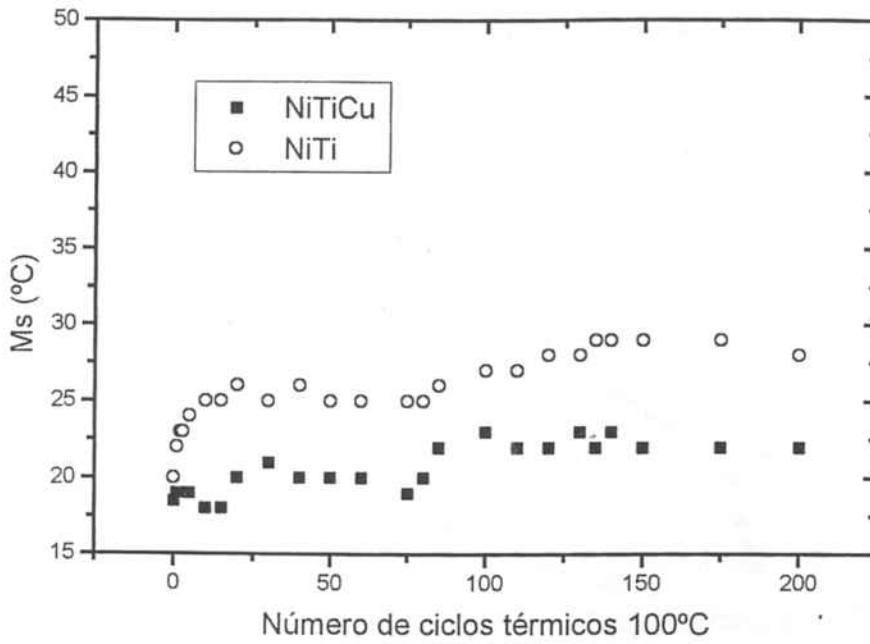


Gráfica 13.- Variación de la temperatura M_s (°C) con el número de ciclos térmicos a 37°C/20°C para las aleaciones Ni-Ti y Ni-Ti-Cu.

• **ciclos 100°C/20°C**

La Gráfica 14 muestra la variación de la temperatura M_s (°C) con el número de ciclos térmicos a 100°C/20°C para las aleaciones Ni-Ti y Ni-Ti-Cu.

Gráfica 14

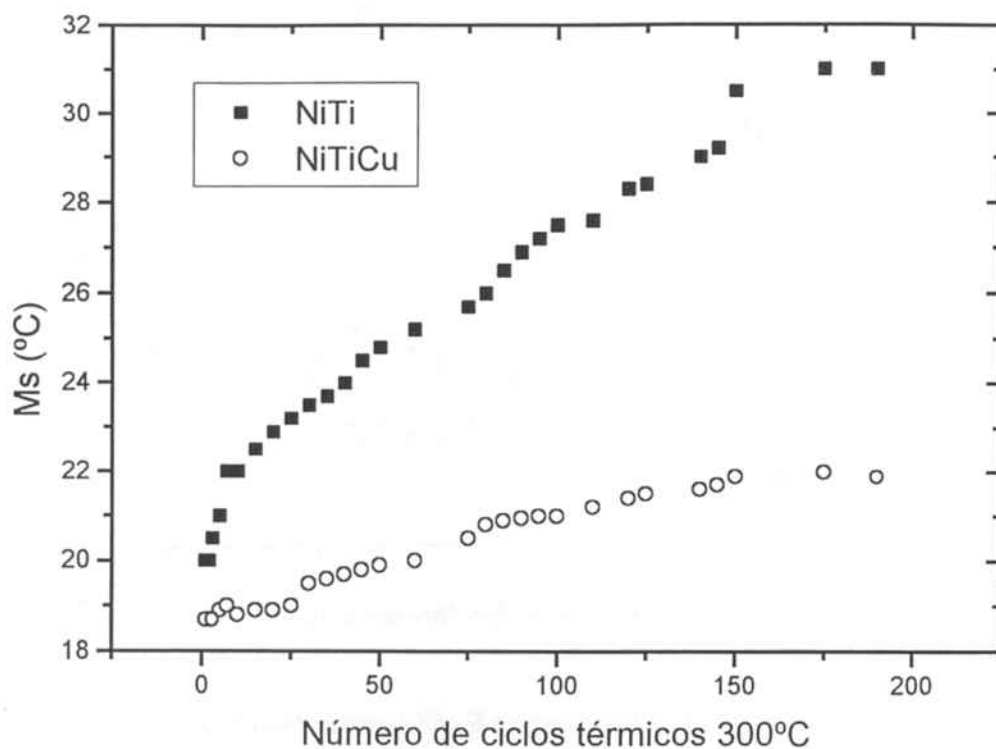


Gráfica 14.- Variación de la temperatura M_s (°C) con el número de ciclos térmicos a 100°C/20°C para las aleaciones Ni-Ti y Ni-Ti-Cu.

• ciclos 300°C/20°C

En la Gráfica 15 se representa la variación de la temperatura M_s (°C) con el número de ciclos térmicos a 300°C/20°C para las aleaciones Ni-Ti y Ni-Ti-Cu.

Gráfica 15



Gráfica 15.- Variación de la temperatura M_s (°C) con el número de ciclos térmicos a 300°C/20°C para las aleaciones Ni-Ti y Ni-Ti-Cu.

Para los ciclados térmicos realizados entre 37°C y 20°C no se observan cambios estadísticamente significativos en los valores de las tensiones de transformación y de las temperaturas de transformación con el número de ciclos. La pequeña variación de las temperaturas de ensayo no da lugar a cambios microestructurales en la aleación ni a la producción de defectos cristalinos que pudieran afectar a las propiedades de las aleaciones con memoria de forma. La consecuencia clínica que puede deducirse es que la colocación o extracción del retenedor

protésico entre la boca y el medio ambiente no produce cambios en el comportamiento del material.

Para los ciclados térmicos entre 100°C y 20°C se aprecian ligeros cambios en las propiedades del Ni-Ti, siendo prácticamente constantes los valores de temperaturas y tensiones de transformación para la aleación Ni-Ti-Cu. Los cambios que se producen en la aleación Ni-Ti con este ciclado térmico es una disminución en las tensiones de transformación y un aumento en la temperatura de transformación M_s . Este hecho se debe a la oxidación superficial del Titanio, provocando un descenso en su contenido y, por tanto, una variación en las propiedades de la aleación. Tal y como puede apreciarse en las Gráficas 11y 14, las temperaturas y tensiones de transformación se estabilizan prácticamente a los 25 ciclos, debido a que toda la superficie de la muestra se ha oxidado, no progresando este deterioro hacia partes más internas del material. La aleación Ni-Ti-Cu no presenta esta oxidación debido a que el Cobre estabiliza la estructura y le confiere al material una mayor nobleza, dificultando la reacción con el oxígeno.

Para el ciclado térmico a 300°C se observa la misma tendencia que para el ciclado a 100°C, pero con una mayor variación de las propiedades. Ello se debe a que, con este ciclado, se producen las primeras precipitaciones de compuestos intermetálicos en la matriz austenítica, es decir, que se inicia el proceso de envejecimiento. Dicha precipitación dará lugar a una variación en las composiciones químicas del material y provocará cambios en sus propiedades que se unirán a los cambios producidos por la oxidación. La aleación Ni-Ti-Cu no presenta precipitación debido a que el Cobre inhibe este proceso. La presencia de Cobre hace disminuir el contenido de Titanio hasta valores en los que no

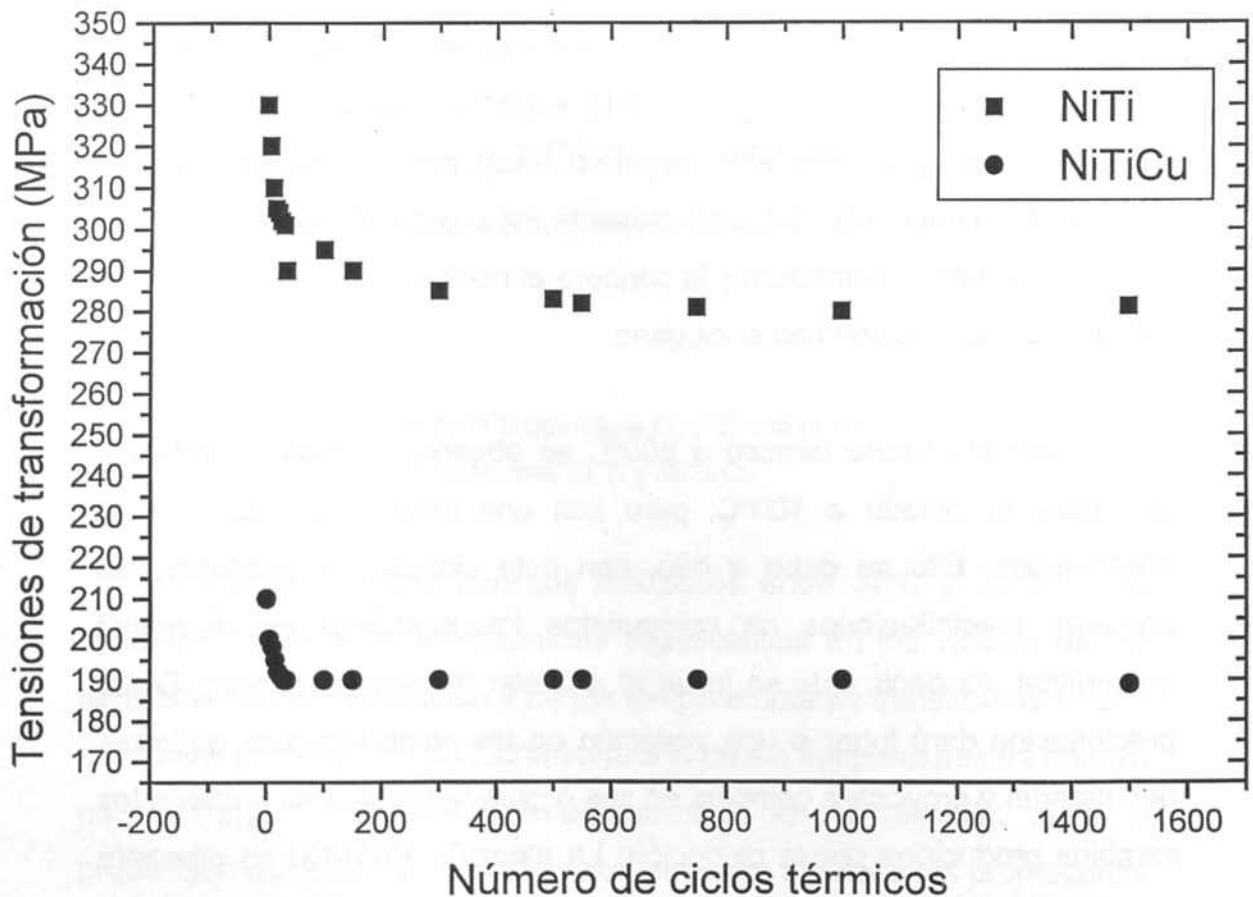
es suficiente para que la precipitación se produzca de manera espontánea.

6.4.2. Ciclado térmico (2)

6.4.2.a. Variación de las tensiones de transformación (MPa) según número de ciclos térmicos a 60°C/37°C.

La variación de las tensiones de transformación (MPa) con el número de ciclos térmicos a 60°C/37°C para las aleaciones Ni-Ti y Ni-Ti-Cu se representa en la Gráfica 16.

Gráfica 16

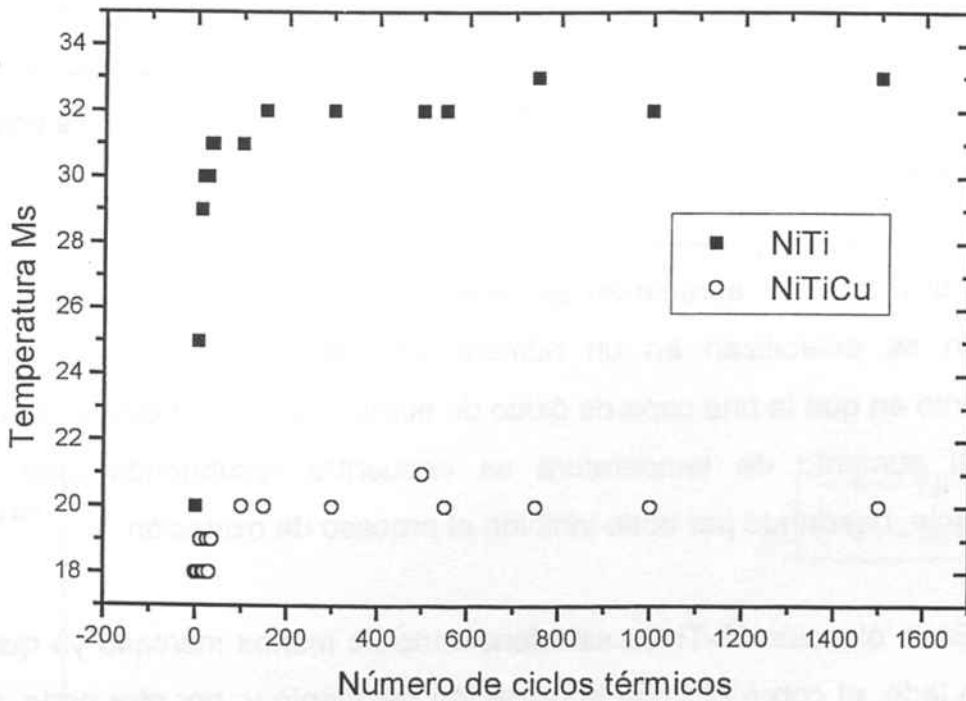


Gráfica 16.- Variación de las tensiones de transformación (MPa) con el número de ciclos térmicos a 60°C/ 37°C para las aleaciones Ni-Ti y Ni-Ti-Cu.

6.4.2.b. Variación de M_s (°C) según número de ciclos térmicos a 60°C/37°C

La Gráfica 17 representa la variación de la temperatura M_s (°C) con el número de ciclos térmicos a 60°C/37°C para las aleaciones Ni-Ti y Ni-Ti-Cu.

Gráfica 17



Gráfica 17.- Variación de la temperatura M_s (°C) con el número de ciclos térmicos a 60°C/37°C para las aleaciones Ni-Ti y Ni-Ti-Cu.

Los ciclados térmicos entre las temperaturas de 60°C y 37°C fueron realizados para simular el comportamiento del retenedor protésico ante la ingesta de alimentos sólidos y/o líquidos a temperaturas comunmente elevadas en boca.

Se aprecia para ambas aleaciones un ligero aumento de la temperatura de transformación M_s en los primeros ciclos, conllevando una disminución de las tensiones de transformación. En el estudio de las muestras con Microscopio Electrónico de Barrido no se apreció ningún tipo de precipitado. Se empleó entonces el Microscopio Electrónico de Transmisión para detectar si se trataba de precipitados del tamaño de nanómetros, apreciándose solamente la fase austenítica del Ni-Ti y del Ni-Ti-Cu.

Todo ello indica que las ligeras variaciones tanto de la temperatura como de las tensiones son debidas al proceso de oxidación del titanio de la aleación. Este elemento es muy ávido de elementos intersticiales como el oxígeno.

Tal y como se aprecia en las Gráficas 16 y 17, la temperatura y la tensión se estabilizan en un número de ciclos, correspondiente al momento en que la fina capa de óxido de titanio (9-10 ηm) que se forma con el aumento de temperatura se encuentre recubriendo toda la superficie, quedando por tanto inhibido el proceso de oxidación.

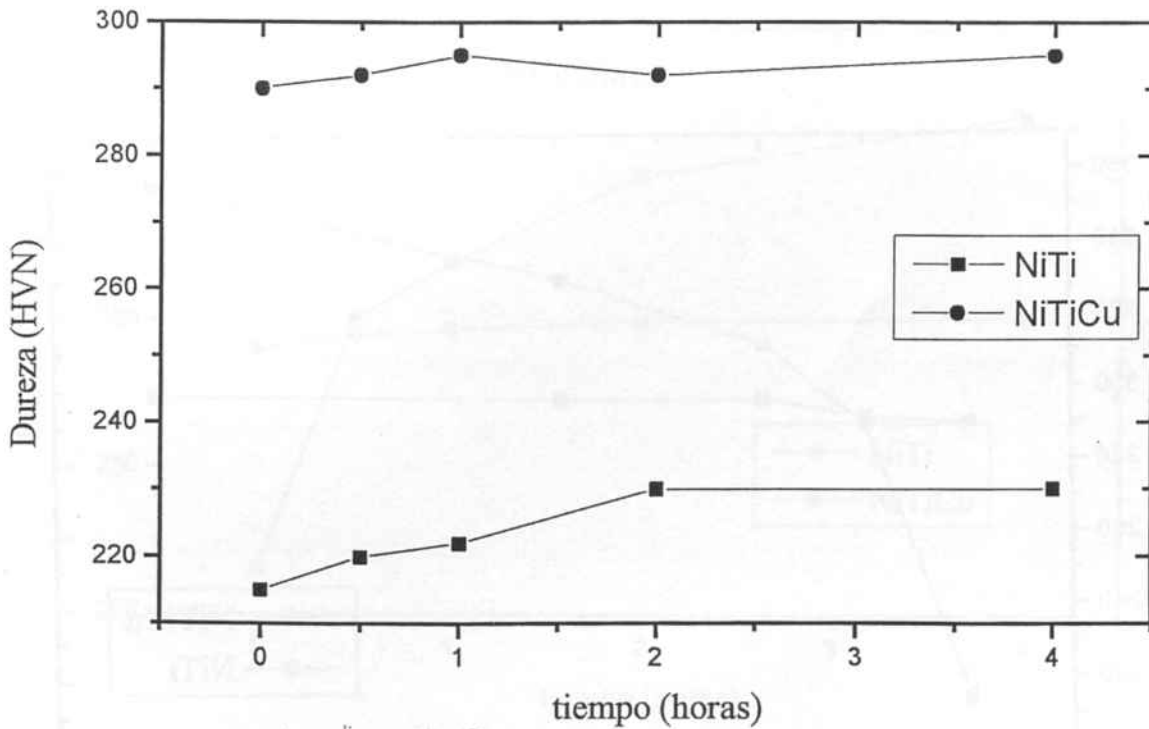
En la aleación Ni-Ti-Cu este fenómeno es menos marcado ya que, por un lado, el cobre dificulta la oxidación del titanio y, por otra parte, la presencia de cobre disminuye la cantidad de titanio en superficie, existiendo una menor cantidad de titanio para oxidar. Todo ello se refleja en una menor variación de la temperatura M_s y de las tensiones de transformación.

6.4.3. Envejecimiento. Ensayos de dureza.

6.4.3.a. Curvas de endurecimiento para los tratamientos térmicos a 120°C

Las curvas de endurecimiento de las aleaciones Ni-Ti y Ni-Ti-Cu para los tratamientos térmicos a 120°C se representan en la Gráfica 18. El tiempo se representa en horas y la dureza en HVN (nº Vickers)

Gráfica 18

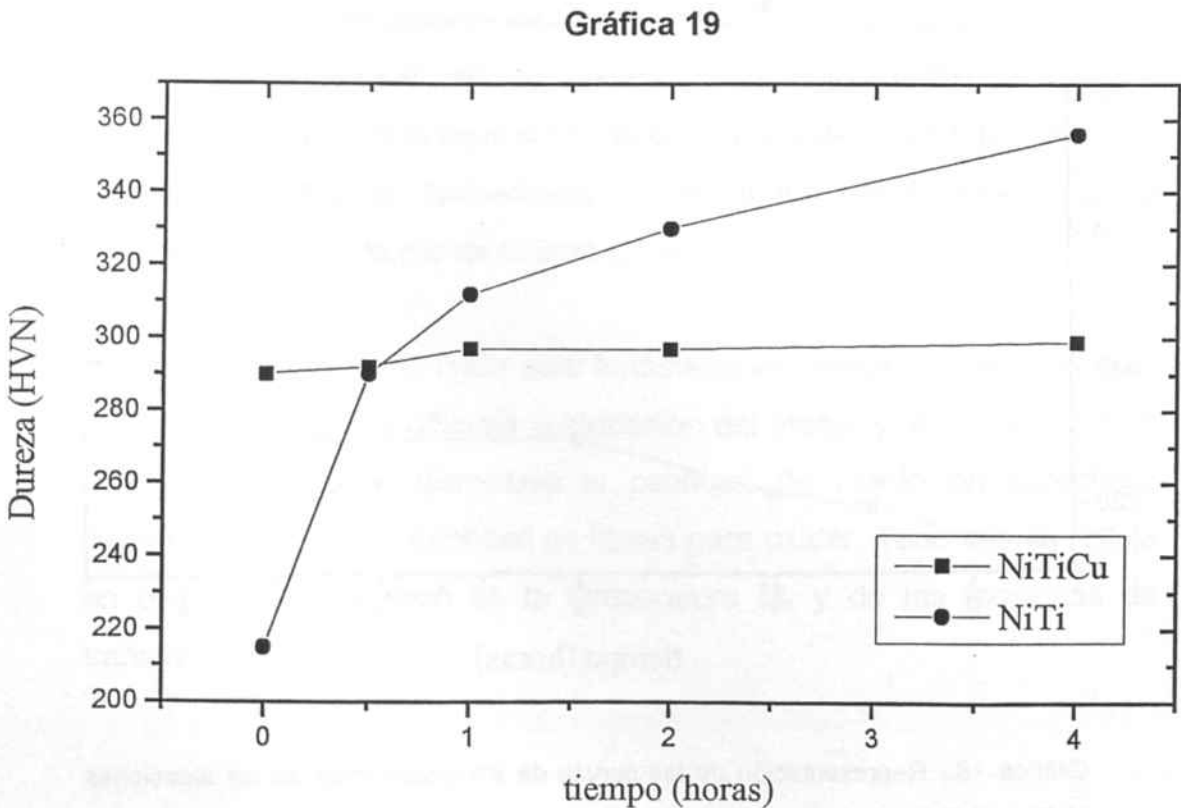


Gráfica 18.- Representación de las curvas de endurecimiento de las aleaciones Ni-Ti y Ni-Ti-Cu para los tratamientos térmicos a 120°C,

Estos resultados muestran que la temperatura de 120°C tiene muy poca influencia en los valores de dureza de las aleaciones, ya que permanecen constantes durante el tiempo. El ligero endurecimiento se produce por la formación de películas de óxido en la superficie de la muestra, pero no por precipitación, hecho que se ha confirmado mediante observación en Microscopio Electrónico de Barrido.

6.4.3.b. Curvas de endurecimiento para los tratamientos térmicos a 500°C.

La Gráfica 19 muestra las curvas de endurecimiento de las aleaciones Ni-Ti y Ni-Ti-Cu para los tratamientos térmicos a 500°C.



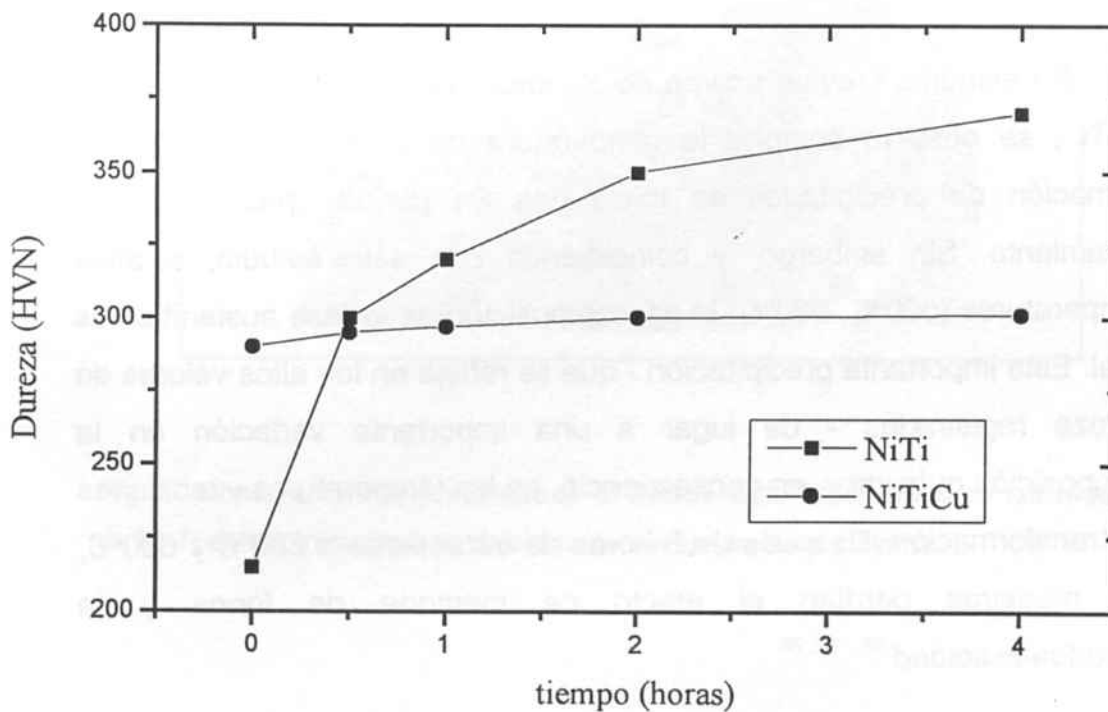
Gráfica 19.- Representación de las curvas de endurecimiento de las aleaciones Ni-Ti y Ni-Ti-Cu para los tratamientos térmicos a 500°C.

Existe aumento de dureza en las muestras de Ni-Ti. Sin embargo, las muestras de Ni-Ti-Cu se muestran pasivas respecto al proceso de precipitación.

6.4.3.c. Curvas de endurecimiento para los tratamientos térmicos a 600°C

Las curvas de endurecimiento de las aleaciones Ni-Ti y Ni-Ti-Cu para los tratamientos térmicos a 600°C se representan en la Gráfica 20 :

Gráfica 20



Gráfica 20.- Representación de las curvas de endurecimiento de las aleaciones Ni-Ti y Ni-Ti-Cu para los tratamientos térmicos a 600°C.

La aleación de Ni-Ti presenta también en este caso aumento de dureza por aparición de precipitados. La aleación Ni-Ti-Cu sigue mostrándose pasiva respecto al proceso de precipitación.

Saburi et al detectaron que las aleaciones Ni-Ti con menor contenido de Níquel no eran sensibles prácticamente a los tratamientos térmicos de envejecimiento. Por tanto, la aleación Ni-Ti puede ser susceptible a los tratamientos térmicos prolongados a altas temperaturas, ya que posee un valor de concentración en porcentaje atómico mayor de 50.7 at% de Níquel, que es lo que estos autores consideran como aleaciones Ni-Ti ricas en Níquel. La incorporación de Cobre reduciría la composición química de Níquel en el retenedor, no teniendo lugar, por tanto, el proceso de envejecimiento.

En estudios previos acerca de los procesos de envejecimiento del Ni-Ti , se observa cómo a la temperatura de 150°C, el proceso de formación de precipitados se inicia tras un período prolongado de tratamiento. Sin embargo, y coincidiendo con este estudio, a altas temperaturas (500°C, 600°C) la descomposición de la fase austenítica es total. Esta importante precipitación - que se refleja en los altos valores de dureza registrados - da lugar a una importante variación en la composición química y, en consecuencia, en las temperaturas y tensiones de transformación. Después de 6 horas de tratamiento a 500°C y 600°C, las muestras perdían el efecto de memoria de forma y la pseudoelasticidad^{68, 69, 78}.

6.4.3.d. Microscopía : observación de precipitados

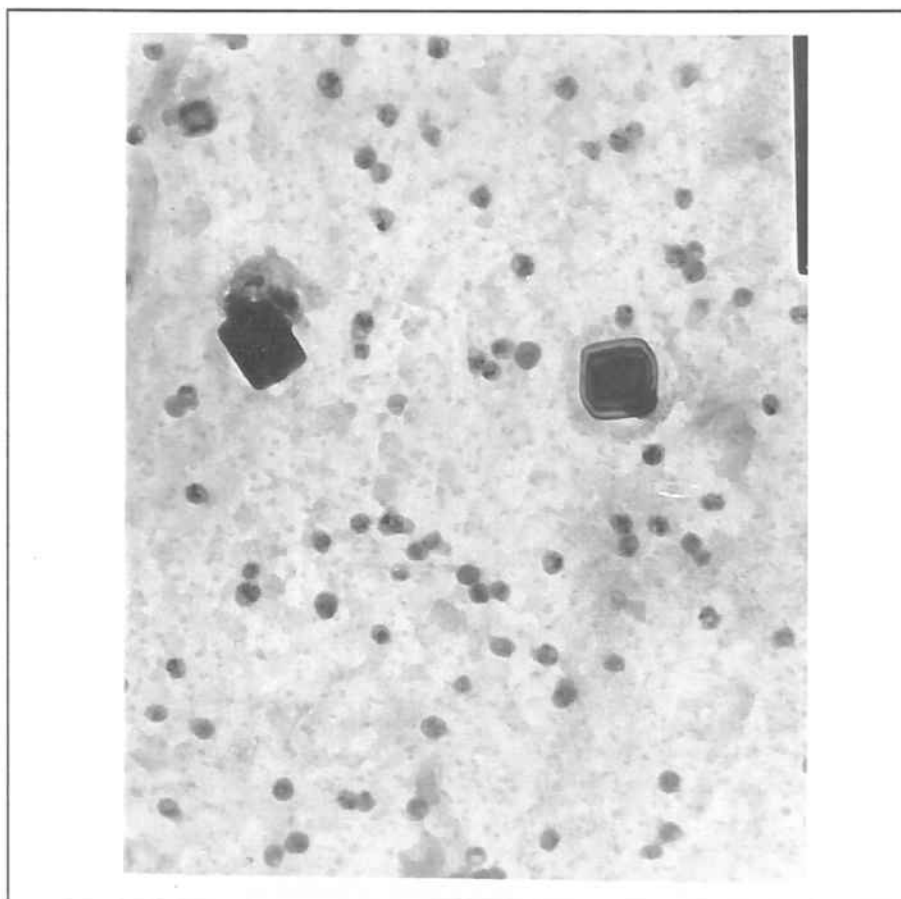


Fig.57. Observación de precipitados al Microscopio Electrónico en las muestras de Ni-Ti en los tratamientos térmicos de envejecimiento a 500°C.

... el estudio de los efectos de la transformación de los recursos humanos en el sector de la salud y el bienestar. En el capítulo 10-11 se ha realizado un análisis de los factores que influyen en la transformación de los recursos humanos en el sector de la salud y el bienestar.

Este libro constituye un aporte a la literatura de las ciencias de la salud y el bienestar, y se espera que sea de utilidad para los investigadores y profesionales del sector de la salud y el bienestar.

Conclusiones



7. CONCLUSIONES

Según los resultados obtenidos, las conclusiones a las que puede llegarse en el presente estudio son:

1. Pequeñas variaciones de composición química en las aleaciones Ni-Ti dan lugar a diferencias importantes en las temperaturas de transformación. En cambio, las aleaciones Ni-Ti-Cu presentan mayor reproducibilidad en los resultados, ya que los cambios en las composiciones químicas no implican cambios significativos en las temperaturas de transformación.
2. La aleación Ni-Ti con temperatura M_s más alejada de la temperatura bucal de 37°C presenta las mayores tensiones de transformación y retransformación. En las aleaciones Ni-Ti-Cu, la estabilidad en las temperaturas de transformación se refleja en la estabilidad en las tensiones de transformación y retransformación.
3. Existe una disminución en la constancia de las tensiones ejercidas por la aleación Ni-Ti durante los ciclos de fatiga mecánica. Sin embargo, las tensiones ejercidas por la aleación Ni-Ti-Cu durante los ciclos de fatiga mecánica serán prácticamente constantes, continuas y de la misma magnitud.
4. La tensión de transformación disminuye exponencialmente con el número de ciclos mecánicos, alcanzando un valor de saturación. Este descenso es más marcado para el Ni-Ti que para el Ni-Ti-

Cu, debido a que el Cobre le confiere una mayor estabilidad cristalográfica.

5. Estas variaciones en las tensiones de transformación se deben al anclaje de placas de martensita por parte de defectos cristalinos. Las placas estabilizadas almacenan energía elástica que se emplea en la transformación en ciclos mecánicos subsiguientes.
6. La deformación residual aumenta con el número de ciclos mecánicos hasta un valor de saturación, de forma más marcada para el Ni-Ti que para el Ni-Ti-Cu.
7. El ciclado mecánico da lugar a un aumento de las temperaturas de transformación M_s y A_s en la aleación de Ni-Ti. Para la aleación Ni-Ti-Cu, las diferencias obtenidas en las temperaturas de transformación no son significativas.
8. La disminución de la entalpía de transformación al incrementarse el número de ciclos mecánicos es más marcada para la aleación Ni-Ti que para la aleación Ni-Ti-Cu. La medición de la entalpía de transformación constata la cantidad de martensita estabilizada que se forma para cada aleación. La entalpía disminuye porque la cantidad de martensita estabilizada aumenta con el número de ciclos mecánicos y, por tanto, la cantidad de material a transformar y retransformar es cada vez menor. La cantidad de martensita estabilizada es la responsable del comportamiento observado en los puntos 4, 5 y 6.
9. Para el ciclado térmico realizado entre 37°C y 20°C no se observan cambios estadísticamente significativos en los valores

de las tensiones de transformación y en la temperatura de transformación M_s con el número de ciclos térmicos tanto en la aleación Ni-Ti como en la aleación Ni-Ti-Cu. Ello significaría que la colocación y/o extracción del retenedor entre la cavidad bucal y el medio ambiente no produce cambios en el comportamiento del material.

10. Para el ciclado térmico realizado entre 100°C y 20°C se produce una disminución en la tensión de transformación y un incremento en la temperatura de transformación M_s para la aleación de Ni-Ti, debido a una oxidación superficial del Titanio que provoca un descenso en su contenido y una variación en las propiedades de la aleación. Las tensiones de transformación y la temperatura de transformación M_s se mantienen constantes para la aleación Ni-Ti-Cu, ya que el Cobre estabiliza la estructura y dificulta la reacción del Titanio con el Oxígeno.
11. En el ciclado térmico realizado entre 300°C y 20°C se inicia el proceso de envejecimiento en la aleación Ni-Ti, observándose mediante Microscopía Electrónica la presencia de precipitados. La aleación Ni-Ti-Cu no presenta precipitación, ya que el Cobre inhibe este proceso.
12. La precipitación de compuestos intermetálicos provoca la variación en la composición química de la matriz y, por tanto, la variación en las temperaturas y tensiones de transformación, perdiéndose las propiedades superelásticas y de memoria de forma de los retenedores protésicos.

13. Los ciclos térmicos entre 60°C y 37°C producen una oxidación en la superficie del Ni-Ti, dando lugar a variaciones en las temperaturas y tensiones de transformación hasta un valor constante en el que se produce formación de óxido en toda la superficie.

14. Esta variación es más ligera en el Ni-Ti-Cu debido a la presencia de Cobre y a la disminución de Titanio en la superficie del metal.

15. En los ensayos de dureza para el estudio del envejecimiento, la aleación Ni-Ti se oxida ligeramente en los tratamientos térmicos a 120°C y se observa un aumento de dureza en los tratamientos térmicos a 500°C y 600°C debido a la aparición de precipitados. La aleación Ni-Ti-Cu se muestra pasiva con respecto al proceso de envejecimiento en los tres tratamientos térmicos realizados: a 120°C, a 500°C y a 600°C.

Perspectivas de futuro

8. PERSPECTIVAS DE FUTURO

El estudio del comportamiento y las aplicaciones de las aleaciones con memoria de forma en Prosthodontia, y concretamente de la aleación Ni-Ti, se inicia con el fin de superar los principales inconvenientes de las aleaciones clásicas de base Cobalto: colocación de retenedores protésicos en dientes pilares con excesivas profundidades de retención, además del problema de la fatiga, que da lugar a la desactivación y a la fractura de los retenedores.

En algunos estudios ya se había observado una disminución en la constancia de las tensiones ejercidas por la aleación de Ni-Ti durante los ciclos de fatiga mecánica y térmica, lo cual se traduce en una pérdida de retención clínica con el tiempo de uso del retenedor.

En el presente estudio se ha demostrado cómo la adición de Cobre en la aleación Ni-Ti estabiliza el comportamiento a fatiga, tanto mecánica como térmica, y evita también el problema del envejecimiento.

La aleación Ni-Ti-Cu constituiría así la nueva generación de materiales con memoria de forma biocompatible. A partir de aquí, los esfuerzos en la investigación deberían ir dirigidos a la determinación de unos criterios de fabricación y de diseño específicos de los retenedores protésicos, así como a una mejora en las técnicas de manipulación de estas nuevas aleaciones para su uso en Prótesis Parcial Removible.

Bibliografía

9. BIBLIOGRAFÍA

¹ Callister, W.D. Jr. *Introducción a la Ciencia e Ingeniería de los materiales*. Barcelona: Reverté Ed, 1986.

² Mallat E., Keogh, T.P. *Prótesis Parcial Removible. Clínica y Laboratorio*. Madrid : Mosby/Doyma Libros, S.A., 1995.

³ Rustullet, O. *Aplicación de una aleación superelástica en prótesis parcial removible. Ensayo clínico de prótesis en Ni-Ti versus Cr-Co. Tesis doctoral*. Universidad de Barcelona. Barcelona, 1997.

⁴ Sabriá, J. *Elaboración y caracterización de la aleación Ni 42 Ti con efecto pseudoelástico para la aplicación en retenedores protésicos dentales. Tesis doctoral*. Universidad de Barcelona. Barcelona 1988-1993

⁵ Sabriá, J. ; Cortada, M. ; Giner, L. ; Fernández, E. ; Gil, F.J. ; Planell, J.A. *Estudio comparativo de las propiedades mecánicas de una aleación de Ni-Ti frente a las aleaciones convencionales utilizadas en fijadores protésicos dentales*. Av Odontoestomatol. 1995 ;11 : 521-528.

⁶ Kotake, M. ; Wakabayashi, N. ; Minoru A. ; Yoneyama, T. ; Hamanaka, H. *Fatigue resistance of Titanium-Nickel alloy cast clasps*. Int.J. Prosthodont. 1997 ; 10 :547-552.

⁷ Libenson, C. ; Durán Von Arx, J. ; Gil Mur, F.J. ; Planell Estany, J.A. *Estudio del efecto pseudoelástico de la aleación Ni-Ti utilizada en ortodoncia*. Ortodonc esp. 1995 ; 36 :167-172.

⁸ Sabriá, J. ; Llombart, D. ; Cortada, M. ; Gil, F.J. ; Fernández, A.E. *Obtención de aleaciones NiTi para aplicaciones dentales*. Av Odontoestomatol. 1993 ; 9 : 685-688.

⁹ Wen, X.; Zhang, N.; Li, X.; Cao, Z. *Electrochemical and histomorphometric evaluation of the TiNiCu shape memory alloy*. Biomed. Mater. Eng. 1997 ; 7(1) : 1-11.

¹⁰ Libenson, C. *Caracterización de aleaciones Níquel-Titanio para su aplicación como alambres de ortodoncia*. Tesis doctoral. Barcelona 1993.

¹¹ Combe, E.C. *Materiales Dentales*. Barcelona : Editorial Labor, S.A. 1990.

¹² Kotate, M. ; Wakabayashi, N. ; Ai, M. ; Yoneyama, T. ; Hamanaka, H. *Fatigue resistance of Titanium-Nickel Alloy cast clasps*. Int J Prosthodont. 1997 ; 10(6) : 547-552.

¹³ Caputo, A.A. ; Standlee, J.P. *Biomechanics in Clinical Dentistry*. Chicago : Quintessence Publishing Co., Inc., 1987.

¹⁴ Leinfelder, K.F. *An evaluation of casting alloys used for restorative procedures*. JADA 1997 ; 128 Jan : 37-45.

¹⁵ Yurie Iwama, C. ; Preston, J.D. *Cobalt-Chromium-Titanium alloy for Removable Partial Dentures*. Int J Prosthodont. 1997 ; 10(4) : 309-317.

¹⁶ Ali, M. ; Naim, R.I. ; Sherriff, M ; Waters, N.E. . *The distortion of cast cobalt-chromium alloy partial denture frameworks fitted to a working cast*. J. Prosthet Dent 1997 ;78 :419-424.

¹⁷ Sunder, D. ; Rathnasamy, J.R. ; Swaminathan, T.N. *Radiographic and metallographic evaluation of porosity defects and grain structure of cast chromium cobalt removable partial dentures*. J. Prosthet Dent 1993 ;69 :369-373.

¹⁸ Yewr-Dyer, M. *A new stainless steel clasp for partial dentures*. Br Dent J. 1996 ;181(4, Aug. 24) :148-149.

- ¹⁹ Wang, R.R. ; Fenton, A. *Titanium for prosthodontic applications : A review of the literature*. Quintessence Int 1996 ; 27 :401-408.
- ²⁰ Lautenschlager, E.P. ; Monaghan, P. *Titanium an titanium alloys as dental materials*. Int Dent J 1993 ; 43 : 245-253.
- ²¹ Bridgeman, J.T. ; Marker, V.A. ; Hummel, S.K. ; Benson, B.W. ; Pace, L.L. *Comparison of titanium and colbalt-chromium removable partial denture clasps* J. Prosthet. Dent 1997 ; 78 : 187-193.
- ²² Thomas, C.J. ; Lechner, S. ; Mori, T. *Titanium for removable dentures. II. Two-year clinical observations* J Oral Rehabil 1997 ; 24 : 414-418.
- ²³ Wakabayashi, N. ; Ai, M. *A short-term clinical follow-up study of superplastic titanium alloy for major connectors of removable partial dentures* J Prosthet Dent 1997 ; 77 : 583-587.
- ²⁴ Kônönen, M. ; Rintanen, J. ; Waltimo, A. ; Kempainen, P. *Titanium framework removable partial denture used for patient allergic to other metals : A clinical report and literature review* J Prosthet Dent 1995 ; 73 : 4-7.
- ²⁵ Kim, T.I ; Han, J.J. ; Lee, I.S. ; Lee, K.H. ; Shin, M.C. ; Choi, B.B. *New titanium alloys for biomaterials : A study of mechanical an corrosion properties and citotoxicity* Biomed Mater Eng 1997 ; 7(4) : 253-263.
- ²⁶ Hamanaka, H. ; Doi, H. ; Yoneyama, T. ; Okuno, O. *Dental casting of Titanium and Ni-Ti Alloys by a new casting machine* J Dent Res 1989 ; 68(11) Nov : 1529-1533.
- ²⁷ Yamauchi, M. ; Sakai, M. ; Kawano, J. *Clinical application of pure titanium for cast plate dentures* Dent Mater J 1988 ; 7 : 39-47.
- ²⁸ Flageul, F. *Les nouveaux alliages. Introduction en forme d'aide-mémoire* Rev Orthop Dento Faciale 1988 ; 22 : 11-16.

²⁹ Guénin, G. *Effet mémoire de forme et phénomènes associés* Rev. Orthop. Dento Faciale 1998; 22: 19.

³⁰ Otsuka, K. ; Wayman, C.M. *Pseudoelasticity and stress induced martensitic transformations. Reviews on the deformation behaviour of materials* Int Q Sci Rev J 1977 ; 2(2) : 440.

³¹ Greninger, A.B. ; Mooradian, V.G. *Strain transformation in metastable beta copper-zinc and beta copper-tin alloys* Trans. AIME 1938 ;128 : 337-338.

³² Buehler, W.J. ; Gilfrich, J.V. ; Wiley, R.C. *Effect of low temperature phase changes on the mechanical properties of alloys near composition TiNi* J Appl Phys 1963 ; 34 : 1475-1476.

³³ Delaey, L. ; Krishnan, R.V. ; Tas, H. ; Warlimont, H. *Review : Thermoelasticity, pseudoelasticity and the shape memory effects associated with martensitic transformation* J Mater Sci 1974 ; 9 : 1521-1530.

³⁴ Delaey, L. ; Deruyttere, E. ; Aernoudt, E. ; Roos, J. *Shape memory effect, superelasticity and damping in copper-zinc-aluminium alloys* Rapport 78R1, Department Metaalkunde, Katholieke Universiteit Leuven. Belgium 1978 : 24-56.

³⁵ Wayman, C.M. ; Duering, T.W. *An introduction to martensite in Shape Memory in Engineering aspects of shape memory alloys* Londres : Butterworth-Heinemann, 1990.

³⁶ Wasilewski, R.J. ; *On the nature of the martensitic transformation* Metall Trans 6A 1975 : 1405-1409.

³⁷ Guilemany, J.M. ; Gil, F.J. *The influence of grain boundaries on the transformation temperatures of Cu-Zn-Al shape memory alloys* Mat Res Bull 1990 ; 25 : 1325-1332.

- ³⁸ Burstone, C.J. ; Baiquin, M.S. ; Morton, J.Y. *Chinese NiTi wire- A new orthodontic alloy* Am J Orthod 1985 ; 87 (6) : 205-210.
- ³⁹ Miura, F. ; Mogi, M. ; Ohura, Y. ; Karibe, M. *The superelastic Japanese NiTi alloy wire for use in orthodontics* Am J Orthod and Dentofac Orthop 1988 ; 94(2) : 505-507.
- ⁴⁰ Haarsters, J. ; Salis-Solio, G. ; Bensmann, R. *The use of NiTi as implant material in orthopaedics* Londres : Butterworth-Heinemann, 1990.
- ⁴¹ Zhang, X.F. *A study of shape memory alloy for medicine* International Symposium of Shape Memory alloys. China : Academic Publishers, 1986.
- ⁴² Weber, D.J. ; Veldhuizen, M. ; Sanders, M. ; Schakenraad, J.M. ; Van Horn, J.R. *Cytotoxic, allergic and genotoxic activity of a nickel-titanium alloy* Biomaterials 1997 ; 18 : 275.
- ⁴³ Brailovski, V. ; Trochu, F. *Review of shape memory alloys medical applications in Russia* Biomed Mater Eng 1996; 6(4) : 291-298.
- ⁴⁴ Dai, K. ; Chu, Y. *Studies and applications of NiTi shape memory alloys in the medical field in China* Biomed Mater Eng 1996; 6(4) : 233-240.
- ⁴⁵ *Materials Properties Hand Book : Titanium Alloys*. ASM International EEUU, 1994.
- ⁴⁶ Andreasen, G. *A clinical trial of alignment of teeth using a 0.019 inch thermal nitinol wire with a transition temperature range between 31°C and 45°C* Am J Orthod 1980; Nov: 528-537.
- ⁴⁷ Airoidi, G. ; Riva, G. *Innovative materials: the NiTi alloys in orthodontics* Biomed Mater Eng 1996; 6(4) : 299-305.

⁴⁸ Libenson, C. ; Gil, F.J. ; Planell, J.A. *Étude des caractéristiques des fils NiTi à usage orthodontique*. Rev Orthop Dento Faciale 1996 ; 30 : 129-141.

⁴⁹ Gil, F.J. ; Planell, J.A. ; Libenson, C. *Differences in the pseudoelasticity behaviour of nickel-titanium orthodontic wires* J Mater Science 1993 ; 4 : 281-284.

⁵⁰ Shimizu, K. ; Tadaki, T. *Shape Memory effect : mechanism in shape memory alloys* Gordon and Breach Science Publishers, 1984.

⁵¹ Kaufman, L. ; Cohen, M. *Thermodynamics and Kinetics of Martensitic Transformations* Progress in Metal Physics 1958 ; 7(3) : 165-166.

⁵² Ortín, J. ; Planes, A. *Thermodynamic analysis of thermal measurements in thermoelastic martensitic transformations* Acta Metall. 1988 ; 36(8) : 1873-1889.

⁵³ Zhongguo, W. ; Dazhi, Y. *On the hysteresis loops and characteristic temperatures of thermoelastic martensitic transformations* Scripta Met. 1988 ; 22 : 1435-1440.

⁵⁴ Jardine, A.P. *Calorimetric techniques for the evaluation of thermal efficiencies of shape memory alloys* J of Mat Science 1989 ; 24 : 2587-2593.

⁵⁵ Golestaneh, A.A. *Energetic shape recovery associated with martensitic transformation in shape memory alloys* Acta Met. 1980 ; 28 : 1427-1436.

⁵⁶ Barceló, G. ; Rapacioli, R. ; Ahlers, M. *The rubber effect in Cu-Zn-Al martensite* Scripta Met. 1978 ; 12 : 1069-1074.

⁵⁷ Ahlers, M. ; Barceló, G. ; Rapacioli, R. *A model for the rubber-like behaviour in Cu-Zn-Al martensites* Scripta Met. 1978 ; 12 : 1075-1078.

- ⁵⁸ Krousbrock, R. *Shape memory alloys in Metal and Ceramic Biomaterials*. CRC Press. Boca Ratón, Florida, 1984.
- ⁵⁹ Gil, F.J. *Estudio de la transformación martensítica termoelástica y caracterización de propiedades en poli y monocristales de aleaciones con memoria de forma Cu-Zn-Al para aplicaciones tecnológicas. Tesis doctoral*. Universidad de Barcelona. Barcelona, 1989.
- ⁶⁰ Tosho, S. *Shape Memory Alloys*. Vol. 1. Gordon and Breach Science Publishers. Tokio, 1984.
- ⁶¹ Perkins, J. *Shape memory effects in alloys* Plenum Press. New York, 1975.
- ⁶² Guilemany, J.M. ; Gil, F.J. ; Miguel, J.R. *Ciencia y Tecnología de materiales con memoria de forma. Propiedades y Aplicaciones Rev Técnica Metalúrgica* 1986 ; 5 : 213-224.
- ⁶³ Lin ; H.C. *Damping characteristics of NiTi shape memory alloys Metall Trans A*. 1993 ; 24 : 2189.
- ⁶⁴ Shimizu, K.; Tadaki, T. *Shape Memory Alloys* Gordon and Breach Science Publishers. Tokio, 1984.
- ⁶⁵ Duering, T.W.; Melton, K.N.; Stöckel, D.; Wayman, C.M. *Engineering aspects of shape memory alloys* Butterworth Heimann Ltd. London, 1990.
- ⁶⁶ Hughes, J.L. *Evaluation of Nitinol for use as a material in the construction of orthopaedic implants DAMD 17-74-C-4041 US Army Medical Research and Development Command*. Fort Detrick, Frederick, MD, 1977: 72-78.
- ⁶⁷ Hamada, H.; Miyagi, M.; Oniahi, O. *Niti internal fixation in orthopedic surgery* Proceed of the 4th Conference of the Japanese Society of Biomaterials : 191-193.

⁶⁸ Cortada, M.; Sabrià, J.; Giner, L.; Fernández, E.; Gil, F.J.; Planell, J.A. *Efecto de los tratamientos térmicos de esterilización sobre las propiedades superelásticas de una aleación de Ni-Ti para fijadores protésicos utilizados en Odontología* Archivos de Odontostomatología 1995; Aug, 11 (8) : 445-449.

⁶⁹ Gil, F.J.; Manero, J.M.; Planell, J.A. *Relevant aspects in the clinical applications of NiTi shape memory alloys* J of Materials Science: Materials in Medicine 1996; 7: 403-406.

⁷⁰ Kroubroeck, R.; Van der Perre, G.; Aernoudt, E.; Mulier, J.C. *Advances in Biomaterials, vol 3.* John Wiley & Sons. New York, 1982.

⁷¹ Trochu, F.; Brailovski, V.; Meunier, M.A.; Terriault, P.; Qian, YY. *Thermomechanical analysis of shape memory devices* Biomed Mater Eng 1996; 6(6) : 389-403.

⁷² Gil, F.J.; Planell, J.A. *In vitro thermomechanical ageing of NiTi alloys* J Biomater Appl 1998; Jan 12(3) : 237-248.

⁷³ Mellor, B.G. *Shape memory effects in the science and technology of shape memory alloys* COMETT Course, Barcelona. Univ. Illes Balears, 1980.

⁷⁴ Perkins, J.; Hodgson, D. *The two-way shape memory alloys in shape memory in engineering aspects of shape memory alloys* Butterworth-Heinemann Ltd. London, 1990.

⁷⁵ Airoldi, G.; Riva, G.; Vanelli, M.; Filippi, V.; Garattini, G. *Oral environment temperature changes induced by cold / hot liquid intake* Am J Orthod Dentofac Orthop 1997; 112: 58-63.

⁷⁶ Van Humbeeck, J. *Cycling effects, fatigue and degradation of shape memory alloys* J Physique 1991; Nov (4), : Colloque C4.

⁷⁷ Prado, J.M.; Herrero, A.; Planell, J.A.; Tartera, J. *Metalurgia General, vol 1* Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería

Metalúrgica. E.T.S. Ingenieros Industriales de Barcelona. Universidad Politécnica de Cataluña. Barcelona, 1994.

⁷⁸ Libenson, C.; Gil, F.J.; Planell, J.A. *Deterioro de los alambres ortodónticos de NiTi: Envejecimiento y liberación de iones en medio salivar a 37°C* Rev Esp Ortod 1995; 25 : 343-349.

⁷⁹ Smith, D.C.; Williams, D.F. *Biocompatibility of Dental Materials. Volume I: characteristics of dental tissues and their response to dental materials* CRC Press, Inc. Boca Raton, Florida, 1982.

⁸⁰ Stanford, J.W. *Recommendations for determining biocompatibility and safety for the clinical use of metals in Dentistry* Int Dent J 1986; 36: 45-48.

⁸¹ Metalor. *Tablas de aleaciones y aleaciones dentales* C&M, S.A.

⁸² Proubasta, J.; Gil, J; Planell, J.A. *Fundamentos de la biomecánica y biomateriales* Edit. Ergón. Madrid, 1997.

⁸³ Meyer, J.M. *Biocompatibilité, allergies et résistance à la corrosion. Bilan de 8 années de recherche Métaux Précieux SA METALOR.* Neuchâtel, 1996.

⁸⁴ Al- Waheidi, E.M.H. *Allergic reaction to nickel orthodontic wires: A case report* Quintessence Int 1995; 26(6) : 385-387.

⁸⁵ Shabalovskaya, S.A. *On the nature of the biocompatibility and on medical applications of NiTi Shape Memory and Superelastic alloys* Biomed Mater Eng 1996; 6(4): 267-289.

⁸⁶ Mjör, I.A.; Christensen, G.J. *Assessment of local side effects of casting alloys* Quintessence Int 1993; 24(5) : 343-351.

⁸⁷ Lipscomb, I.P.; Nokes, L.D.M. *The Application of Shape Memory Alloys in Medecine* London: MEP, 1996.

⁸⁸ Rondelli, G. *Corrosion resistance tests on NiTi shape memory alloy* Biomaterials 1996; Oct 17 (20) : 2003-2008.

⁸⁹ Villermaux, F.; Tabrizian, M.; Yahia, L.; Czremuszkina, G. ; Piron, D.L. *Corrosion resistance improvement of NiTi osteosynthesis staples by plasma polymerized tetrafluoroethylene coating* Biomed Mater Eng 1996; 6(4) : 241-254.

⁹⁰ Blanco-Dalmau, L.; Carrasquillo-Alberty, H.; Silva-Parra, J. *A study of nickel allergy* J Prosthet. Dent 1984; 52(1): 116-119.

⁹¹ Arikan, A. *Effects of nickel-chrome dental alloys used in dentistry on saliva and serum nickel levels, peripheral T-lymphocytes and some other blood parameters* J Oral Rehabil 1992; 19: 343-352.

⁹² Hensten-Pettersen, A. *Casting alloys: side-effects* Adv.Dent.Res. 1992; Sep 6: 38-43.

⁹³ Suzuki, N. *Metal Allergy in Dentistry: Detection of allergen metals with X-ray fluorescence spectroscope and its application toward allergen elimination* Int J Prosthodont 1995; 8: 351-369.

⁹⁴ Kulak, Y.; Arikan, A. *Effect of dental base metal alloys on IgE levels and some blood parameters* J Oral Rehabil 1997; 24: 749-754.

⁹⁵ Bezzon, O.L. *Allergic sensitivity to several base metals : A clinical report* J Prosthet Dent 1993; 69: 243-244.

⁹⁶ Bruce, G.J.; Hall, W.B. *Nickel hypersensitivity-related periodontitis* Compend Contin Educ Dent 1995; 16(2): 178, 180-184; quiz 186.

⁹⁷ Lyzak, W.A.; Flaitz, C.M.; McGuckin, R.S.; Eichmiller, F.; Brown, R.S. *Diagnosis and treatment of an oral base-metal contact lesion following negative dermatologic patch tests* Ann Allergy 1994; Aug 73(2): 161-165.

⁹⁸ Wendt, S.L. *Nonprecious cast-metal alloys in Dentistry* Curr Opin Dent 1991; 1(2): 222-227.

⁹⁹ Informe Dental 1998; Jan-Feb 15: 279-280.

¹⁰⁰ Kratochvil, F.J. *Influence of occlusal rest position and clasp design on movement of abutment teeth* J Prosthet Dent 1963; 13: 114-124.

¹⁰¹ Snyder, H.A.; Duncanson, M.G. *The effect of clasp form on permanent deformation* Int J Prosthodont 1992; 5: 345-350.

¹⁰² Bates, J.F. *Fatigue studies on a cast dental cobalt-chromium alloy* J Dent Res 1963; 42: 1108.

¹⁰³ Sato, Y.; Yuasa, Y.; Akagawa, Y.; Ohkawa, S. *An investigation of preferable taper and thickness ratios for cast circumferential clasp arms using finite element analysis* Int J Prosthodont 1995; 8(4): 392-397.

¹⁰⁴ Vallittu, P.K.; Kokkonen, M. *Deflection fatigue of cobalt-chromium, titanium, and gold alloy cast denture clasp* J Prosthet Dent 1995; 74 (4) : 412-419.

¹⁰⁵ Brochurst, P.J. *A new design for partial denture circumferential clasp arms* Aust Dent J 1996; 41(5): 317-323.

¹⁰⁶ Ikebe, K.; Nokubi, T.; Kibi, M.; Ono, T.; Okuno, Y. *Influence of dimensional factors and heat treatment on permanent deformation of wrought wire clasps* J Osaka Univ Dent Sch 1992; 32: 75-83.

¹⁰⁷ Ikebe, K.; Nokubi, T.; Yasui, S.; Kibi, M.; Okuno, Y. *Effects of heat treatment on mechanical properties of base metal wrought wire clasps* J-Osaka-Univ Dent Sch 1992; 32: 68-74.

¹⁰⁸ Sato, Y.; Abe, Y.; Yuasa, Y.; Akagawa, Y. *Effect of friction coefficient on Akers clasp retention* J Prosthet Dent 1997; 78 (1) : 22-27.

TD 523

07005692

- ¹⁰⁹ Brudvik, J.S.; Reimers, D. *The tooth-removable partial denture interface* J Prosthet Dent 1992; 68 (6): 24-27.
- ¹¹⁰ Keltjens, H.M.A.M.; Mulder, J.; Käyser, A.F.; Creugers, N.H.J. *Fit of direct retainers in removable partial dentures after 8 years of use* J Oral Rehabil 1997; 24: 138-142.
- ¹¹¹ Vallittu, P.K.; Miettinen, T.; *Duration of induction melting of cobalt-chromium alloy and its effect on resistance to deflection fatigue of cast denture clasps* J Prosthet Dent 1996; 75 (3) : 332-336.
- ¹¹² VandenBrink, J.P.; Wolfaardt, J.F.; Faulkner, M.G. *A comparison of various removable partial denture clasp materials and fabrication procedure for placing clasps on canine and premolar teeth* J Prosthet Dent 1993; 70 (2) : 180-188.