

78
2ej.



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE
MÉXICO

ESCUELA NACIONAL DE ESTUDIOS PROFESIONALES

CAMPUS ARAGÓN

Paginación Discontinua.

“PERSPECTIVAS DE APLICACIÓN MECANICA DE
LAS ALEACIONES CON MEMORIA DE FORMA EN
LA INDUSTRIA NACIONAL”.

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL TITULO DE
INGENIERO MECANICO
ELECTRICISTA

P R E S E N T A :

AGUSTIN TORRES RODRIGUEZ

ASESOR :
ING. JAVIER NAVA PEREZ

MÉXICO

1998

**TESIS CON
FALLA DE ORIGEN**

267073



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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



UNIVERSIDAD NACIONAL
AVENIDA DE
MEXICO

ESCUELA NACIONAL DE ESTUDIOS
PROFESIONALES ARAGÓN - UNAM

JEFATURA DE ÁREA DE INGENIERÍA
MECÁNICA ELÉCTRICA

SECRETARIA TÉCNICA

ING. JAVIER NAVA PEREZ (ASESOR)
ING. RODOLFO ARAGOZA BUCHAIN
ING. MIGUEL ANGEL MALDONADO MUÑOZ
ING. ADRIAN ISLAS ARGUELLO
ING. ALFREDO ALDAZ BENITEZ

ASUNTO: Revisión previa de a antes de
autorizar su impresión.

En forma anexa le hago entrega de un ejemplar del proyecto de Tesis titulado "PERSPECTIVAS DE APLICACION MECANICA DE LAS ALEACIONES CON MEMORIA DE FORMA EN LA INDUSTRIA NACIONAL" del alumno AGUSTIN TORRES RODRIGUEZ, con número de cuenta 8719068-5.

Eso con el fin de que sea revisada por usted, y que nos de su evaluación y comentarios por escrito, mismo que le pido me haga llegar a la brevedad posible.

Agradezco de antemano su colaboración y aprovecho la oportunidad para enviarle un cordial saludo.

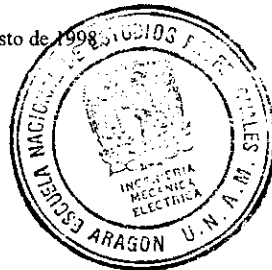
Atentamente.

"POR MI RAZA HABLARA EL ESPÍRITU"

Bosques de Aragón, Estado de México, 25 de Agosto de 1998

EL SECRETARIO TÉCNICO

ING. IVAN MUÑOZ SOLIS.



C.c.p.- Alumno
C.c.p.- Expediente.
IMS/amce.

AGRADECIMIENTOS.

A Dios que le debemos el ser y el estar aquí...
Gracias.

A mis padres que sin ellos no podría haber hecho posible la realización de este trabajo.

Al Ing. Javier Nava Pérez que me brindo su apoyo, su experiencia, sus conocimientos, su tiempo que fueron fundamentales para la elaboración de este trabajo.

Al Ing. Jacinto Cortéz Pérez por el apoyo que me dio para la investigación que realice en el Instituto de Investigación de Materiales.

A los profesores Ing. Zaragoza Buchain Rodolfo, al Ing. Miguel Angel Maldonado Muñoz, al Ing. Alfredo Aldaz Benítez y al Ing. Adrián Islas Arguello por la revisión de los apuntes ... Gracias.

A mi amigo Luis Curiel López por sus valiosos comentarios que fueron muy útiles para preparar el tema.

A la Universidad Nacional Autónoma de México y a la ENEP Aragón porque en sus aulas logre mi formación profesional ... Gracias.

Agustín Torres Rodríguez.

Dedico este trabajo de tesis:

Con respeto, cariño y confianza:

A Agustín Torres López, mi papá.

Por ser el mejor ejemplo y estímulo que tengo en la vida. Además de haberme dado la oportunidad de poder tener una formación profesional, Te quiero mucho.

A Ma. Inés Rodríguez Centeno, mi mamá.

Que me impulso siempre para poder continuar y terminar con mis estudios. Te quiero mucho.

A mis hermanos:

Javier, Armando y Mauricio porque sin darse cuenta han sido un estímulo muy importante para poder seguir adelante. Los quiero mucho.

Agustín Torres Rodríguez.



**PERSPECTIVAS DE APLICACION
MECANICA DE LAS ALEACIONES
CON MEMORIA DE FORMA EN LA
INDUSTRIA NACIONAL.**

INDICE

| | |
|--|----|
| INTRODUCCION | 1 |
| CAPITULO I: RESEÑA HISTORICA. | 3 |
| 1.1 EL COBRE | 3 |
| 1.1.1 Definición (DEF.) | 3 |
| 1.2 ANTECEDENTES | 5 |
| 1.3 EL COBRE EN LA REVOLUCION INDUSTRIAL. | 8 |
| 1.3.1 <i>El efecto del cobre en la minería.</i> | 8 |
| 1.3.2 El proceso de Welsh. | 8 |
| 1.3.3 El crecimiento del comercio del bronce. | 9 |
| 1.4 EL COBRE MODERNO Y SUS MULTIPLES APLICACIONES. | 10 |
| 1.4.1 El cobre nativo. | 10 |
| 1.5 PRODUCCION Y CONSUMO MUNDIAL. | 13 |
| 1.5.1 Generalidades. | 13 |
| 1.5.2 Producción mundial. | 15 |
| 1.5.3 Consumo mundial de cobre refinado. | 17 |
| 1.5.4 Chatarra | 17 |
| 1.5.5 Principales países productores y consumidores. | 18 |
| 1.5.6 Capacidad de producción y reservas de minas. | 21 |
| 1.6 COMERCIO INTERNACIONAL. | 23 |
| 1.6.1 Transacciones comerciales. | 23 |
| 1.6.2 Organización de países exportadores. | 23 |
| 1.6.3 Principales países exportadores. | 24 |
| 1.6.4 Mercados internacionales. | 25 |
| 1.6.5 Los mercados de los productores | 25 |
| 1.6.6 La Bolsa de Metales de Londres. | 25 |

INDICE

| | |
|--|----|
| 1.6.7 El COMEX (Comercio Exterior) . | 28 |
| 1.7 EL SECTOR DEL COBRE EN AMERICA LATINA. | 29 |
| 1.7.1 Aspectos generales. | 29 |
| 1.7.2 México. | 29 |

INDICE

| | |
|--|-----------|
| CAPITULO II : METALURGIA DEL COBRE Y DE LAS ALEACIONES DEL COBRE. | 33 |
| 2.1 NUMERO ATOMICO Y ESTRUCTURA CRISTALINA. | 33 |
| 2.2 DEFORMACION PLASTICA Y DESLIZAMIENTO. | 39 |
| 2.3 EFECTOS DE LOS ELEMENTOS EN LA ESTRUCTURA Y PROPIEDADES. | 40 |
| 2.3.1 Solubilidad y soluciones sólidas. | 42 |
| 2.4 DIAGRAMA DE FASES Y ENDURECIMIENTO POR PRECIPITACION. | 45 |
| 2.5 EFECTO DE LAS IMPUREZAS. | 48 |
| 2.6 PROPIEDADES MECANICAS Y TAMAÑO DE GRANO. | 50 |
| 2.6.1 PROPIEDADES MECANICAS. | 50 |
| 2.6.1.1 PRUEBAS DE TENSION. | 51 |
| 2.6.1.1.1 El diagrama esfuerzo-deformación. | 55 |
| 2.6.1.1.2 Deformación elástica y deformación plástica. | 58 |
| 2.6.1.1.3 Esfuerzo de fluencia. | 59 |
| 2.6.1.1.4 Resistencia a la tensión. | 59 |
| 2.6.1.1.5 Esfuerzo real - deformación real. | 60 |
| 2.6.1.1.6 <i>Expresión matemática del modulo de elasticidad</i> | 61 |
| 2.6.1.1.7 Ductilidad. | 62 |
| 2.6.1.1.8 Efectos térmicos. | 63 |
| 2.6.1.2 PRUEBAS DE DUREZA. | 65 |
| 2.6.1.2.1 Características del ensayo de dureza. | 66 |
| 2.6.2 TAMAÑO DE GRANO. | 68 |
| 2.7 ESFUERZO DE TENSION Y DESIGNACION DEL TEMPLE. | 72 |
| 2.8 PROPIEDADES FISICAS : EFECTO DE ELEVAR LA TEMPERATURA, CONDUCTIVIDAD TERMICA, EXPANSION TERMICA Y DENSIDAD. | 73 |

INDICE

| | |
|--|----|
| 2.8.1 EFECTO DE ELEVAR LA TEMPERATURA. | 73 |
| 2.8.2 CONDUCTIVIDAD TERMICA. | 74 |
| 2.8.3 EXPANSION TERMICA. | 75 |
| 2.8.4 DENSIDAD | 76 |
| 2.9 EFECTOS DE LA ADICION DE UN ELEMENTO E IMPUREZAS. | 77 |
| 2.10 OTRAS PROPIEDADES DE INGENIERIA: FATIGA, DESLIZAMIENTO Y REPOSO. | 79 |
| 2.10.1 FATIGA. | 79 |
| 2.10.2 DESLIZAMIENTO Y ESFUERZO POR RUPTURA. | 82 |
| 2.10.3 ESFUERZO EN REPOSO. | 83 |
| 2.11 RESISTENCIA A LA CORROSION. | 84 |
| 2.11.1 MECANISMOS DE CORROSION. | 84 |
| 2.11.1.1 Atmósfera de oxidación y de corrosión. | 84 |
| 2.11.1.2 Corrosión en medios acuosos. | 87 |
| 2.11.1.3 La experiencia del campo. | 88 |
| 2.11.1.3.1 Oxidación y corrosión atmosférica. | 88 |
| 2.11.1.3.2 Corrosión acuosa. | 88 |
| 2.11.1.3.3 Corrosión galvánica. | 89 |
| 2.11.1.3.4 La biodegradación. | 89 |
| 2.11.1.3.5 Corrosión por erosión. | 90 |
| 2.11.1.3.6 Agujeramiento. | 91 |
| 2.11.1.3.7 Esfuerzo de corrosión. | 92 |
| 2.11.1.3.8 Fatiga por corrosión. | 95 |
| 2.11.1.3.9 Dezincificación. | 95 |
| 2.11.1.3.10 Corrosión intergranular. | 95 |

INDICE

| | |
|---|-----|
| 2.12 TRATAMIENTOS TERMICOS DEL COBRE Y DE SUS ALEACIONES. | 96 |
| 2.12.1 ENDURECIMIENTO POR SOLUCION SOLIDA. | 96 |
| 2.12.2 ENDURECIMIENTO POR DISPERSION Y REACCIONES DE TRES FASES. | 101 |
| 2.12.3 ALEACIONES ENDURECIBLES POR ENVEJECIMIENTO. | 104 |
| 2.13 LA REACCION MARTENSITICA | 109 |
| 2.13.1 Martemplado. | 110 |
| 2.14 ANTECEDENTES DE LAS ALEACIONES CON MEMORIA DE FORMA. | 111 |
| 2.15 LAS ALEACIONES CON MEMORIA DE FORMA EN MEXICO | 113 |

INDICE

CAPITULO III: PRINCIPALES

| | |
|--|------------|
| ALEACIONES CON MEMORIA DE FORMA. | 114 |
| 3.1 ESTRUCTURAS. | 114 |
| 3.1.1 CONCEPTOS BASICOS. | 114 |
| 3.1.1.1 Clasificación. | 114 |
| 3.1.1.2 Nucleación. | 115 |
| 3.1.1.3 Crecimiento. | 116 |
| 3.1.2 LA TRANSFORMACION MARTENSITICA. | 116 |
| 3.1.3 EFECTOS RELACIONADOS CON LA TRANSFORMACION MARTENSITICA. | 120 |
| 3.1.4 EFECTO DE MEMORIA DE FORMA | 120 |
| 3.1.5 EFECTO DE MEMORIA SIMPLE | 121 |
| 3.1.6 DOBLE EFECTO DE MEMORIA DE FORMA. | 121 |
| 3.1.7 MECANISMOS DE FORMACION DE LA MARTENSITA Y EL EFECTO DE MEMORIA DE FORMA. | 123 |
| 3.2 CARACTERISTICAS DE FORMACION DE LA MARTENSITA POR PSEUDOELASTICIDAD. | 124 |
| 3.3 TRANSFORMACION MARTENSITICA POR ESFUERZO. | 125 |
| 3.4 SUPERELASTICIDAD. | 127 |
| 3.5 ASPECTOS TERMODINAMICOS DEL EFECTO DE MEMORIA DE FORMA. | 129 |
| 3.6 ALEACIONES CON MEMORIA DE FORMA BASE COBRE. | 129 |
| 3.6.1 Aleaciones Cu-Zn-Al y Cu-Al-Ni. | 129 |
| 3.6.2 La transformación martensítica en las aleaciones con memoria de forma base cobre. | 131 |
| 3.6.3 Temperatura de transformación. | 133 |

INDICE

| | |
|---|-----|
| 3.6.4 Características de las transformaciones inducidas por esfuerzo. | 135 |
| 3.6.5 Influencia de las fases de equilibrio en las propiedades. | 138 |
| 3.6.6 Efectos térmicos sobre la temperatura de transformación martensítica. | 140 |
| 3.6.7 Efectos del betatizado sobre las temperaturas de transformación. | 140 |
| 3.6.8 Efectos de tratamiento térmico sobre el tamaño de grano. | 141 |
| 3.6.9 Refinadores de grano. | 141 |
| 3.7 ALEACIONES Cu-Al-Be. | 142 |
| 3.7.1 Diagrama de fases de Cu-Al-Be. | 142 |
| 3.7.2 Estabilidad térmica. | 145 |
| 3.8 ALEACIONES CON MEMORIA DE FORMA DE Ti-Ni. | 146 |
| 3.8.1 Estructuras. | 146 |
| 3.8.2 Aleaciones con Memoria de Forma de Ti-Ni-Cu. | 149 |
| 3.8.3 Efectos de la adición del cobre en la microestructura. | 149 |
| 3.8.4 Efectos del proceso termomecánico. | 160 |

INDICE

| | |
|--|------------|
| CAPITULO IV: PROPIEDADES DE LAS ALEACIONES CON MEMORIA DE FORMA. | 166 |
| 4.1 CURVA ESFUERZO-DEFORMACION | 166 |
| 4.2 PROPIEDADES DE LAS ALEACIONES CON MEMORIA DE FORMA BASE Cu. | 172 |
| 4.3 DOBLE EFECTO DE MEMORIA DE FORMA. | 176 |
| 4.4 FATIGA EN LAS ALEACIONES BASE COBRE CON MEMORIA DE FORMA. | 176 |
| 4.5 SUPERELASTICIDAD EN LAS ALEACIONES CON MEMORIA DE FORMA BASE COBRE. | 178 |
| 4.6 LINEAS DE SUPERELASTICIDAD DE LA ALEACION DE Ti-Ni CON TRABAJO EN FRIO. | 180 |
| 4.7 PROPIEDADES DE FATIGA DE LAS ALEACIONES Ti-Ni CON MEMORIA DE FORMA. | 182 |
| 4.8 PROPIEDADES DE FATIGA DE Ti-Ni Y DE ALEACIONES DE Ti-Ni-Cu | 186 |
| 4.9 PROPIEDADES DE FATIGA DE LOS RESORTES EN ESPIRAL DE TiNi. | 187 |
| 4.10 DEGRADACION DEL DOBLE EFECTO DE MEMORIA DE FORMA. | 189 |
| 4.11 COMPORTAMIENTO DE CORROSION. | 191 |
| 4.12 EFECTOS DE LOS ELEMENTOS ALEANTES. | 191 |

INDICE

| | |
|--|------------|
| CAPITULO V: PERSPECTIVAS DE APLICACION DE LAS ALEACIONES | |
| CON MEMORIA DE FORMA. | 193 |
| 5.1 ACTUADORES CON MEMORIA DE FORMA EN APLICACIONES | |
| AUTOMOTRICES. | 193 |
| 5.2 ACTUADORES TERMICOS. | 194 |
| 5.3 PRINCIPIOS DE DISEÑO DE ACTUADORES DE Cu-Zn-Al. | 199 |
| 5.3.1 Compresión de resortes con memoria de forma aplicados en actuadores. | 199 |
| 5.3.2 Principios básicos de control. | 199 |
| 5.4 Cu-Al-Ni-Mn: UNA NUEVA ALEACION CON MEMORIA DE FORMA | |
| PARA APLICACIONES A ALTA TEMPERATURA. | 200 |
| 5.4.1 Principios del desarrollo del programa. | |
| 5.4.2 Efecto de Memoria de Forma. | 201 |
| 5.4.3 Estabilidad Térmica. | 203 |
| 5.4.4 Fuerza de recuperación. | 207 |
| 5.5 VALVULAS DE SEGURIDAD. | 209 |
| 5.5.1 Sistemas de control tradicionales | 209 |
| 5.5.2 Válvula manual mezcladora. | 209 |
| 5.5.3 Válvulas de mezclado termostático. | 210 |
| 5.5.4 Diseño de la válvula a una respuesta térmica. | |
| 5.5.5 Operación de la válvula. | 211 |
| 5.6 PRINCIPIOS DE DISEÑO DE ACTUADORES DE Ti-Ni | 212 |
| 5.6.1 Comportamiento de histéresis | 213 |
| 5.6.2 Conceptos básicos de diseño. | 214 |
| 5.6.3 Ejemplo de un diseño. | 215 |
| 5.7 TUBOS Y ACOPLAMIENTOS PARA TUBERIAS CON ALEACIONES | |
| CON MEMORIA DE FORMA. | 219 |

INDICE

| | |
|---|-----|
| 5.7.1 Principales acoplamientos para aleaciones con memoria de forma. | 219 |
| 5.7.2 Pruebas hechas a los acoplamientos. | 222 |
| 5.7.3 Acoplamientos industriales y marítimos. | 223 |
| 5.7.4 Tolerancias. | 226 |
| 5.8 SENSORES Y ACTUADORES CON MEMORIA DE FORMA PARA EQUIPOS DE AIRE ACONDICIONADO. | 228 |
| 5.8.1 Doble efecto y transformaciones asociadas. | 231 |
| 5.8.2 Diseño del mecanismo para cambiar la dirección del aire. | 231 |
| 5.8.3 Algunos aspectos del mecanismo que cambian la dirección del aire. | 232 |
| 5.9 ACTUADORES DE MEMORIA DE FORMA PARA APLICACIONES EN ROBOTICA. | 234 |
| 5.9.1 Aleaciones con Memoria de Forma en robots aplicados para la obtención de recursos marinos. | 234 |
| 5.9.2 Conceptos básicos de proyecto. | 234 |
| 5.9.3 Características de las uniones. | 236 |
| 5.9.4 Movimiento del robot cangrejo. | 237 |
| 5.10 LOS ALAMBRES MUSCULARES CON MEMORIA DE FORMA VAN A MARTE. | 241 |
| 5.11 METALURGIA DE POLVOS. | 243 |
| 5.12 METALURGIA DE POLVOS PARA ALEACIONES Ti-Ni. | 244 |
| 5.12.1 Detalles experimentales. | 245 |
| 5.12.2 Manufactura de las aleaciones con memoria de forma en la industria norteamericana. | 245 |
| CONCLUSIONES | 247 |
| BIBLIOGRAFIA. | 248 |
| APENDICE A | 251 |

INDICE

| | |
|--|-----|
| APENDICE B | 256 |
| PUESTA EN MARCHA DE UN DISPOSITIVO DE EDUCACIÓN. | 256 |
| Puesta en marcha del dispositivo y preparación de las muestras. | 257 |
| Cálculo de esfuerzos y deformaciones de las muestras en las pruebas mecánicas de deflexión. | 258 |

LISTA DE ABREVIATURAS.

As.- Austenita inicio.

Af.- Austenita final.

ASTM.- American Society for Testing and Materials.

c.- índice del resorte.

D.- Diámetro promedio.

d.- diámetro de alambre.

def.- Deformación.

δ .- deflexión.

DEMF.- Doble Efecto de Memoria de Forma.

O.D.- Diámetro promedio del resorte.

α .- Fase Alfa.

γ .- Fase gama.

γ .- Esfuerzo cortante.

τ .- Esfuerzos cortantes.

$\tau_{c..}$.-Esfuerzos cortantes corregidos.

K_H .- Temperatura alta del resorte.

K_L .- Temperatura baja del resorte.

Ks.- 1 000 segundos.

Ms.- Martensita inicio.

MF.- Memoria de Forma.

Mf.- Martensita final.

n.- número de vueltas activas.

θ .- Fase teta.

PH.- Potencial de Hidrógeno.

p.- Fuerza aplicada.

R.- Fase de transición entre las temperaturas Af y Ms.

Tm.-Tonelada métrica.

W.- Factor de corrección de Wahl.

INTRODUCCION.

Los materiales; metálicos, polímeros, cerámicos y los materiales compuestos, juegan un papel muy importante en la ingeniería para el diseño de diferentes dispositivos. Su estudio conduce ineludiblemente a la elección correcta de un material que cumpla con los requerimientos del diseño, es decir, propiedades como rigidez, elasticidad, resistencia mecánica, conductividad térmica, eléctrica y/o magnética, etc.

En los últimos años gran parte de los avances tecnológicos en el área de la ingeniería se deben al desarrollo de nuevos materiales. Algunos de estos "nuevos materiales", son los denominados "materiales con memoria de forma" los cuales poseen propiedades mecánicas específicas como son: *el efecto de memoria simple, el doble efecto de memoria de forma, el efecto superelástico, etc.*

Todos los efectos mencionados se deben a que el material experimenta previamente una *transformación martensítica*.

Estos materiales son de reciente estudio en el ámbito industrial. Dentro de las aleaciones con memoria de forma base cobre más importantes podemos encontrar las aleaciones Cu-Zn-Al y Cu-Al-Ni. Sin embargo existen otras aleaciones también importantes como son el Nitinol (Ti-Ni) y la de Cu-Al-Be.

Entre las ventajas que ofrecen son: su excelente resistencia a la corrosión, las altas deformaciones elásticas que tienen (del orden del 8 al 10% para el caso del Ti-Ni), su dureza (similar al de un acero de mediano carbono), su facilidad para unir tubos de diferentes diámetros sin necesidad de usar soldadura alguna (por medio de cambios de temperatura), su alta resistencia a la fatiga (cuya principal aplicación se observa en actuadores mecánicos), entre otras.

Pero la desventaja más importante radica en la dificultad que se tiene para fabricarlas, es decir en los problemas que existen para proporcionar las condiciones necesarias para fundir homogéneamente los diferentes elementos aleantes. Lo que incrementa los costos de los materiales y equipos necesarios y dificulta la presencia del efecto de memoria de forma en la aleación resultante.

El objetivo de este trabajo es dar a conocer estas aleaciones conforme a sus características y propiedades mecánicas para resolver problemas específicos que se tienen en la industria y los avances que tenemos en México con respecto a los demás países que las han investigado y que las comercializan en la actualidad, como es el caso de Japón, Estados Unidos y Francia principalmente. Con la difusión de estas aleaciones se espera crear una inquietud en los estudiantes e industriales para profundizar más en los conocimientos de esta materia.

Para una mejor comprensión del tema, este trabajo se dividió en cinco capítulos:

En el capítulo I se describe una breve reseña histórica sobre los procesos de conformado del cobre (definición, obtención, refinación, etc.), estadísticas de los organismos que lo producen y lo comercializan en el mundo y los lugares en México, de donde se obtiene.

En el capítulo II se dan los conceptos básicos de los tipos de estructuras, diagramas de fases, propiedades del cobre, tratamientos térmicos de este, principios de transformación martensítica y las instituciones que desarrollan la investigación de las aleaciones con memoria de forma en México.

En el capítulo III se definen los principios básicos de nucleación y crecimiento granular, efecto de memoria de forma, doble efecto de memoria de forma, pseudoelasticidad, superelasticidad y temperaturas de transformación.

En el capítulo IV se presentan las principales propiedades y efectos que tienen las aleaciones con memoria de forma.

En el capítulo V se muestran las principales aplicaciones que se le están dando en la actualidad a estas aleaciones, así como los métodos de fabricación que se utilizan para hacerlas.

Finalmente, se incluyen dos apéndices: el apéndice A muestra las tablas de densidades para distintas aleaciones de cobre y el apéndice B describe la construcción y funcionamiento de un dispositivo para la educación de muestras. Se presenta además el cálculo de esfuerzos y deformaciones que se dan en estas muestras.

CAPITULO I

RESEÑA HISTORICA

-1.1 EL COBRE.

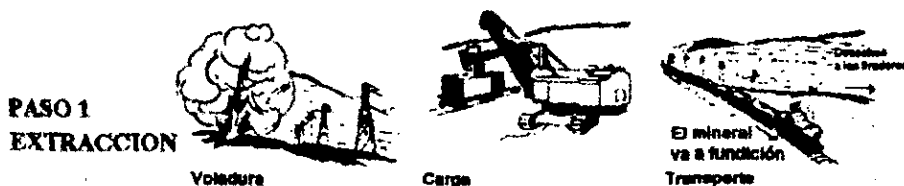
1.1.1 Definición (DEF.).

Metal (Cu) de número atómico 29, de color rojizo cuando esta puro.

El cobre es el segundo material metálico no ferroso en orden de importancia por tonelaje consumido y la variedad de aplicaciones. La producción de cobre incluye cinco etapas: extracción, trituración, fusión, refinación y fabricación. Ver la figura no 1.1.

El mineral es pulverizado y mezclado con cal y materiales silicios. Para la concentración del cobre, se utilizan tanques de flotación o tolvas de estratificación. Los minerales se tuestan parcialmente para formar una mezcla de FeS , FeO , SiO_2 y CuS . Esta mezcla, llamada calcinosa, es derretida con caliza, como un fundente en el horno de reverbero. La mayor parte de hierro es eliminada como escoria y el hierro, y cobre remanentes también, o ganga como se le conoce, es vaciada a un convertidor Bessemer usado en la fabricación del acero.

El aire abastece el convertidor, por un periodo de 4 a 5 hrs. oxidando las impurezas, muchas de las cuales pasan a ser óxidos volátiles. El hierro forma escoria que es vaciada al exterior en intervalos. El calor de la oxidación conserva la carga moldeada y el sulfuro de cobre eventualmente se convierte en óxido de cobre o sulfato. Cuando el aire es quitado, el óxido de cobre reacciona con el sulfuro cuproso y forma el *cobre blister*, de 98 a 99% de pureza, más adelante es refinado electrolíticamente a una pureza más elevada.



LOS CINCO PASOS BASICOS- DESDE EL MINERAL DE COBRE HASTA EL PRODUCTO TERMINADO

Figura no 1.1. Pasos básicos en la transformación del cobre, desde la extracción hasta los productos.

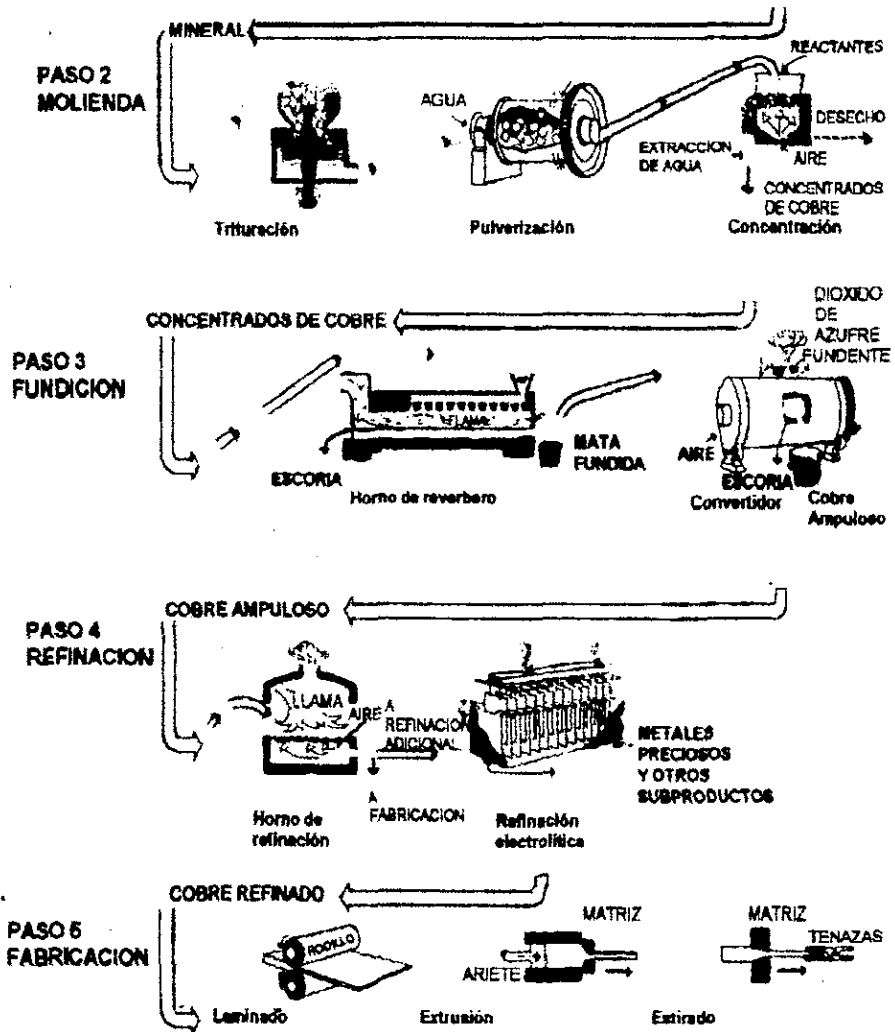


Figura no 1.1. Pasos básicos en la transformación del cobre, desde la extracción hasta los productos. (Continuación).

Las propiedades más importantes del cobre son su elevada conductividad eléctrica y térmica, resistencia a la corrosión, al desgaste y ductilidad. Tiene una resistencia baja a la tracción ($2\ 400\ \text{kg/cm}^2$ [$32\ 000\ \text{lb/plg}^2$]), pero se puede mejorar con aleaciones, tratamiento térmico y trabajo en frío. El cobre se utiliza bastante en la industria eléctrica, industria química e industrias de la calefacción y aire acondicionado, por solo mencionar unas cuantas. Tiene una densidad de $8\ 906\ \text{kg/m}^3$.

-1.2 ANTECEDENTES.

En alguna época posterior a los 13 000 años a.C., el hombre de las postrimerías de la Edad de la Piedra hizo un descubrimiento de tremenda importancia; encontró el metal ! . Pero de todos los metales que conocemos el oro, la plata y el cobre son los que con mayor frecuencia se encuentran en la Naturaleza como metales, o elementos en vez de compuestos químicos. Estos compuestos, que a la mayoría de nosotros nos parecen piedras comunes y corrientes son los "minerales", de los cuales hombres posteriores a aquellos pudieron obtener metal solamente después de someterlos a complicados tratamientos.

Es probable que el primer metal que descubriese el hombre haya sido el oro nativo, debido a que de los tres metales citados en el párrafo anterior, el oro es el más ampliamente extendido sobre la Tierra. También hay que tener presente que el oro no se corroe ni desilustra con facilidad, por lo que es razonable pensar que algunas brillantes pepitas en el fondo de un arroyo poco profundo serían las que más podrían atraer la atención de un ser observador.

Probablemente, el hombre de la etapa final de la Edad de la Piedra empuñó uno de sus martillos de piedra, golpeó con él , el oro y se encontró con la grata sorpresa de que le podía dar forma de cuchillo de caza y de otros objetos útiles.

Continuaría utilizándolo hasta que el instrumento fabricado se doblase o perdiera su filo y se volviera inútil. (Mucho, muchísimo tiempo después, a principios del siglo XVI de nuestra era, cuando los conquistadores españoles llegaron a América del Sur, encontraron que los incas no solamente poseían cuchillos de oro sino hasta hachas, ¡ construías con el precioso metal ...!

Pero, de vez en cuando, algunos de nuestros toscos antepasados tenían suerte y encontraban un mineral de cobre. Probablemente vivieron en uno de los valles de los ríos Tigris o Eufrates, puesto que existe la creencia de que fue en aquella parte del mundo donde por primera vez se conoció el cobre, hacia el año 8 000 a. de C.

Cuando se encontraban importantes yacimientos de cobre se podían separar grandes trozos del mismo y, por medio del martillo, se les daban las formas a diferentes utensilios, herramientas y armas. Aunque, al extraerlo, este metal poco oxidable era blando y fácil de trabajar, se endurecía con el martilleo.

Este procedimiento se conoce como "trabajo de endurecimiento" y es aplicable a todos los metales trabajados a martillo, doblados o prensados en frío se endurecen mucho más que otros al ser tratados en esta forma.

Hace unos 7 000 años, los antiguos egipcios comenzaron a hacer un gran uso del cobre. Elaboraban diferentes clases de utensilios, herramientas y hasta admirables instrumentos quirúrgicos. El cobre fue el primero de los instrumentos extraídos o fundidos de su mineral.

No hace mucho tiempo fue hallado un trozo de tubería de cobre que tendría unos 5 500 años. En el museo de la Universidad de Pennsylvania se exhibe un sartén de cobre que fue hecho hace unos 5 000 años. Los egipcios fueron los primeros en hacer uso extenso de este metal tan duradero, que fue descubierto en estado nativo hacia el año 8 000 a. de C. y desde unos 4 000 años a. de C. se viene fundiendo de su mineral. En Egipto se hicieron bellos adornos y joyas con este brillante metal rojo que fue utilizado para puntas de lanza, espadas, escudos, clavos y otros artículos.

El cobre y el bronce (este último, como se verá, es una combinación de cobre y estaño) han sido utilizados desde tiempos muy remotos en embarcaciones. Uno de los grandes yacimientos de cobre fue descubierto, en tiempos lejanos, en la isla de Chipre, en el Mediterráneo oriental, y cuando Roma finalmente llegó a dominar aquel valioso lugar, el metal en cuestión fue llamado *cyprium*, por el nombre de la isla. En el curso de los años, aquel nombre se convirtió en *cuprum*, y es de esta segunda palabra latina es de la que se deriva el actual nombre, *cobre*, y también el símbolo químico de este elemento, pues es Cu que es la forma en que los químicos escriben la abreviatura que representa el duradero metal rojo.

Una catedral que fue construida en Holdesheim, Alemania, en el año 1320, tenía un techo de cobre, que conservó perfectamente hasta la Segunda Guerra Mundial durante la cual fue destruido por bombas. Era un buen techo, con más de 600 años de uso.

Aun cuando el cobre nativo se venía trabajando desde el año 8 000 a. de C., y fue fundido de sus minerales desde el año 4 000 a. de C. Unos 3 800 años a. de C., los egipcios combinaron el estaño con el cobre, probablemente en forma accidental, pero como resultado obtuvieron el bronce.

La edad de bronce siguió a la edad de Piedra. Nadie sabe cuando ni donde se descubrió la segunda aleación del cobre, o sea latón, que se obtiene mediante una mezcla de cobre y zinc.

-1.3 EL COBRE EN LA REVOLUCION INDUSTRIAL.

1.3.1 *El efecto del cobre en la minería.*

La revolución Industrial trajo un tremendo cambio en la producción de cobre y sus aleaciones. En primer lugar, una insistente demanda para levantar más y mejor material crudo. En 1588 Ulrich Fosse, un alemán quien había trabajado en las minas de cobre de Cumberland, se jactaba de que él fundió 16 toneladas de una mena de cobre en 40 semanas. En los siglos 17 y 18 hubo un vasto mejoramiento en la producción, debido a un rápido removimiento de impurezas de esta. Para 1717 los trabajadores de Landore Swansea construyeron tres grandes edificios uno de los cuales fue dedicado a la calcinación. Ahí se encontraban también treinta hornos de fundición de cobre llevando y plateando, una casa de refinación, una casa de pruebas y otros edificios de producción.

En 1974 las minas de Royal Abbey fundieron 230 toneladas de una mena de cobre por semana para conseguir 18 toneladas de cobre. Ellos utilizaron 38 hornos los cuales consumieron 315 toneladas de carbón en la operación. La presencia de buen carbón, en el hecho fue una de las razones por las cuales el distrito de Swansea llegó a ser el centro de esta industria; se había usado carbón de leña que volvió a ser el centro de esta industria; Edward Jorden descubrió un método nuevo en 1688 aunque por usar carbón del hoyo, turba y césped como un combustible, y cuatro años más tarde se concedió una patente por el uso de carbón al Señor Philip Vernatt solo por ese propósito.

1.3.2 *El proceso de Welsh.*

El proceso de Welsh de extracción y refinación de cobre era largo, costoso y tedioso en comparación con la técnicas modernas, pero con pocos cambios que existieron a mediados del siglo XIX. En 1851, el año de la gran exhibición, mejoras considerables en la fundición fueron anunciados; pero esto no fue si no hasta la invención de el horno de explosión de Bessemer, sin embargo con el empleo de un gran horno de reverbero que formaba una mejora. En la mina de Swansea, después de empezar a romper en pequeñas cachos con martillos el mineral, eran clasificados por mujeres, pero, muchos metales buenos fueron maltratados. Cuando la mina era seleccionada entonces se calcinaba un poco más de tres veces para reducir el contenido de sulfuro en un porcentaje de alrededor del 11%.

La calcinación fue entonces fundida conforme a los flujos, para dirigir entonces la producción de un materia matte; formado una mezcla de cobre y hierro para formar pequeños lingotes.

1.3.3 El crecimiento del comercio del bronce.

El bronce y el latón en los últimos siglos fue la principal aleación de cobre y no fue sino hasta el rápido desarrollo de la metalurgia en el siglo XIX que otras y ahora aleaciones familiares empezaron a ser usadas. La larga continuidad del bronce la ha hecho el cobre. Esta producción no fue fácil, particularmente el cobre mismo que no era puro; y pequeñas impurezas en el metal y en las aleaciones producen efectos en detrimento de ambos metales. No fue sino hasta 1738 que se patentó por *Guillermo Champion* la destilación del zinc (o cinc) de la calamine, por reducción del carbón. Posteriormente *Bristol* empezó a producir un bronce de alta calidad a razón de 200 toneladas por año. Para este periodo bronce y cobre fueron fundidos en láminas y tochos en moldes de piedra y una virtud en particular fue atacarlos para endurecerlos como propuesta de San Malo.

Instrumentos de Navegación. Para la construcción de instrumentos de uso en el mar o con alguna humedad, o en atmósfera salada, se empleo el bronce que fue uno de los primeros materiales que se encontró. Este material no solo es resistente a la corrosión sino que también es bueno para la maquinabilidad por la facilidad con la cual las escalas y otras marcas se pueden grabar por encima de este, y quizás lo más importante de todo, es que no es magnético.

El instrumento resultante de la combinación de la precristiana armilla y la teodolita, fue conocida cerca del Este donde fue introducida en Europa por los árabes, y quizás cerca del año 700 a. de C. Telescopios fueron generalmente hechos de bronce. Una colección muy fina podía ser vista en el Museo Nacional Marino de Greenwich. Además con las brújulas que también se encontraban ahí uno podría conocer la latitud, los puntos del compás, el tiempo, la altura de las montañas, e igual, que si creyera en el horóscopo astrológico.

-1.4 EL COBRE MODERNO Y SUS MULTIPLES APLICACIONES.

1.4.1 El cobre nativo.

Los minerales, conocidos como calcopirita, contienen principalmente Cu_2S y CuFeS_2 y usualmente yacen debajo de la maleza. En el comienzo del presente siglo la demanda anual de cobre fue de medio millón de toneladas; y los Estados Unidos produjeron cerca de la mitad de este total.

Este dramático levantamiento en la duración de seis años se le puede atribuir parcialmente al crecimiento poblacional pero principalmente a los tremendos avances tecnológicos los cuales recibieron ímpetus de las dos Guerras Mundiales. En la Segunda Guerra Mundial la demanda de cobre ciertamente pudo no ser satisfactoria, pero con la invención en 1921, donde Perkins patentó el proceso de flotación electroquímica.

Este proceso dependía del hecho de que los granos de algunos minerales, y especialmente de los metales, en el grado en el cual las superficies fueran vertidas dentro de una solución apropiada. En el caso de los minerales de cobre, las partículas se adhieren a una espuma, en el fondo de los tanques. Por variación de las condiciones químicas sin partículas diferentes resulta que se podría obtener de esta manera la flotación con una alta facilidad para seleccionarlás manualmente.

Los productos finales de fundición y de refinamiento electrolítico son los cátodos, la fundición frecuente de las formas alámbricas de cobre y también en tochos. La importancia de la industria del cobre en el siglo 20 se ha extendido enormemente por lo fácil que es su combinación con otros metales. El Titanio y el zinc son y han sido siempre los principales elementos aleantes pero ahora hay muchos otros- aluminio, berilio, cromo, manganeso, etc.- de los cuales forman las aleaciones con propiedades especiales tanto físicas como químicas.

Las aleaciones que contienen cobre caen dentro de dos tipos principales: esta son las aleaciones base cobre, las cuales son el bronce, Titanio-bronce y aluminio-bronce, en las cuales el cobre mismo es el elemento predominante; y las aleaciones que contienen cobre, tales como aleaciones de aluminio, aleaciones altamente dúctiles y resistentes a la corrosión, y algunos aceros y hierros fundidos los cuales mejoran con pequeñas adiciones de cobre. La propiedad de la aleación "Monel", que es una mezcla de cobre y níquel en el cual predomina el níquel, ocupando un campo intermedio entre estos dos tipos.



Figura no.1.2. El cobre y sus aleaciones son usadas prácticamente en todos los vehículos de hoy en día.

En la actualidad ocupa un lugar importante en nuestra civilización. Por ejemplo, la empresa telefónica "Bell Telephone System" de los Estados Unidos utilizó tanto alambre de cobre en sus instalaciones, que su longitud alcanzaría a dar la vuelta al mundo, alrededor del ecuador más de 5 000 veces.

Toda nuestra industria eléctrica depende del cobre, que es uno de nuestros metales básicos esenciales. El segundo consumidor de cobre es la industria del automóvil, la cual emplea enormes cantidades de ese metal, en los radiadores y sistemas eléctricos de automóviles, camiones, autobuses, tractores, etc; el consumo anual del mismo, sólo en los Estados Unidos, es más de 125 millones de kilogramos.

América, suministra como un 80 por ciento de la producción mundial. Los principales yacimientos de metal se encuentran en las zonas de las montañas Rocosas y de los Grandes Lagos, en la parte central del Canadá, y de los Andes del Perú y de Chile. También existen grandes yacimientos en África.

El amplio rango que tienen los metales para la fabricación de hojas, tiras, alambres, secciones extruídas, etc., permite que los diseñadores continuamente utilicen las aleaciones de cobre para aplicaciones grandes o pequeñas. El cobre y su amplio campo de aplicaciones como son la fabricación de tubos para el transporte de una variedad de líquidos y gases, como por ejemplo los productos del aceite, los tubos para el calentamiento y en los serpentines de enfriamiento (conocidos como evaporadores, para los cuales se requiere un rango especial de tamaño), en condensadores y en muchos otros casos.

Los evaporadores de cobre son usados para concentrar azúcar, leche, extractos de cerveza, café, gelatina, ácido láctico, licor, etc., otras aleaciones de cobre incluyen silicon, bronce y "Monel", empleados para la evaporación de agua de mar, que es una aplicación costosa para incrementar la corriente de expansión en la construcción de plantas destiladoras.

-1.5 PRODUCCION Y CONSUMO MUNDIAL.

1.5.1 Generalidades.

El cobre puede ser obtenido de dos fuentes: las minas, al que se le suele denominar cobre primario, y el cobre secundario obtenido de los desechos de chatarra.

Los minerales de cobre extraídos de las minas son tratados a través de determinados procesos físico-químicos a fin de obtener sus concentrados. El contenido de cobre fino puede variar entre el 0.5 al 5% siendo lo más común el 1% de ley. Los yacimientos de cobre se suelen clasificar en oxidados y sulfurados, según los materiales solubles, en el caso de los primeros o insolubles, en el caso de los segundos. De los oxidados se obtienen soluciones de cobre sometiéndolos a procesos de cementación o de electro-obtención, lográndose de este último un cobre refinado de aproximadamente 100 % de pureza, a diferencia de cementos de cobre, que contienen alrededor del 75% de cobre fino y deben, a su vez, ser posteriormente fundidos para aislar este último.

Tanto los concentrados de cobre obtenidos de los minerales sulfurados, con leyes entre 20 y 50% , como cementos de cobre, continúan el tratamiento en las fundiciones, donde son transformados en cobre blíster, que tiene leyes del 99% de fino. A su vez, el blíster es sometido al proceso de refinación electrolítica, mediante el cual se obtiene cobre refinado de casi 100 % de pureza o bien es refinado a fuego, quedando ya ambos aptos para el consumo final.

En cuanto al cobre secundario (chatarra) se puede clasificar en chatarra nueva, cuyo origen es el residuo que queda del proceso de despunte en la manufactura de cobre, y la chatarra vieja que se origina de los productos finales dados de baja. Este proceso de recuperación adquiere cada vez mayor importancia, fundamentalmente en los países en los que el alto consumo genera una serie de empresas especializadas que además lo seleccionan y distribuyen.

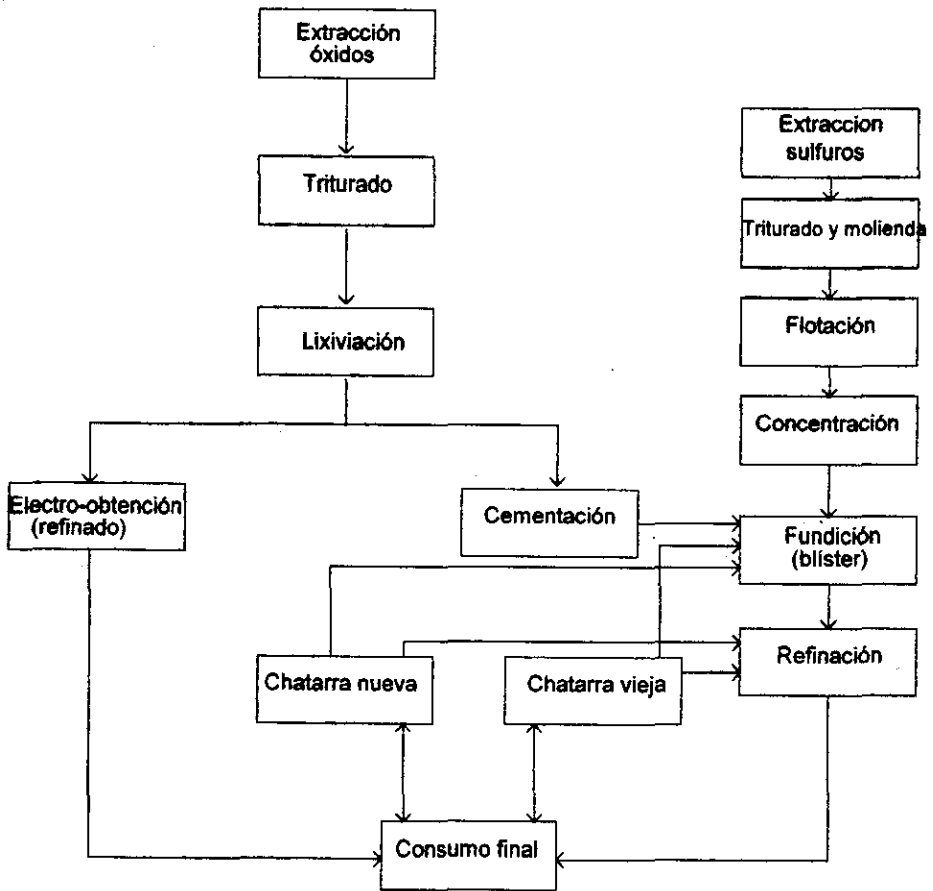


Figura no.1.3. Producción y consumo de cobre, según los procesos de extracción de óxidos, sulfuros y chatarra .

Entre los factores fundamentales que condicionan la producción de cobre a corto plazo se encuentra la rigidez de la capacidad instalada de las minas, plantas de tratamiento, fundiciones y refinería.

Se estima que normalmente transcurren por lo menos siete años entre el descubrimiento de un nuevo depósito de cobre y el inicio de la producción. Por tanto el inversionista, al evaluar la rentabilidad de un nuevo proyecto añade a los factores económicos normales-fluctuaciones de precio, tipos de cambio, proceso inflacionista, flujos de capitales y de créditos, etc.- entre otros factores como la seguridad de su inversión (factor especialmente relevante ante los procesos de nacionalización de la década de los 80's) tratamiento de capital extranjero, políticas impositivas, etc.

Otro factor importante, relacionado especialmente con la demanda de cobre a largo plazo, es su sustitución por el aluminio y por ciertas materias plásticas. Se ha observado que cuando se eleva el precio relativo del cobre y permanece alto, la demanda recurre al aluminio para algunos usos y para otros a los plásticos. El aluminio tiene aproximadamente el 60% de la capacidad térmica y eléctrica del cobre, pero pesa aproximadamente sólo la tercera parte. Sin embargo, en los últimos años el cobre ha mejorado su posición relativa con respecto a los dos posibles sustitutos debido al suministro de los precios del petróleo y del aluminio. Las perspectivas futuras de consumo no aparecen muy claras, según señala ORLANDI(1).

Con independencia del ritmo de recuperación de la economía mundial, que continua siendo el factor más importante, se prevé que los usos finales del cobre aumenten en algunos casos, ante las tecnologías nuevas intensivas en este metal (la energía solar, el transporte eléctrico a larga distancia, etc.) y otros descienden por sustitución o por el mejoramiento de las técnicas en comunicación (fibra óptica).

1.5.2 Producción mundial.

En general, los países desarrollados alcanzan los mayores niveles de producción en el mundo, tanto de cobre de fundición como de cobre refinado, con una participación media aproximada en los últimos años entre un 50% y 55%. Conviene destacar que, si bien en los años 50 lograron el liderazgo en la producción de mina, su participación ha disminuido en los últimos años, incrementándose la de los países en vías de desarrollo.

TABLA NO 1.1

PRODUCCION MUNDIAL DE COBRE (Miles de Tm.)

| Principales agrupaciones | Mina 1994 | Fundido 1994 | Refinado 1994 |
|---|------------------|---------------------|----------------------|
| I. Países en vías de desarrollo. Países CIPEC* | 3 320 | 2 527 | 1 994 |
| II Países desarrollados. | 2 790 | 3 777 | 5 078 |
| III Países Ex socialistas. | 1 782 | 1837 | 2 335 |

- * Consejo Intergubernamental de Países Exportadores de Cobre.
 Se consideran los países desde la fecha de incorporación al CIPEC.
 -Miembros fundadores :Chile, Perú, Zaire y Zambia.
 -Miembros de pleno derecho: Indonesia (1985)
 -Miembros asociados: Australia y Papua Nueva Guinea (1985)
 Mauritania (1987) y Yugoslavia (1988).

FUENTE: Elaboración propia a partir de la información de la Comisión Chilena de Cobre (CODELCO). Mercado internacional del cobre. Análisis estadístico 1995.

Este último hecho pone en evidencia, aspectos como la tendencia a la especialización de los países en vías de desarrollo en procesos productivos menos complejos, aprovechando las ventajas comparativas otorgadas por sus ricos yacimientos y, en general, la abundancia de mano de obra, con independencia en algunas de sus economías para que coexistan además otros eslabones del proceso productivo, más intensivos en capital.

Los países ex socialistas, fundamentalmente la desaparecida Unión Soviética había logrado alcanzar altas tasas acumulativas en su producción en las últimas tres décadas, muy por encima de las obtenidas en promedio respecto del total mundial. Rusia y Polonia controlaban el 24% de la extracción, el 19.5% de la fundición y el 21% de la refinación mundial en 1994.

Estados Unidos a pesar de la tendencia decreciente en su participación en la producción mundial (disminuye 1980 y 1989), continúa ejerciendo el liderazgo en los tres sectores de la producción.

Aunque su participación en el producción mundial total de mina solo alcanza el 3.8 %, es importante destacar el caso de Filipinas, país que apartir de los años 80's ha multiplicado por siete su producción.

1.5.3 Consumo mundial de cobre refinado.

Básicamente Rusia consumía en los últimos años aproximadamente un 14% del total mundial de cobre refinado.

1.5.4 Chatarra.

El cobre recuperado de las chatarras -tanto viejas como nuevas- constituye una fuerte alternativa que incide en el mercado de abastecimientos de cobre primario.

La hoy denominada " mina sobre la superficie del suelo" está aumentando constantemente en tamaño e importancia. No obstante su proceso, de crecimiento se vio afectado con ocasión de la crisis del petróleo y las restricciones en la demanda mundial.

TABLA NO. 1.2**CONSUMO REFINADO POR SECTORES DE USO FINAL (%) (1989)**

| SECTORES | ALEMANIA | REINO UNIDO | EE. UU. | JAPON |
|-------------------------|-----------------|--------------------|----------------|--------------|
| Eléctrico | 52 | 55 | 46 | 52 |
| Maquinaria no eléctrica | 14 | 12 | 19 | 15 |
| Transporte | 11 | 11 | 10 | 17 |
| Construcción | 15 | 13 | 16 | 9 |
| Otros | 8 | 9 | 9 | 7 |

FUENTE: Cru Metal Monitor (Abril 1990).

1.5.5 Principales países productores y consumidores.**Estados Unidos.**

Es el mayor país productor y consumidor del mundo en los diferentes sectores de mina, fundido y refinado. Prácticamente, los Estados Unidos se autoabastecen de cobre, a excepción del refinado, que se importa fundamentalmente de Chile, Canadá y Perú.

TABLA NO. 1.3

| | % del consumo de cobre total USA | % del consumo de cobre refinado USA |
|-------------------------------------|---|--|
| Maquinaria eléctrica | 46 | 28 |
| Industria no eléctrica | 19 | 19 |
| Industria de la construcción | 16 | 22 |
| Industria de transportes | 10 | 13 |

(*) 1 tonelada corta= 0,9072 tonelada métrica.

FUENTE: Elaboración propia a partir de Non Ferrous Metal Data, 1989, New York, 1990.

Rusia.

De las consideraciones que han sido tomadas anteriormente al referirse a los países exsocialistas (economía o planificación), destaca el importante papel que desempeña Rusia tanto como productor como consumidor, ocupando el segundo lugar en ambos casos.

TABLA NO. 1.4

| Rusia. | Producción y consumo (en miles de Tm.) |
|-------------------------|---|
| Año | 1994 |
| Producción de mina | 1.15 |
| Producción de fundición | 1.17 |
| Producción de refinado | 1.48 |
| Consumo de refinado | 1.36 |

FUENTE: Anuario Minement. Groupe Inmetal, 1994.

Canadá

Es uno de los países con mayor mineral del mundo: ha sido durante 1988 el primer productor mundial de zinc (20% de participación mundial), el segundo en níquel 30%, ocupando el cuarto lugar en la producción de cobre de mina, con una participación cercana al 10%.

Alemania.

Después de Estados Unidos y Japón, Alemania es el mayor consumidor de cobre del mundo occidental. No ha alcanzado los niveles de producción de cobre fundido y refinado de Japón, y además necesita importar grandes cantidades de mineral y de refinado.

Sus principales importaciones de mineral proceden en los últimos años de Papua Nueva Guinea (38% aproximadamente), de Sudáfrica, Chipre, Noruega y Perú. La industria eléctrica alemana y la mecánica son los principales consumidoras de cobre, habiendo significado la primera en 1985 un 52% del consumo total, y la segunda un 14%.

1.5.6 Capacidad de producción y reservas de minas.

En general los países desarrollados van ganando posiciones en los procesos de mayor elaboración, siendo significativo el caso de Japón, el cual no siendo una nación productora importante, se constituye, detrás de E.U, en el segundo país con las mayores capacidades de producción de cobre fundido y refinado respecto al total mundial.

La ordenación geológica-geográfica de las reservas mundiales, es la siguiente:

1. Depósitos porfíricos: fundamentalmente en Sudamérica, Norteamérica, Africa, Rusia y algunas zonas de Europa.

2.- Depósitos sedimentarios: En Africa principalmente.

Los depósitos porfíricos son aquellos en los cuales los minerales soportes de cobre se presentan muy diseminados en granos o pequeñas vetas, en un gran volumen de roca, con la característica de baja ley y de requerir para su explotación la remoción de gran tonelaje de materiales. Se les encuentra en forma de, por lo menos, 160 minerales, pero los más usuales son los sulfurados primarios (pirita, calcopirita, bornita y calcocita) y los oxidados (malaquita, azurita y crisocola). Además, aparecen como subproductos el molibdeno, la plata y el oro.

Es importante distinguir entre reservas probadas y reservas probables. Reservas probadas son aquellas que han sido delimitadas por medio de labores minerales o perforaciones y que incluyen masas mineralizadas más allá de lo que se ha detectado miserablemente, con un alto grado de probabilidad; mientras que reservas probables son aquellas que comprenden áreas mineralizadas cuya tensión no se ha delimitado exactamente y donde se han realizado perforaciones dispersas o separadas.

Entre estas últimas adquieren especial significado las correspondientes a los recursos del fondo marino, las cuales se encuentran a profundidades de unos 5 000 metros, con composiciones del 30% de manganeso, 1.5% de níquel, 1% de cobre y 0.2 % de cobalto.

Para tener una idea aproximada de la magnitud de los recursos del fondo marino es necesario tener en cuenta que sólo en el Océano Pacífico se estima que hay aproximadamente 285 millones de toneladas de manganeso, 14 700 millones de toneladas de níquel, 7 900 millones de toneladas de cobre y 5 200 millones de toneladas de cobalto.

La factibilidad económica de explotación de estas reservas se halla en fase de estudio. Además, existe una controversia internacional acerca de la legislación para la explotación de esos recursos, habiéndose llegado a la creación de un foro especial en Naciones Unidas para tratar de conocer acuerdos sobre ese asunto, partiendo de la base de que constituyen riquezas pertenecientes a la humanidad toda y que ningún país puede tener soberanía sobre ellas. El desarrollo de estos recursos puede modificar substancialmente el equilibrio actual entre países consumidores y productores y perjudicarla en particular al Tercer Mundo, el cual carece de los medios económicos y tecnológicos para promover la costosa explotación y exploración de los mismos. La solución más equitativa que se persigue es establecer límites de producción para salvaguardar las economías de los países de producción terrestre que carecen de fondos para hacerla submarina.

-1.6 COMERCIO INTERNACIONAL.

1.6.1 Transacciones comerciales.

El refinado es el principal producto en las transacciones internacionales de cobre; más de la mitad de las exportaciones del mundo occidental, en los últimos años, fueron de este producto. Los principales países importadores de refinado son, según se observa : C.E.E (Comunidad Económica Europea), Estados Unidos, y en los últimos años Brasil. En particular, Alemania, Francia, Bélgica, Italia y Gran Bretaña importan altas cantidades de los países del CIPEC, fluctuando su participación relativa en los últimos años entre un 50% y un 60%.

Japón es fuertemente dependiente de importaciones de cobre refinado, procediendo, en su casi totalidad, de los países del CIPEC; estos países, sobre todo a partir de la segunda mitad de la década de los años 80's, son también los principales proveedores de Brasil.

1.6.2 Organización de países exportadores: CIPEC.

A iniciativa de Chile se creó en 1967 el Consejo Intergubernamental de Países Exportadores de Cobre (CIPEC conforme a las siglas francesa y española), constituido en un principio por cuatro de los mayores países exportadores del mundo: Chile, Perú, Zaire y Zambia, como un intento de fortalecer sus vínculos buscando coordinar sus distintas políticas de producción y comercialización.

Política de precios .

La mayoría de los productores pertenecientes al CIPEC venden por contratos, ya sea anuales, como el caso del cobre refinado, y a largo plazo para la mayoría de los concentrados, a precios basados en las cotizaciones de la Bolsa de Metales de Londres. En general otorgan, además al comprador facilidades, la denominada " back pricing" (opción dada al comprador para fijar el precio dentro de un plazo predeterminado antes de la fecha de entrega del cobre adquirido), lo cual, inevitablemente, se traduce en menores niveles de precio que el promedio de la BML (Bolsa de Metales de Londres).

A pesar de las limitaciones que se han señalado anteriormente para mejorar sus posiciones en los precios, los países de la organización han estudiado a partir de 1985 diversos sistemas de fijación de los mismos, entre los cuales cabe destacar:

- 1) Venta del cobre al precio promedio de las cotizaciones de la Bolsa de Londres y de los productores norteamericanos.
- 2) Utilización del precio de los productores de Estados Unidos como precio mínimo, fórmula que sería mantenida salvo que la cotización de la BML sea superior.
- 3) Sistema combinado de fijación de precios: tomando como base la cotización de la BML, pero modificando las variaciones extremas de las fluctuaciones de la Bolsa.

Cualquiera que sea el sistema aplicando, los países exportadores obtendrían mayores precios que los existentes en la BML. No obstante, la implementación de algunos de estos sistemas, existe el riesgo de que los consumidores reduzcan o cancelen sus órdenes de compra y opten por aquellos productores que les ofrecen menores precios, más aún teniendo en cuenta las fluctuaciones del mercado.

1.6.3 Principales países exportadores.

Zambia.

La economía de Zambia gira básicamente en torno a la producción y exportación de cobre, siendo el quinto productor mundial. Las principales empresas de cobre en Zambia son la Nchanga Consolidated Cooper Mines (NCCM) y Roan Consolidated Mines LTD. (RCM), ambas controladas mayoritariamente por el Estado. La comercialización de minerales y metales producidos se realiza a través de la MEMACO (Metal Marketing Corporation of Zambia LTD;) siendo la agencia exclusiva para la comercialización del cobre de la NCCM y RCM.

Zaire.

Los yacimientos que se explotan son de alto contenido, estimándose en un 4 a 5% su contenido en metal. Además, posee una fuerza de trabajo de las más baratas en relación con el resto de los países exportadores. No obstante, el mineral extraído se encarece debido a los altos costos de transporte como consecuencia de su traslado de las minas a los puertos. Este problema se ha agravado en los últimos tiempos a raíz de los conflictos bélicos de Angola y Zimbabwe.

1.6.4 Mercados internacionales.

Los mercados de cobre se pueden clasificar de acuerdo al tipo de producto objeto de transacción: refinado, bilster o concentrado.

1.6.5 Los mercados de los productores.

Se caracterizan por ser los productores quienes fijan el precio de venta. Se cuentan entre los principales: el mercado de EE. UU., el de COMECON y el japonés.

El mercado de productores de Estados Unidos está controlado por las principales empresas productoras del refinado. Fijan los precios unilateralmente - precios al productor -, siendo elevado el grado de integración vertical de la industria del cobre norteamericana, ya que los grandes productores son a la vez, transformadores y controlan los procesos de comercialización.

1.6.6 La Bolsa de Metales de Londres.

En general, los precios de los productores de EE UU., han tendido a ser menores que los precios de las bolsas internacionales de metales, sobre todo los de la Bolsa de Metales de Londres.

Generalmente se considera que las cotizaciones de esta Bolsa reflejan las condiciones de oferta y demanda del mercado mundial, a excepción de los productores de EE. UU.

Precedida por una serie de reuniones informales y como consecuencia de pasar el Reino Unido de exportador e importador de metales, se crea en Londres, en 1877, la Bolsa de Metales. La BML es un mercado terminal organizada como una sociedad privada, compuesta por un centenar de empresas, de las cuales solo 28 tienen el derecho a vender y comprar en la bolsa.

Las cotizaciones son diarias y los precios, determinados por la oferta y la demanda de metales, reflejan, en gran medida, las condiciones en que se encuentra la economía mundial. Los precios pueden ser al contado (mercado actual) y a tres meses (mercado de futuros). Al contado es el precio del metal cuya entrega debe hacerse al día siguiente de la transacción y a tres meses es el precio del metal cuya entrega debe hacerse a tres meses exactos de realizada la operación.

Las transacciones reales en "wirebars" (barras en hilo de cobre de peso comprendido entre los 90 y los 125 kgs) tiene lugar diariamente durante los cuatro periodos cortos denominados "rings", dos por la mañana y dos por la tarde. La cotización de cierre de un "ring" es fijada según los últimos precios de oferta y demanda. La cotización oficial del segundo "ring" es el precio de reglamento.

La unidad de contacto es de 25 Tm. y las cotizaciones son fijadas en libras esterlinas, y en decimales por Tm., con una fluctuación mínima de 0.5 por tonelada y fluctuación máxima sin límite. Los puntos de entrega o almacenes de la BML se encuentran en Europa Occidental y en Gran Bretaña. Las transacciones de cobre refinado realizadas directamente por la BML alcanzan menos de la décima parte del comercio internacional de cobre refinado. Las cotizaciones de este mercado afectan aún número muy grande de transacciones debido a que, si exceptuamos a los productores de los EE. UU., casi todos los demás productores y consumidores basan sus transacciones en las cotizaciones de esta bolsa.

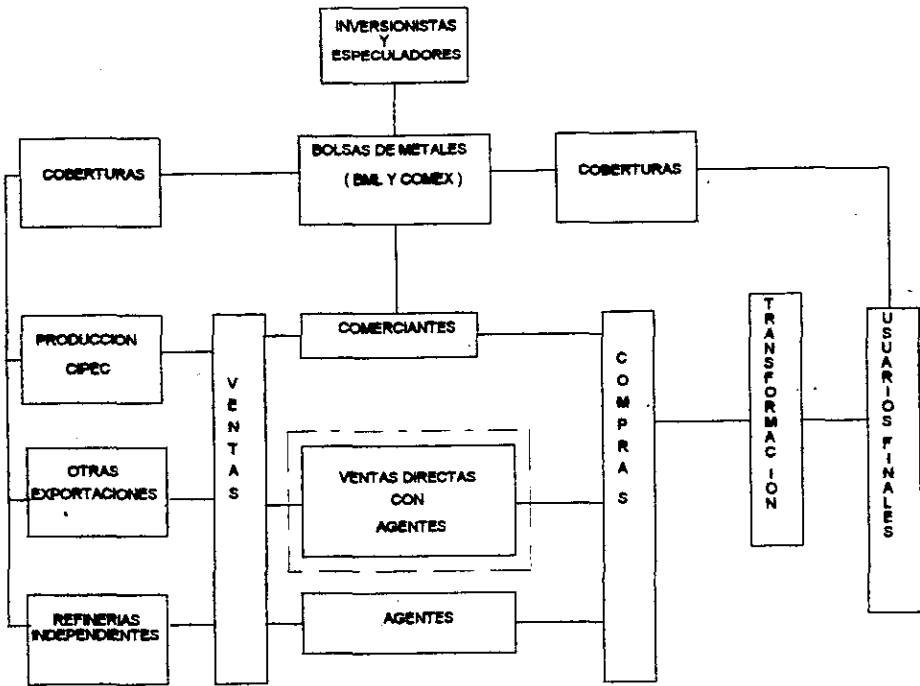


Figura no. 1.4. Concurrencia en el mercado internacional del cobre refinado.

Se distinguen por lo tanto, dos tipos de operaciones: unas directas, debido a la oferta y la demanda en el mercado, y otras realizadas entre productores y consumidores basándose en sus cotizaciones, pero con cobre que no forma parte de la oferta y la demanda directa de este mercado.

Hemos dejado entrever que la mayor cantidad de cobre es vendida por los productores mediante contratos directos de abastecimiento directo a los consumidores. En estos contratos se especifica la cantidad que ha de ser suministrado y son negociados, principalmente, sobre una base anual, los principales países exportadores venden cobre, sin embargo a los precios fijados en BML.

1.6.7 El COMEX (Comercio exterior).

El mercado de futuros para el cobre en Nueva York (COMEX) es de reciente creación. Esta bolsa es de uso más restringido que la de Londres.

-1.7 EL SECTOR DEL COBRE EN AMERICA LATINA.

1.7.1 Aspectos generales.

A través del desarrollo del trabajo hemos visto la importancia que tiene a escala mundial la producción de cobre de los distintos países productores y exportadores. En el presente apartado veremos el papel relevante que dicho producto básico tiene en la estructura productiva de los países latinoamericanos - fundamentalmente Chile, Perú y México-.

Con respecto a la participación relativa de dichos países en los volúmenes de producción y de exportación mundiales, es importante destacar, el caso de Chile, el mantenimiento de posiciones en las primeras etapas del proceso productivo (mina y blfster) y el incremento en su participación en el refinado: de los diferentes tipos , así como su mayor participación en las exportaciones mundiales de cobre refinado.

Las economías de las primeras dos naciones antes mencionadas (Chile y Perú) dependen estrechamente del cobre, que constituye su principal fuente de divisas.

1.7.2 México.

México ocupa un puesto relevante como país minero en el concierto mundial, destacándose en el nivel de reservas y de producción de los siguientes minerales:

TABLA 1.5

| | % de reservas | % de producción |
|--------------|----------------------|------------------------|
| Plata | 13.9 | 14.3 |
| Espat6-Flúor | 13 | 20.1 |
| Mercurio | 4.8 | 3.1 |
| Cadmio | 2.9 | 5.1 |
| Barita | 3.9 | 5.2 |
| Plomo | 3.9 | 4.6 |
| Azufre | 4.5 | 3.6 |
| Zinc | 3.1 | 3.9 |
| Antimonio | 5 | 3.9 |
| Cobre | 3.6 | - |

FUENTE: CROWSON, Phillip: << Non-fuel minerals data base >>. Royal Institute of International Affairs. Londres, 1990.

Con la puesta en marcha de la mina de la Caridad, la cual fue inaugurada oficialmente en Junio de 1979, la producción de cobre alcanzó su mayor incremento con respecto al resto de los minerales explotados, obteniéndose una producción de 107 109 Tm. en 1989, frente a las 87 186 Tm. producidas en 1988. La Caridad Nacozari Sonora es la mayor mina de México, con una capacidad estimada de extracción y tratamiento de 80 000 Tm. de cobre-molibdeno por día y 60 000 Tm. por año de cobre contenido. Otros son los de Orito en Aguascalientes y la de Santa Bárbara Unit. en Chihuahua

Los concentrados de la Caridad son actualmente exportados a Arizona (Estados Unidos), Japón, España, Alemania y Cananea, en Sonora (México), el mismo estado donde se encuentra localizada La Caridad Mexicana del Cobre S.A., es la empresa propietaria y exportadora de la Caridad, teniendo prevista la construcción de un fundición de cobre al fuego para tratar los concentrados con una capacidad estimada de 180 000 Tm. de blister por año, localizada en el Tajo, estado de Sonora.

Las mayores empresas consumidoras son: Conductores Monterrey, Condumex, Conelec, Industria Unida, Latinoamericana de Cables, Nacional del Cobre, Latones Nacionales, Imperial Eastman de México y Manufacturera de Cobre y Metalúrgica ALMEXA (o bien conocida en la actualidad como Aluminios de México parte de NACOBRE). Dichas empresas destinan el producto a la industria automotriz, electrónica y de comunicaciones, fundamentalmente aunque cabe mencionar que hoy en día el cobre es parte fundamental en las instalaciones de Refrigeración y Aire Acondicionado de locales públicos y privados en México.

Los precios mínimos para las ventas internas de cobre refinado deben corresponder con el promedio mensual de los precios de los productores de Estados Unidos. Para el caso de productos destinados a la exportación, la fórmula refleja el precio del producto estadounidense y el de la Bolsa de Metales de Londres (Saldo contado) en la relación 60:40.

TABLA NO. 1.6

PRODUCCION DE COBRE EN MEXICO.

| 5 DE LAS PRINCIPALES ENTIDADES PRODUCTORAS DE COBRE EN MEXICO. | AÑO 1995 (miles de Toneladas) |
|---|--|
| | |
| CHIHUAHUA | 11 987 |
| DURANGO | 2 375 |
| SAN LUIS POTOSI | 6 548 |
| SONORA | 290 315 |
| ZACATECAS | 17 574 |

FUENTE: La minería en México. INEGI. 1996.

México ocupaba el lugar no. 11 en 1995 a nivel mundial como productor de cobre con un total de 334 000 toneladas producidas por debajo de países como Chile, E.U. y Canadá.

CAPITULO NO. II

**METALURGIA DEL COBRE Y DE LAS
ALEACIONES DEL COBRE.**

-2.1 NUMERO ATOMICO Y ESTRUCTURA CRISTALINA.

Este tema proporciona los fundamentos para la comprensión de la metalurgia del cobre y de sus aleaciones, su estructura cristalina, y sus propiedades mecánicas y físicas. El cobre ocupa la posición 29 en la tabla periódica de los elementos. En la estructura de la teoría atómica de Bhor-Sommerfeld, el número 29 identifica el número de electrones (partículas con carga negativa) alrededor del núcleo. El núcleo está positivamente cargado y está rodeado por cuatro capas distintas de electrones. La cuarta o capa externa contiene solo un electrón, posesionado de la carga positiva del núcleo tanto que es la que menos se mantiene. Esta es la valencia del electrón.

El oro y la plata son bastante similares en la estructura atómica a la del cobre, porque cada uno solo tiene un electrón en su capa exterior. Estos tres elementos están en el mismo grupo periódico. Los tres metales tienen propiedades comunes e inusuales. Todos se hacen notar por su alta conductividad térmica y eléctrica, propiedades importantes para el diseño eléctrico y electrónico. Todos son completamente dúctiles y uno de sus atributos más importantes es que son fácilmente maleables. Además se hacen notar por su resistencia a la corrosión, una cualidad de mucha importancia que los completa en lo concerniente a ser un producto duradero. Son conocidos por su brillantez rojiza y sus colores dorados. Este se puede aplicar para consideraciones decorativas.

Cuando el cobre se funde o se le agrega otro metal y se enfría antes de la temperatura de solidificación, los átomos llegan a arreglarse en un patrón de orden tridimensional. Este patrón puede ser visualizado como una celda individual cúbica, con un átomo en cada esquina y uno centrado en cada cara. La siguiente figura muestra la construcción con átomos centrados como pequeñas esferas.

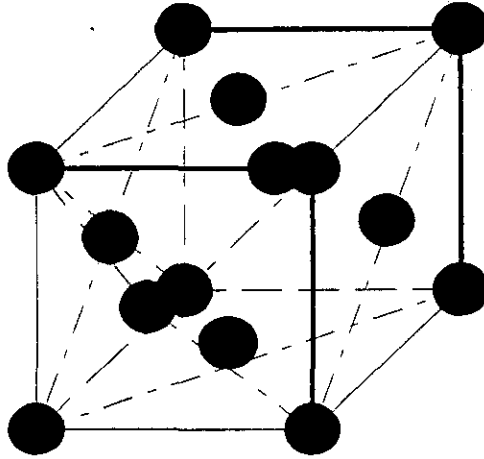


Figura no.2.1. De un modelo de estructura cúbica centrada en las caras de cobre, se muestra además una celda unitaria con átomos en las ocho esquinas y centrados en las seis caras.

Posteriormente se ha demostrado que cada metal puro posee una forma atómica interna característica que asemeja un enrejado (lattice). A este enrejado también se le llama celda unitaria. Esta es la menor subdivisión de una red que retiene las características generales de toda la retícula. Una celda unitaria se indica en la red de la figura no 2.2. mediante líneas gruesas.

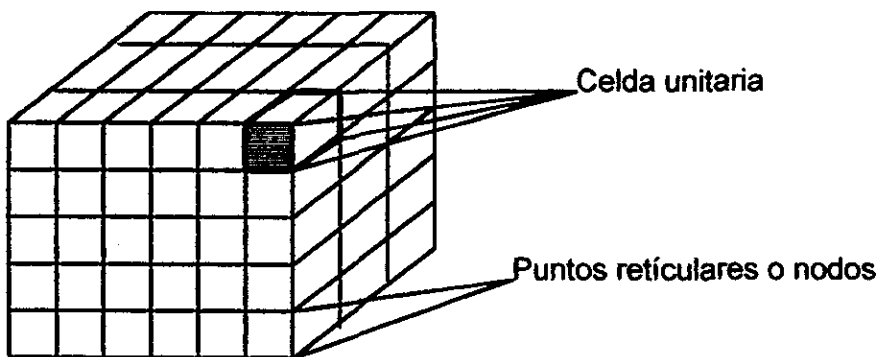


Fig. no.2.2. Una red (o retícula) es un arreglo periódico de puntos en el espacio. La celda (o celdilla) unitaria delineada con trazo grueso es mínima subdivisión de una red que manifiesta las características de toda la red.

Reuniendo celdas unitarias idénticas, se construye toda la red. Se consideran 14 tipos de celdas unitarias, o *redes de Bravais* , agrupadas en siete estructuras cristalinas (Figura no 2.3 y tabla no. 2.1). Los puntos reticulares están en las esquinas de las celdas unitarias, y en algunos casos, en el centro de cada una de las caras o de toda la celda.

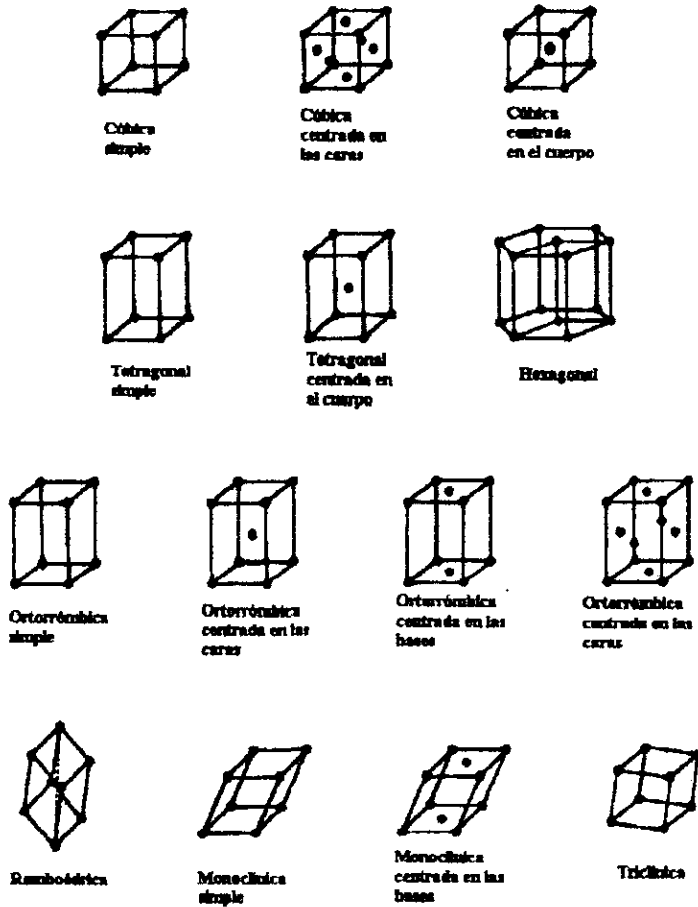


Fig. no 2.3. Los siete sistemas de estructura cristalina y las 14 redes de Bravais.
 Las características de los sistemas cristalinos se resumen en la siguiente Tabla.

TABLA 2.1 CARACTERISTICAS DE LOS SISTEMAS CRISTALINOS.

| Estructura | Ejes | Ángulos entre los ejes |
|-------------------|-------------------------------------|--|
| Cúbica | $a_1 = a_2 = a_3$ | Todos los ángulos son de 90° |
| Tetragonal | $a_1 = a_2 \text{ dif. } c$ | Todos los ángulos son de 90° |
| Ortorrónica | $a \text{ dif. } b \text{ dif. } c$ | Dos ángulos de 90° Un ángulo igual a 120° |
| Hexagonal | $a_1 = a_2 \text{ dif. } c$ | Todos los ángulos son iguales y diferentes de 90° |
| Romboédrica | $a_1 = a_2 = a_3$ | Dos ángulos de 90° |
| Monoclínica | $a \text{ dif. } b \text{ dif. } c$ | Un ángulo diferente de 90° |
| Triclínica | $a \text{ dif. } b \text{ dif. } c$ | Todos los ángulos son distintos entre sí y diferentes de 90° |

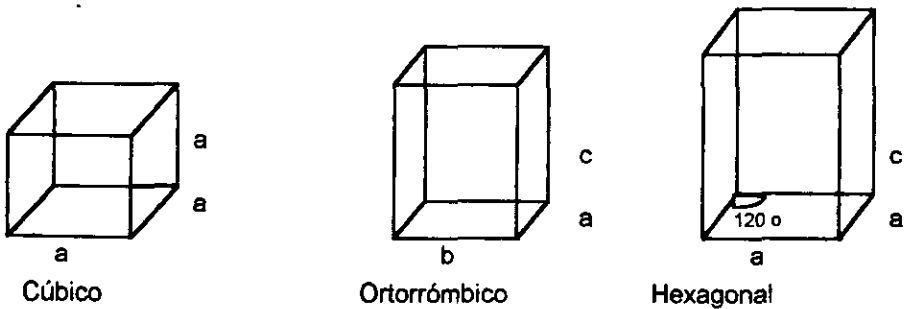


Fig. no. 2.4. Definición de parámetros de red y uso en tres sistemas cristalinos.

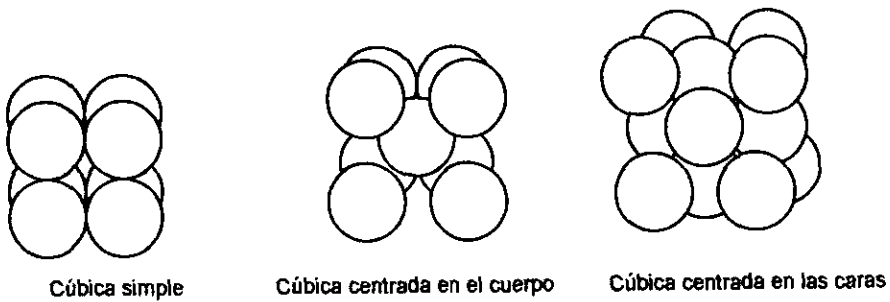


Figura no.2.5. Modelos para las celdas unitarias cúbica simple (CS), cúbica centrada en el cuerpo (CC) y cúbica centrada en las caras (CCS), suponen sólo un átomo por nodo de red.

El número, el tamaño y la orientación de los granos en una estructura de fundición depende de esto y de la dirección en la que se extrae el calor.

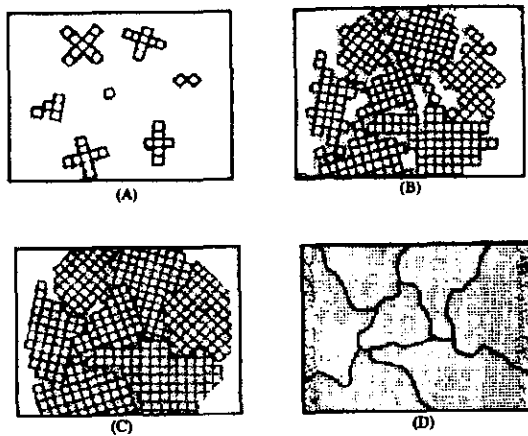


Figura no. 2.6. Representación de cristalización de un metal fundido en la nucleación y en el crecimiento de los granos: A, nucleación; B, crecimiento de grano; C, cristalización completada; D límites de grano.

Las conductividades térmica y eléctrica están fundamentadas principalmente en la alta movilidad de la nube de electrones; estos electrones son libres de moverse a través del metal. Un pequeño potencial produce una gran corriente (definida como flujo electrónico). La alta conductividad eléctrica del cobre es una de sus principales características.

-2.2 DEFORMACION PLASTICA Y DESLIZAMIENTO.

La maleabilidad, es la cualidad de empezar a ser deformado plásticamente sin que ocurra la fractura, y es una de las características de los metales. El cobre tiene la propiedad de ductilidad en mayor grado de lo normal. La deformación plástica en un cristal en particular o grano ocurre por la combinación del movimiento en muchas capas delgadas u hojas de átomos deslizándose por encima de otros entre muchos planos, como se muestra en la figura no. 2.7.

La superficie o plano en el cual el deslizamiento se desarrolla es normal al lugar donde los átomos se unen entre si.

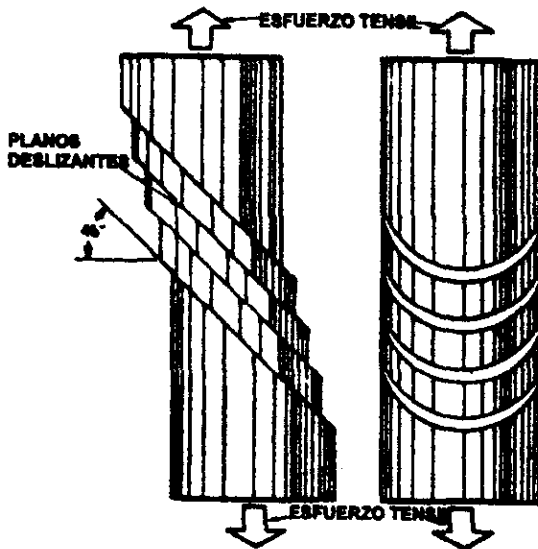


Figura no 2.7. Orientación de los planos de deslizamiento a 45° en dirección del esfuerzo.

En suma, se puede observar que en cada deslizamiento entre planos existen 3 direcciones en las cuales es posible que se muevan. De esta manera hay 12 posibilidades de deslizamiento. Esto explica porque el cobre y sus aleaciones tienen esta estructura cristalina que es apropiada para aplicaciones que requieran una ductilidad superior. Algunas de las aleaciones de cobre, posteriormente pueden presentar estructuras cristalinas las cuales son centradas en el cuerpo. Esta estructura es menos apropiada para el deslizamiento entre planos, y estas aleaciones son menos dúctiles.

Para las cargas aplicadas en una sola dirección, el esfuerzo de corte máximo ocurre en un ángulo de 45° en la dirección que más favorece la orientación (45° en la dirección de la carga aplicada) del movimiento o la producción primero de este, como se indica en la figura no. 2.7.

Esta aparente paradoja ha sido resuelta con el descubrimiento de las *dislocaciones* en el átomo o por imperfecciones de cristales en los granos. Esto le permite a las fuerzas interatómicas vencer un átomo una vez y así reducir grandemente las fuerzas que se necesitan para la deformación.

-2.3 EFECTOS DE LOS ELEMENTOS EN LA ESTRUCTURA Y PROPIEDADES.

Frecuentemente, las propiedades tales como el alto esfuerzo a la tensión o dureza, resistencia al uso, maquinabilidad, resistencia especial a la corrosión, o combinación de estas, lejos de ser provechoso en el cobre puro, es necesario. Administrar tales cambios en las propiedades, varias cantidades de otros elementos tales como el níquel, el titanio y el zinc son aleados con el cobre.

A continuación se muestra una tabla con los puntos de fusión de los principales elementos aleantes del cobre junto con sus estructuras cristalinas y otras propiedades físicas.

TABLA 2.2 ALGUNAS PROPIEDADES FÍSICAS DE LOS METALES.

| Metales | Símbolo químico | Número atómico | Estructura cristalina | Densidad (g/cm³) | Temperatura de fusión (°C) |
|----------------|------------------------|-----------------------|------------------------------|------------------------------------|-----------------------------------|
| Cobre | Cu | 29 | CCC | 8.93 | 1084.9 |
| Berilio | Be | 4 | Hexagonal | 1.848 | 1290 |
| Níquel | Ni | 28 | CCC | 8.902 | 1453 |
| Aluminio | Al | 13 | CCC | 2.699 | 660.4 |
| Titanio | Ti | 22 | HC | 4.507 | 1668 |
| Zinc | Zn | 30 | HC | 7.133 | 420 |

Si el cobre es fundido y se le adicionan pequeñas cantidades de otro elemento, tales como los anteriormente mencionados, se pueden disolver en forma uniforme, en solución líquida homogénea. Cuando se enfría, en prácticamente todos los casos, el metal aleado puede tener restos de la solución en forma de solución sólida. La adición de elementos, llega a ser una parte integral de los cristales del cobre. Estas se llaman **aleaciones de soluciones sólidas**, la estructura cúbica centrada en las caras del cobre se mantiene usualmente. Los átomos del elemento adherido reemplazan los átomos de cobre en las mismas posiciones, formando una solución sólida sustitucional. Básicamente, las soluciones sólidas sustitucionales son iguales si los átomos del elemento aleante son aproximadamente del mismo tamaño que los átomos de cobre.

También existe otro tipo llamado solución sólida intersticial. En este caso, los átomos soluto son presionados entre los átomos solventes en posiciones intersticiales.

Generalmente, este tipo de aleación desarrolla átomos de elementos mucho más pequeños que los del cobre. Este tipo de aleación de cobre no tiene mucha importancia comercial. Los materiales puros tienen muchas aplicaciones en ingeniería, pero con frecuencia, particularmente cuando se requieren mejores propiedades mecánicas, se utilizan aleaciones o mezclas de materiales. Una aleación es una sustancia metálica que se obtiene mediante la mezcla de dos o más elementos, de los cuales uno, por lo menos, es un metal.

El bronce, como antes se dijo, es una mezcla de cobre y estaño. Los metales de grano pequeño suelen ser más duros y más fuertes que ciertos metales, al ser añadidas a una aleación, reducen el tamaño del grano de ésta, haciéndola más dura y fuerte.

Existen dos tipos de aleaciones- de una fase o *unifásicas*, y de varias fases o *multifásicas*. Sin embargo, primero se definirá lo que es una fase y lo que es una solución sólida .

Una fase es una masa homogénea de materia la cual es distinta de las fases vecinas. Si posee diferentes propiedades y esta separada de sus vecinas se perciben los límites. Cada fase de un sistema de aleaciones esta designado por una letra del alfabeto griego.

Una fase tiene las siguientes características: (a) la misma estructura y ordenamiento atómico en todo el material; (b) una fase tiene en general la misma composición y propiedades, y (c) hay una interficie definida entre la fase y cualesquiera otras fases circundantes. Por ejemplo, se puede encerrar un bloque de hielo en una cámara con cierto vacío. El hielo empezaría a fundirse y, adicionalmente, puede evaporarse algo de agua. Bajo estas condiciones tendríamos tres fases coexistiendo -H₂O sólida, líquida y gaseosa.

Cada una de estas formas de H₂O es una fase distinta; cada una tiene un ordenamiento atómico único, propiedades únicas y un límite definido en cada forma. En este caso las fases tienen una composición idéntica.

2.3.1 Solubilidad y soluciones sólidas.

Por otra parte, se podría combinar agua (una fase) y alcohol (una segunda fase). Sólo se produce una fase. El vaso contiene una solución de agua y alcohol que tienen una estructura, propiedades y composición únicas. El agua y el alcohol desarrollan una *solución ilimitada* - sin importar la proporción de agua y alcohol, sólo se produce una fase al mezclarlos. De manera similar, una mezcla de cobre líquido y níquel líquido produce un sólo líquido con la misma composición, propiedades y estructura en todo lugar. El cobre y el níquel líquidos tienen solubilidad ilimitada. Después de la solidificación los átomos de cobre y de níquel se ubican aleatoriamente en los vértices de una red CCC (Cúbica Centrada en las Caras). Dentro de la fase sólida, la estructura, las propiedades y la composición son uniformes y no existe ninguna interficie entre los átomos de cobre y de níquel.

Por esto, el cobre y el níquel tienen una solubilidad *sólida ilimitada*. La fase sólida puede ser llamada *solución sólida*.

Cuando se añade una pequeña cantidad de sal (una fase) al agua (una segunda fase) y agitamos, la sal se disuelve completamente en el agua. Se presenta una sola fase: agua salada o salina. Sin embargo, si se añade demasiada sal al agua, la sal excedente se precipita en el fondo del vaso. Ahora tenemos dos fases: agua saturada de sal y sal sólida excedente. La sal tiene una *solubilidad limitada* en el agua.

De manera similar, cuando se adiciona un poco de zinc líquido o de cobre líquido, se produce una solución sólida simple. Después de que se enfría y se solidifica la solución cobre-zinc, resulta una solución sólida que tiene una estructura CCC (Cúbica Centrada en las Caras) con átomos de cobre y de zinc ubicados aleatoriamente en los vértices de red normales. Sin embargo, si la solución líquida contiene más del 40% de Zn, los átomos excedentes de zinc se combinan con algunos de los átomos de cobre para formar un compuesto de Cu-Zn.

Ahora coexisten dos fases sólidas: una solución sólida de cobre saturado con aproximadamente 40% de Zn más un compuesto de Cu-Zn. La solubilidad del zinc en el cobre sólido es limitada.

En el caso extremo, puede *no haber solubilidad* de un material en otro. Este es el caso del aceite y el agua o las aleaciones sólidas de cobre y plomo.

Para que un sistema de aleación, como el del cobre-níquel, tenga solubilidad sólida ilimitada, deben satisfacerse ciertas condiciones. Estas son conocidas como reglas de Hume Rothery y son las siguientes:

- 1.- Los átomos de los metales deben ser de tamaño similar, con no más de un 15% de diferencia en el radio atómico, para minimizar la deformación de la red.
- 2.- Los metales deben tener la misma estructura cristalina.
- 3.- Los metales deben tener la misma valencia y electronegatividad similares; de otra manera se fomenta la formación de compuestos.

Las condiciones de Hume Rothery deben cumplirse, pero no son necesariamente suficientes para que dos metales tengan una solubilidad sólida ilimitada.

Las aleaciones cobre-zinc contienen zinc en cantidades menores a 38% , bajo condiciones de equilibrio a temperatura ambiente, tienen una sola fase, *alfa* (α), las aleaciones con estructura cúbica centrada en las caras. En cada fase las diferentes propiedades y el comportamiento diferente en términos de manubilidad. Ambos tienen buenas propiedades para el trabajo en caliente. La fase alfa es también dúctil y fácil de trabajar a temperatura ambiente, pero la fase beta es dura, más brillante y pobre a esta misma temperatura. En este tipo de celdas, un átomo se encuentra en el centro y en cada esquina del cubo, consiguiendo llegar al término de *cúbica centrada en el cuerpo*.

La figura no.2.8 representa la construcción de una celda unitaria en fase beta. Una aleación sólida con una sola fase y que tiene estructura cristalina centrada en las caras se comporta en forma semejante al cobre puro.

Algunos cambios ocurren sin embargo, desde las sustitución de elementos extraños tendientes a incrementar el esfuerzo y la dureza disminuyendo la conductividad. Los átomos de soluto son ligeros, de tamaño diferente, distorsionan la estructura reticular, interfiriendo con el deslizamiento.

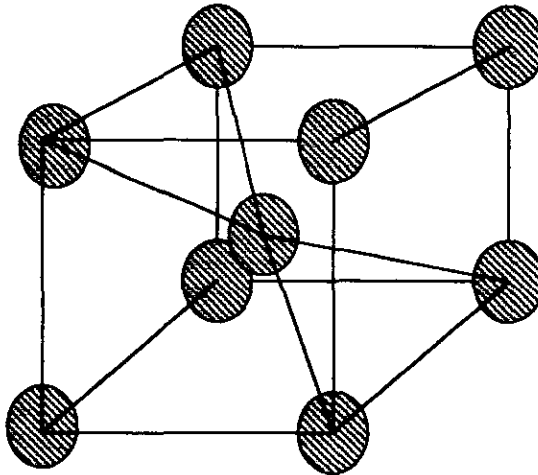


Figura no. 2.8. Modelo de una estructura cúbica centrada en el cuerpo de fase beta de metal bronce.

De hecho, en muchas aleaciones tales como las aleaciones cobre-zinc se incrementa el esfuerzo y la ductilidad con un incremento del contenido de zinc por encima del nivel donde la fase empieza a presentarse. La conductividad térmica y eléctrica decrece por la presencia de átomos externos.

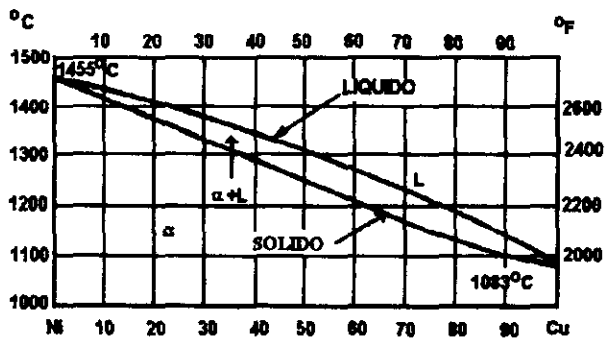
-2.4 DIAGRAMA DE FASES Y ENDURECIMIENTO POR PRECIPITACION.

Una conveniente vía que demuestra que sucede en la estructura metalúrgica y en las propiedades de un sistema de aleaciones de cobre con el aumento de la cantidad del elemento aleante cuando se va adicionando esta dado por un *diagrama de fases o diagrama de constitución*. Estos diagramas muestran en que fase o fases se puede encontrar la estructura de la aleación para cualquier selección de porcentaje del elemento aleante presente y encontrar la temperatura, desde la temperatura ambiente hasta la temperatura de fusión. En estos diagramas, se asume que la aleación ha sido sostenida a una temperatura en particular, lo suficiente como para que suceda un cambio estructural hasta que este se complete y el sistema llegue al equilibrio.

La simpleza de esta clase de diagramas resulta cuando el elemento aleante es completamente soluble en todo el porcentaje y no forma nuevas fases a cualquier nivel de composición o temperatura. Las aleaciones cobre-níquel comprimen este sistema, como se muestra en la figura no. 2.9. El níquel ha sido un sólido soluble ilimitado en el cobre. Como el cobre, el níquel tiene una estructura cúbica-centrada en las caras, porque el radio atómico del níquel es aproximadamente igual al del cobre.

En el caso del zinc, como se puede observar en la figura no. 2.10, un máximo de alrededor del 32% de zinc puede ser acomodado en la fase alfa de estructura cúbica centrada en las caras a 903 °C y aproximadamente 39% a 200 °C. Cuando más de esa cantidad de zinc se presenta, otras fases se forman por encima de la solidificación. La fase beta tiene una estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo. Las aleaciones de cobre-zinc tienen una mezcla de ambas fases alfa y beta las cuales tienen un importante valor comercial en productos tratados; sin embargo la fase beta es completamente brillante, y el trabajo en frío llega a ser incrementado difícilmente por la cantidad de fase beta presente con el incremento de este. Las aleaciones de cobre-aluminio tienen una transición similar para alrededor del 9.4% de aluminio.

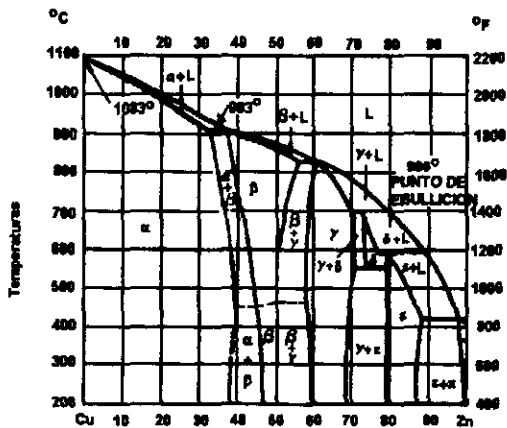
Porcentaje atómico del Cu



Porcentaje en peso del Cu

Figura no 2.9. Diagrama de cobre-níquel.

Porcentaje atómico del zinc.



Porcentaje en peso del zinc.

Figura no. 2.10. Diagrama de cobre-zinc.

En una aleación de latón que conteniendo 35% de zinc enfriado a temperatura ambiente a razón normal tienen un mismo contenido de fase beta. En algunos diagramas de aleaciones de cobre, cuando el límite de solubilidad sólida del elemento adicionado es excedida, la nueva fase la cual aparece en la estructura es un componente intermetálico, el cual puede aparecer como un precipitado. La figura no.2.11. muestra que el alto contenido de cobre de una aleación de cobre-berilio, el cual es el clásico ejemplo de un diagrama de fase de aleaciones de cobre.

Las aleaciones de cobre-berilio son aleaciones endurecidas por precipitación. En la figura no. 2.11. el contenido de berilio de 1% y 99% de cobre se observa y consiste en dos fases a una temperatura de 500 °C y menor.

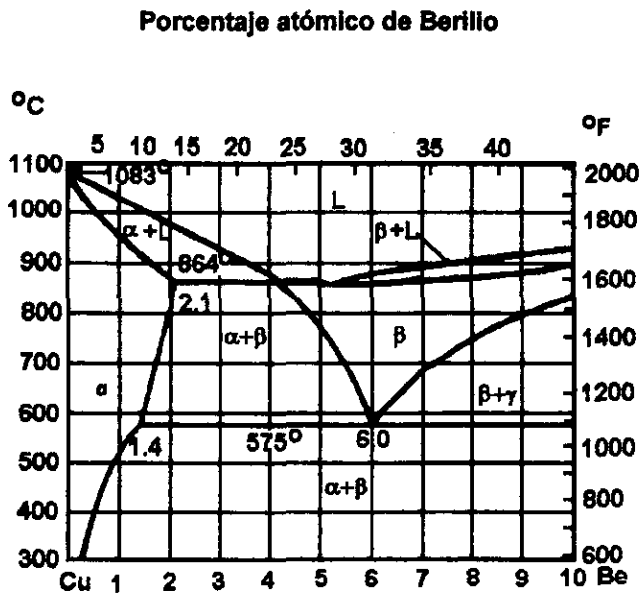


Figura no. 2.11. Diagrama de fases de cobre-berilio.

El endurecimiento por precipitación de las aleaciones de cobre-berilio ofrece un alto esfuerzo común de todas las aleaciones de cobre con apropiado trabajo en frío y tratamiento térmico.

Las propiedades de un metal puro se puede manipular con la adición de varios elementos. Cuando hay dos elementos presentes en un diagrama (diagrama *binario*) ó tres elementos nos referimos en este último caso a un diagrama *ternario* (tres elementos) o *cuaternario* (cuatro elementos) .

Quando una aleación solidifica los elementos aleantes son solubles en el cobre por la existencia de una temperatura y concentración, la fase o fases presentes son soluciones sólidas. Cuando los elementos aleantes forman precipitados muy finos como compuestos intermetálicos, el mecanismo se llama endurecimiento por precipitación. Cuando los elementos aleantes forman partículas coercitivas de compuestos intermetálicos en una matriz, ocurre un endurecimiento por dispersión. Este mecanismo el cual se encuentra comúnmente en las aleaciones de cobre en forma de hojas y tiras.

-2.5 EFECTO DE LAS IMPUREZAS.

Las impurezas son elementos presentes en un metal el cual no es adherido o retenido intencionalmente. Pueden estar presentes en el cobre porque sucede con elementos en estado natural, o son retenidos durante los procesos de refinado, o inadvertidamente adheridos a lo largo del reciclado con restos de fundición como parte de los hornos de carga. Las impurezas son generalmente controladas por varios niveles. Si se presenta en cantidades perjudiciales, interfiere con el procesamiento o altera las propiedades mecánicas o físicas. Tales elementos impuros son el As, Sb, Bi, Pb, Fe, Ni, Se, Te, S, y O, se pueden encontrar por resistencia electrolítica en las capas del cobre en menos del 0.1%.

La conductividad eléctrica se ve adversamente afectada por la presencia de algún elemento extraño ó impureza. Esta conductividad disminuye. La siguiente figura muestra el efecto de varias impurezas en la conductividad eléctrica del cobre.

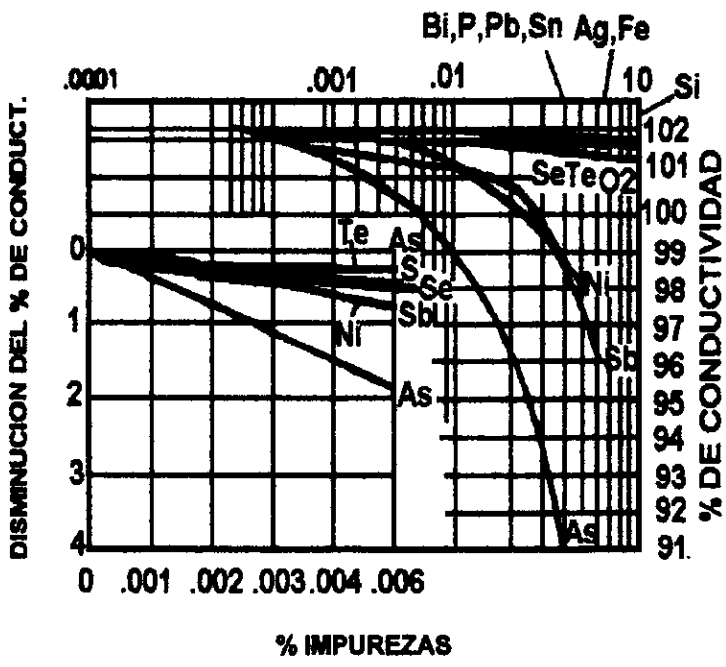


Figura no.2.12. Decremento de la conductividad através de las capas del cobre con el incremento del contenido de las impurezas.

El hierro es probablemente la impureza más comúnmente encontrada en las aleaciones de cobre porque gran parte del equipo que se usa para la producción de este metal es de acero.

En menos del 0.03% de hierro, particularmente una cantidad menor de fósforo esta también presente, aumentando la temperatura del tratamiento y restringiendo el crecimiento del grano en el bronce.

-2.6 PROPIEDADES MECANICAS Y TAMAÑO DE GRANO.

Los atributos del cobre y de las aleaciones del cobre las cuales son de principal interés para el diseño de los ingenieros son los del tipo físico y mecánico. *Las propiedades mecánicas* tales como el esfuerzo de tensión y la producción de esfuerzos relatan las vías de deformación o de estiramiento del metal bajo tensiones a varias temperaturas. Estas dependen de la gran extensión de la estructura del cristal o grano y sus condiciones. *Las propiedades físicas* tales como la eléctrica y la conductividad térmica, o el coeficiente de expansión, son conferidos primeramente a la configuración básica electrónica. Los sistemas de aleaciones de cobre tienen propiedades físicas basadas en las propiedades del cobre; sin embargo las propiedades físicas y las mecánicas de las aleaciones son diferentes de estas por la influencia de los elementos aleantes en la estructura básica cristalina. La cantidad entre la diferencia de las propiedades del cobre y estas para cualquier sistema de cobre depende de la cantidad del elemento aleante que este presente. La aleación con 90% de cobre y 30% de zinc tiene una cantidad de zinc que es la diferencia.

2.6.1 PROPIEDADES MECANICAS.

La estructura básica de las propiedades mecánicas es establecida por la aleación. La deformación en frío (trabajo de endurecimiento) o tratamiento (de suavizado) es usado para variar las propiedades y convertirlo a la necesidad que se requiere. Los tratamientos térmicos influyen en las propiedades mecánicas de las aleaciones, diseñadas para responder a estas necesidades. En la molienda de los materiales las propiedades mecánicas del cobre y de las aleaciones del cobre son evaluadas por una de las siguientes pruebas:

- Pruebas de Tensión.
- Medidas del tamaño de grano.

Las pruebas de dureza son algunas veces usadas para aproximar el esfuerzo.

2.6.1.1 PRUEBAS DE TENSION.

Los datos ingenieriles de las pruebas de tensión son usadas para el diseño de ingenieros que proporcionan datos básicos del esfuerzo de los materiales y por los materiales los ingenieros aceptan como criterios de prueba las especificaciones del tratamiento para la hoja o la tira de cobre. En estas pruebas, la muestra es sujeta a un incremento y al mismo tiempo la extensión de la muestra se mide con un instrumento en el largo. La instantánea carga se divide por el largo medido de el área de la sección de la muestra, siendo por definición el *esfuerzo de tensión*. El cambio instantáneo en la medida del largo se divide por el largo original de la muestra y este es la *deformación por tensión*. Una muestra de las dos determinaciones que terminan con el periodo inicial de carga hasta la producir la fractura se puede ver en un *diagrama esfuerzo-deformación*, tal y como se muestra en la figura no.2.13.

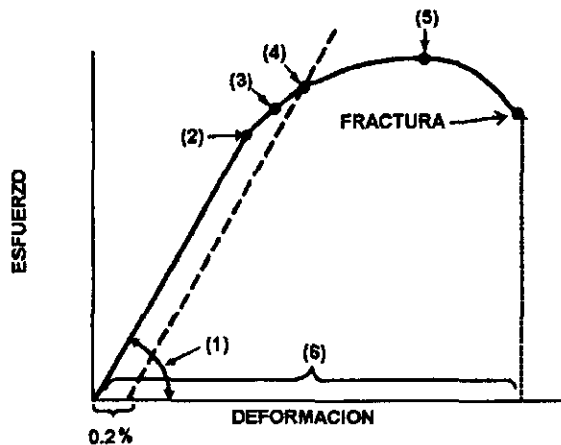


Figura no. 2.13. Figura de un diagrama esfuerzo-deformación.

El esfuerzo esta dado en libras por pulgada cuadrada en el sistema inglés de una sección de área. En el Sistema Intenacional de Unidades (SI), el esfuerzo esta expresado en megapascales (MPa), equivalentes a meganewtons por metro cuadrado (MN/m²). El factor de conversión es: 1 lb/ in² = 6.8948 MN/m² = 6.8948 kPa; 1 000 lbf/in² = 6.8948 Mn/ m² = 6.8948 MPa. La deformación esta expresada en pulgadas por pulgada (in./in) o metros / metro (m/m). Esta es una cantidad adimensional y puede ser expresada como un valor porcentual.

La primera información usualmente obtenida de las aleaciones de cobre de una curva esfuerzo-deformación incluye:

- El módulo elástico.
- La producción de esfuerzos.

El límite proporcional y el límite elástico son otros valores que algunas veces se estiman.

El límite elástico, (1) figura no. 2.13 es también llamado *módulo de Young (E)*, y es el radio que se obtiene del esfuerzo a la deformación en la parte elástica de la curva y esta basado en la *ley de Hooke*, que es, la carga antes del límite proporcional. La deformación es una funcion lineal del esfuerzo. Este es una medida de rigidez. Por definición, el *límite proporcional*, (2), es el punto en el del rango elástico en donde en la curva esfuerzo-deformación se aparta de la linealidad. También, por definición, *el límite elástico*, (3), es el máximo punto en la curva en donde, si se quita toda la carga, la muestra puede regresar a su longitud original. No permanecen restos del estiramiento. Detrás de este punto la muestra puede contener una deformación permanente al remover la carga porque se tiene también una deformación plástica.

Se identifica en la ilustración dos distintas regiones en la curva: una donde el metal se comporta elásticamente y la proporcionalidad es lineal (Hook), y una segunda con deformación elástica y plástica presentes y la proporcionalidad no es lineal. Algunas veces la parte lineal de la curva es muy corta, y el límite proporcional y el límite elástico difieren mucho en la deformación y el esfuerzo; entonces los módulos de Young no se pueden determinar adecuadamente. Cuando el efecto es pronunciado, el uso convencional de los módulos de Young no es tan preciso como para usarse en el diseño.

Una corrección del módulo es el *módulo de la secante* (E_s), y este es usado en la tendencia de los módulos de Young en cálculos para diseño. El dibujo esquemático de las curvas en la figura 2.14. ilustra los módulos elásticos y el comportamiento del límite elástico para un incremento del trabajo en frío y las líneas para la definición del módulo de la secante para el trabajo del cálculo en diseño. Las curvas de esfuerzo-deformación para los cuales el módulo de la secante en las líneas E_{s3} , E_{s2} , y E_{s1} dibujadas representan pequeñas cantidades de trabajo en frío. Lo que E representa es una gran cantidad de trabajo en frío.

Los puntos P_1 , P_2 , P_3 , y P_4 representan un incremento del límite proporcional con un incremento del trabajo en frío. Los puntos L_4 , L_2 ilustran como el límite elástico puede incrementarse más que el límite proporcional con un incremento de la cantidad de trabajo en frío. E_{s3} , E_{s2} y E_{s1} son módulos de la secante que dan el esfuerzo de diseño.

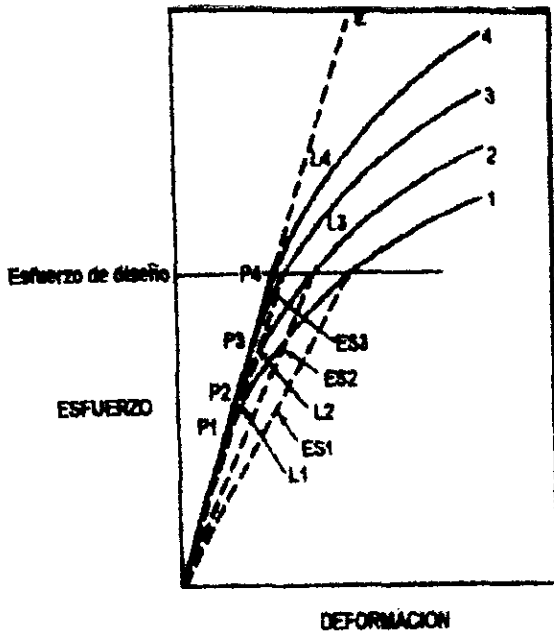


Figura no. 2.14. Efecto del trabajo en frío en el límite proporcional, el límite elástico y los valores de los módulos de la secante.

Producción de esfuerzos, (4) figura no 2.13, para el cobre y las aleaciones de cobre son en niveles arbitrarios de esfuerzo usado por los diseñadores. Este ha sido estandarizado en la industria no ferrosa como el esfuerzo en la curva esfuerzo-deformación donde se pierde un 0.2% de deformación en el módulo lineal. Este valor en particular de la producción de esfuerzos está determinado por el dibujo con una línea en paralelo del módulo elástico (Hook), pero la compensación es de un 0.2% de deformación. El punto de intersección de esta línea con la curva esfuerzo-deformación da una producción de esfuerzos de 0.2% en la ordenada, (4) figura 2.13.

Esfuerzo tensil, (5) figura 2.13, es el máximo esfuerzo del material, el cual se sostiene con una elongación uniforme. El método de construcción de la curva ingenieril de esfuerzo-deformación (usa una área de una sección transversal) de esfuerzo tensil (último esfuerzo) es el máximo esfuerzo en la curva.

Elongación, (6) Figura 2.13, es representada como un porcentaje de incremento en la medida original de la muestra y es siempre medida después de la fractura de la muestra. Esta se ajusta para ser rota por la mitad y al mismo tiempo se mide la extensión a la que ocurrió esta ruptura. Se marca; la distancia original entre estas marcas es la longitud calibrada. Por ejemplo, el porcentaje de elongación en 2 pulgadas. Las dos pulgadas son la medida estándar de el largo de la muestra de una hoja o tira de la muestra en tensión.

Las pruebas de tensión de los materiales metálicos han sido estandarizadas en los Estados Unidos por la American Society for Testing and Materials (Sociedad Americana de Prueba de Materiales) (ASTM). Estos estándares prescriben estándares para el equipo de prueba, la preparación de la muestra, el método de prueba, y el método para reportar los resultados. La estandarización es sumamente importante tanto para el productor como para el consumidor. Este proporciona además un proceso para determinar las propiedades y especificaciones del material y proporciona un método referente al caso de una disparidad entre los resultados de las pruebas del material de la muestra en los diferentes laboratorios. El cuidado en la preparación de la muestra y en las medidas, consistente en los resultados que se pueden observar.

2.6.1.1.1 *El diagrama esfuerzo-deformación.*

El *ensayo de tensión* (o de tracción) mide la resistencia de un material a la aplicación gradual de una fuerza tensora. Un dispositivo de prueba se muestra en la figura no. 2.15; un probeta típica tiene un diámetro de 0.505 plg. y una longitud de calibración de 2 plg. La probeta se fija en la máquina de ensayo de materiales y se aplica una fuerza F , llamada carga. Un deformímetro o extensómetro se usa para medir el alargamiento de la probeta entre las marcas de calibración cuando se aplica la fuerza.

Los resultados de un ensayo de tensión se muestran en la Tabla no. 2.3 y la figura no. 2.16, relacionando carga contra longitud. Al presentar los resultados del ensayo en esta forma, se describe solamente el comportamiento de un material que tiene ese diámetro en particular. La fuerza necesaria para producir un cierto grado de deformación es mayor si el diámetro en particular de la muestra es mayor.

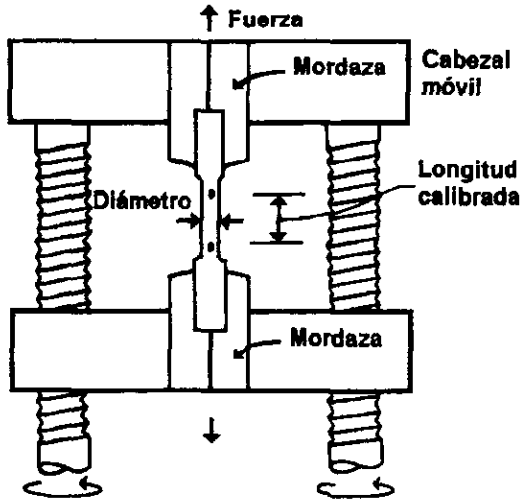


Figura no. 2.15. Se aplica una fuerza tensora por medio del cabezal móvil a una probeta o muestra de un material en el ensayo de tensión.

Esfuerzo y deformación de uso en ingeniería.

El esfuerzo y la deformación de uso en ingeniería se definen mediante las siguientes ecuaciones.

$$\text{Esfuerzo} = \sigma = \frac{F}{A_0}$$

$$\text{Deformación} = \varepsilon = \frac{l - l_0}{l_0}$$

donde A_0 es el área original de la sección transversal de la muestra antes de iniciar la prueba, l_0 es la distancia original entre las marcas de calibración y l es la distancia entre las marcas después de aplicar la fuerza F . La curva esfuerzo-deformación se utiliza normalmente para registrar los resultados de un ensayo de tensión.

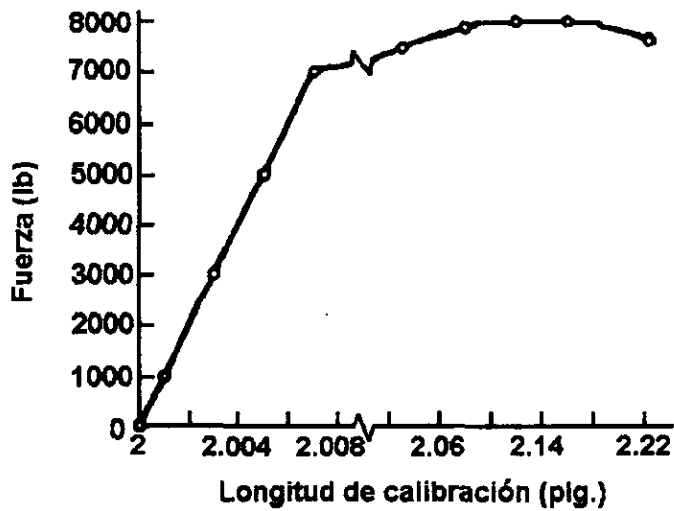


Figura no. 2.16. Gráfica de los datos carga-longitud calibrada de la tabla 2.3 resultantes del ensayo en una probeta de aleación de aluminio con diámetro de 0.505 plg.

TABLA 2.3. Datos de carga-longitud calibrada resultantes de una prueba de tensión en una barra de aleación de aluminio de 0.505 plg. de diámetro, y conversión de datos a esfuerzo y deformación (para el Ejemplo de la figura no. 2.15)

| Carga (lb) | Esfuerzo (psi) | Longitud calibrada (plg) | Deformación (plg/plg) |
|---------------|-------------------|-----------------------------|--------------------------|
| 0 | 0 | 2 | 0 |
| 1000 | 5000 | 2.001 | 0.0005 |
| 3000 | 15000 | 2.003 | 0.0015 |
| 5000 | 25000 | 2.005 | 0.0025 |
| 7000 | 35000 | 2.007 | 0.0035 |
| 7500 | 37500 | 2.03 | 0.015 |
| 7900 | 39500 | 2.08 | 0.04 |
| 8000 | 40000 | 2.12 | 0.06 |
| 8000 | 40000 | 2.16 | 0.08 |
| 7600 | 38000 | 2.205 | 0.1025 |

La deformación de uso en ingeniería indica qué tanto se deforma cada unidad de longitud del metal para cierto esfuerzo aplicado.

Unidades. Se utilizan unidades para registrar los resultados de la prueba o ensayo de materiales de tensión. Las unidades comunes para el esfuerzo son la libra-fuerza por pulgada cuadrada (psi) y el megapascal (Mpa). Las unidades para la deformación pueden ser plg/plg, cm/cm, o bien m/m.

2.6.1.1.2 Deformación elástica y deformación plástica.

Cuando se aplica una fuerza a una probeta, los enlaces entre los átomos se estiran y el material se alarga. Cuando se retira la fuerza, los enlaces regresan a su longitud original, y la probeta vuelve a su tamaño inicial. La deformación del metal en esta porción *elástica* de la curva esfuerzo-deformación no es permanente.

Si las fuerzas son mayores el material se comporta de una forma *plástica*. Cuando se incrementa el esfuerzo, las dislocaciones empiezan a producirse, ocurre el deslizamiento y el material empieza a deformarse plásticamente. A diferencia de la deformación elástica, la deformación ocasionada por el deslizamiento es permanente. El esfuerzo en que se inicia el deslizamiento es el punto que delimita los comportamientos elástico y plástico.

2.6.1.1.3 *Esfuerzo de fluencia.*

El *esfuerzo de fluencia* es aquel en que el deslizamiento se hace notorio e importante. Si se diseña un componente que deba soportar la fuerza durante su uso, debe asegurarse que no se deforme plásticamente. Por ejemplo, el cigüeñal de un motor de automóvil no funcionará adecuadamente cuando se deforme más allá de lo especificado. Por esto debe seleccionarse un material que tenga un alto punto de fluencia o agrandar el componente lo suficiente para que fuerza aplicada produzca un esfuerzo por debajo del esfuerzo de fluencia.

2.6.1.1.4 *Resistencia a la tensión.*

La resistencia a la tensión es el esfuerzo resultante de la mayor fuerza aplicada, y por ello es el esfuerzo máximo que ocurre en la curva esfuerzo-deformación (de uso en ingeniería). En un cierto punto una región se deforma más que en otras áreas y ocurre una reducción en la sección transversal (figura no. 2.17). Esta región localmente deformada se denomina garganta o estricción.

Debido a que el área de la sección transversal se reduce en este punto, se requiere de una fuerza menor para continuar la deformación, y decrecerá el esfuerzo calculado a partir del área original A_0 . La resistencia a la tensión es el esfuerzo en el que se inicia la estricción.

Las resistencias a la tensión suelen encontrarse en los manuales, debido a que son fáciles de medir; son de utilidad para comparar el comportamiento de los materiales y permitir estimar otras propiedades que son más difíciles de evaluar. Sin embargo, la resistencia a la tensión es relativamente poco importante para la selección de los materiales o para la fabricación. El esfuerzo de fluencia determina si el metal se deformará o no, y por ello es más importante.

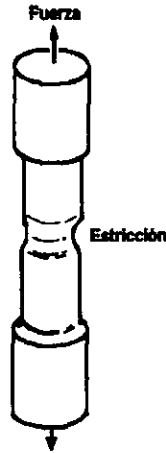


Figura no. 2.17. Deformación localizada de un metal dúctil durante un ensayo de tensión que produce una garganta o estricción.

2.6.1.1.5 Esfuerzo real-deformación real.

$$\text{Esfuerzo real} = \sigma = \frac{F}{A}$$

$$\text{Deformación real} = \epsilon_r = \int \frac{dl}{l_0} = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right) = \ln\left(\frac{A_0}{A}\right)$$

donde A es el área instantánea sobre la que se aplica la fuerza F. La expresión $\ln(A_0/A)$ debe utilizarse después de la estricción. La curva esfuerzo-deformación se compara con la curva esfuerzo-deformación usual en la figura no. 2.19. El esfuerzo continúa incrementándose después de la estricción debido a que, aunque la carga requerida disminuye, el área disminuye aún más. Tan pronto como se excede el punto de fluencia, el metal empieza a deformarse permanentemente.

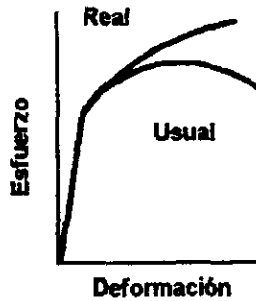


Figura no.2.18. Relación entre el diagrama esfuerzo-deformación real, y el diagrama esfuerzo-deformación de uso en ingeniería.

2.6.1.1.6 Expresión matemática del módulo de elasticidad.

El *módulo de elasticidad* (o como se dijo anteriormente *módulo de Young*) es la pendiente de la curva esfuerzo-deformación en la región elástica. Esta relación se denomina *ley de Hook*.

$$E = \frac{\sigma}{\epsilon} = \text{módulo de elasticidad}$$

Este módulo está estrechamente relacionado con las fuerzas que unen los átomos en el material. Una pendiente muy acentuada en la gráfica de las fuerzas y el espaciamiento interatómico en la zona de equilibrio indica que se requieren grandes fuerzas para separar los átomos y producir la deformación elástica del metal, lo cual indica que se tiene un alto módulo de elasticidad. Las fuerza de unión -y en consecuencia, el módulo de elasticidad, son mayores para los metales de alto punto de fusión (Tabla 2.4).

La cantidad anterior es una medida de *rigidez* del material. Un material rígido con módulo de elasticidad alto, mantiene su tamaño y forma al ser sometido a una carga elástica.

TABLA NO. 2.4. Relación entre el módulo de elasticidad y la temperatura de fusión de los metales.

| Metal | Temperatura de fusión (oC) | Módulo de elasticidad (psi) |
|-------|----------------------------|-----------------------------|
| Al | 660 | 10.0 x 10 exp 6 |
| Cu | 1085 | 18.1 x 10 exp 6 |
| Ni | 1453 | 29.9 x 10 exp 6 |

2.6.1.1.7 Ductilidad .

La *ductilidad* mide el grado de deformación que un material puede soportar sin romperse. Existen dos procedimientos para describir la ductilidad. Primero, se podría medir la distancia entre las marcas hechas en la probeta antes y después del ensayo. El *porcentaje de alargamiento* o elongación expresa la distancia que se estira una probeta antes de la ruptura.

$$\text{Reducción de área} = \frac{A_0 - A_f}{A_0} \times 100$$

donde A_f es el área transversal final en la fractura.

Los materiales dúctiles exhiben una curva esfuerzo-deformación que llega a su máximo en el punto de resistencia a la tensión. En materiales más frágiles, la carga máxima o resistencia a la tensión ocurre en el punto de falla.

La ductilidad es importante para diseñadores y para fabricantes. El diseñador de un componente preferirá un material que presente al menos cierta ductilidad, de manera que si el esfuerzo aplicado es demasiado alto, el componente se deforme plásticamente antes de romperse. Un fabricante deseará un material dúctil de manera que pueda producir piezas de formas complicadas sin que el material se rompa durante el proceso.

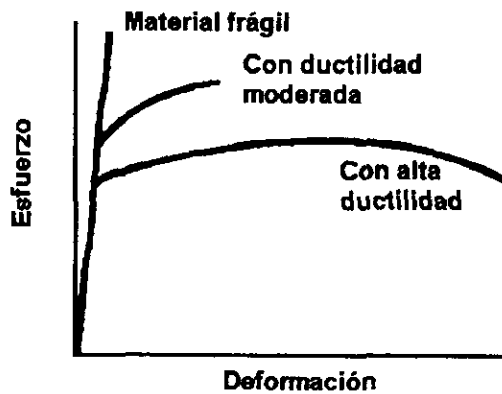


Figura no. 2.19. El comportamiento esfuerzo-deformación de materiales frágiles comparado con el de materiales dúctiles.

2.6.1.1.8 Efectos térmicos.

Las propiedades a la tensión son afectadas de manera importante por las temperaturas (figura 2.21). El esfuerzo de fluencia, la resistencia a la tensión y el módulo de elasticidad disminuyen a temperaturas elevadas, en tanto que la ductilidad, como medida del grado de deformación en la fractura, comúnmente se incrementa. A un fabricante que emplea ciertos materiales le conviene que se deformen a alta temperatura (lo que se conoce como *trabajo en caliente*) para aprovechar la mayor ductilidad y el menor esfuerzo requeridos.

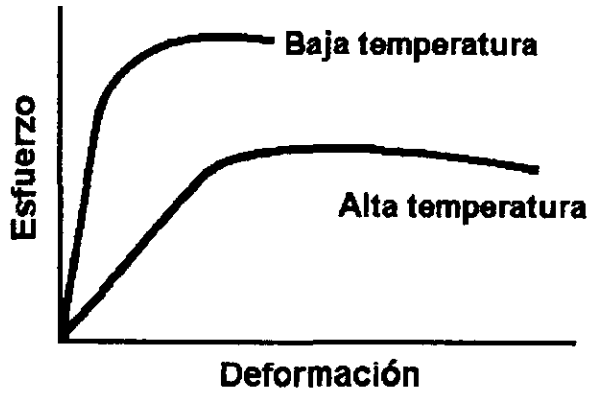


Figura no. 2.20. El efecto de la temperatura en la curva esfuerzo-deformación.

2.6.1.2 PRUEBAS DE DUREZA.

En las pruebas de dureza de los metales, la dureza determina la presión de un penetrador en la superficie bajo una carga aplicada y se mide el fondo o diámetro de la impresión resultante. El valor obtenido es un número de dureza. Estos números de dureza están relacionados con la medida de la resistencia de la deformación y los indicadores del esfuerzo, características del trabajo de endurecimiento, y resistencia a la abrasión.

A continuación se enumeran cuatro amplias y reconocidas clases de pruebas de dureza:

- 1).-Brinell
- 2).-Rockwell
- 3).-Vickers.
- 4).-Knoop (microdureza).

De estas, las pruebas de dureza Rockwell y las pruebas de dureza superficial Brinell son las más ampliamente usadas en los Estados Unidos para el cobre y las aleaciones de cobre en la industria, primeramente porque su amplio rango de aplicaciones en mediciones, aleaciones y temple. Estas pruebas de dureza son rápidas y fáciles de usar, dando una lectura rápida sin requerir mediciones suplementarias. Estas son de bajo costo por prueba, y el equipo que se utiliza es relativamente barato, fácil de usar y fácil de mantener.

Las pruebas de dureza Brinell fueron las primeramente usadas en la industria ferrosa. La *Vickers* y las *pruebas de microdureza Knoop* son más usadas en la investigación o para checar pequeñas partes donde las pruebas de dureza Rockwell no pueden usarse porque la muestra es muy pequeña, o la sección es muy delgada.

Las escalas de dureza estándar Rockwell están definidas por el tipo y tamaño del penetrador y el mayor tipo de penetrador usado en la prueba de carga. Estas escalas son generalmente usadas en las aleaciones de cobre.

2.6.1.2.1 Características del ensayo de dureza.

El ensayo de dureza como se mencionó anteriormente mide la resistencia a la penetración sobre la superficie de un material, efectuada por un objeto duro.

En el ensayo de dureza Brinell una esfera o bola de acero duro, normalmente de 10 mm de diámetro, se presiona sobre la superficie del material. Se mide el diámetro de la marca producida en la superficie y se calcula el índice de dureza Brinell (BHN, de Brinell Hardness Number) mediante la ecuación siguiente:

$$\text{BHN} = \frac{F}{(\pi/2)D(D - \sqrt{D^2 - D_i^2})}$$

donde F es la carga aplicada en kilogramos fuerza; D es el diámetro del penetrador en milímetros, y D_i es el diámetro de la marca en milímetros.

El ensayo de dureza Rockwell utiliza una bola de acero de diámetro pequeño para materiales suaves, y un cono de diamante (*Brale*) para materiales más duros. La profundidad de la penetración la mide automáticamente el instrumento de prueba, y es convertido a un índice de dureza Rockwell. Se utilizan muchas variantes de ensayo Rockwell, como se muestra en la Tabla 2.5.

TABLA NO. 2.5. Comparación entre ensayos típicos de dureza.

| Ensayo | Penetrador | Carga | Aplicación |
|------------|----------------------|--------|----------------------------------|
| Rockwell B | Bola de 1/16 plg | 100 Kg | Latón, acero de baja resistencia |
| Brinell | Bola de 10 mm | 500 kg | Aleaciones no ferrosas |
| Knoop | Pirámide de diamante | 500 g | Todos los materiales. |

Los índices de dureza se usan principalmente como base de comparación para los materiales, especificaciones de fabricación y tratamiento térmico, control de calidad y correlación con otras propiedades y comportamiento de los materiales. La dureza se correlaciona de modo estrecho con la resistencia al desgaste.

Los ensayos Vickers y Knoop son pruebas de microdureza; forman penetraciones tan pequeñas que se requiere un microscopio para efectuar la medición.

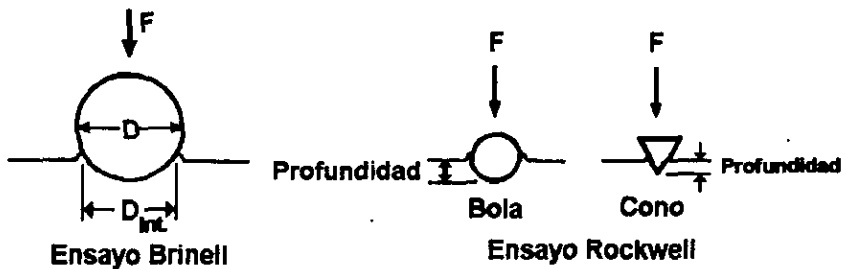


Figura no. 2.21. Ensayos de dureza Brinell y Rockwell.

-2.6.2 TAMAÑO DE GRANO.

El volumen de los metales es policristalino. Estos están compuestos por agregados de cristales unidos por límites. Los agregados de cristales unitarios son granos y los límites entre ellos son los límites de granos. En los metales y en aleaciones de una sola fase la estructura cristalina unitaria es idéntica en cada grano. Los límites de grano son observados donde hay diferentes orientaciones de los cristales entre granos adyacentes. En materiales con dos o más fases la estructura unitaria cristalina y la orientación cristalográfica puede diferir entre los granos. El tamaño de grano de un metal o la aleación de una sola fase es una característica importante.

El flujo plástico ocurre cuando el metal es esforzado antes del límite elástico. El flujo plástico de los granos metálicos ocurre por generación y subsecuente movimiento de dislocaciones en planos paralelos de alta densidad atómica. Los cambios en la orientación de los cristales de un grano a otro impide el movimiento de las dislocaciones. La dirección del deslizamiento puede cambiar con el movimiento de deslizamiento de un grano al siguiente. El control del tamaño de grano debe hacerse en ramificaciones durante el procesamiento y la aplicación, esto es en propiedades tales como:

- Tensión.
- Direccionalidad.
- Formabilidad.
- Apariencia de la superficie.

La direccionalidad ocurre en un metal tratado cuando el metal es trabajado en frío en la misma dirección del tratamiento, y más y más los granos del tratamiento llegan a ser orientados en la misma dirección. Las propiedades tensiles son entonces diferentes para 0, 45 y 90 ° de la dirección del trabajo. Las medidas del tamaño de grano son asumidas que el tratamiento térmico del metal da una morfología de grano equiaxial, esto es, el diámetro de cada grano es esencialmente el mismo para cualquier eje de medida. En realidad, sin embargo, una estructura metálica es un agregado de granos con variación de tamaño y de forma de tal que " el tamaño del grano" es una estimación del diámetro promedio de este. Igualmente que si todos los granos fueran idénticos en tamaño y en forma, la superficie de la muestra para la cual el tamaño de grano es observado en un plano al azar de corte a través de la estructura.

Tres métodos de estimación de tamaño de grano son usados para el cobre y para sus aleaciones. Estas son descritas por la ASTM estándar E112 y en listadas en orden de incremento adecuado.

- Proceso de comparación.
- Proceso de Intercepción de Heyn.
- Proceso planimétrico de Jeffries.

Para cada método, la preparación de la muestra es la misma, consistiendo de una molienda y pulimiento hasta ser muy uniforme y estar lista para ser examinada. La superficie pulida es grabada con una apropiada solución química para percibir los límites de grano cuando esta es examinada por un microscopio metalográfico.

El *proceso de comparación* consiste en una observación del tamaño de grano de la muestra con una serie de microfotografías para observar un rango determinado de tamaño de grano. Las características de los tamaños de grano son estables para cada una de las categorías de las aleaciones que se miden.

La figura no 2.22 ha sido preparada por la ASTM para ampliar el rango del tamaño de grano de las aleaciones base cobre.

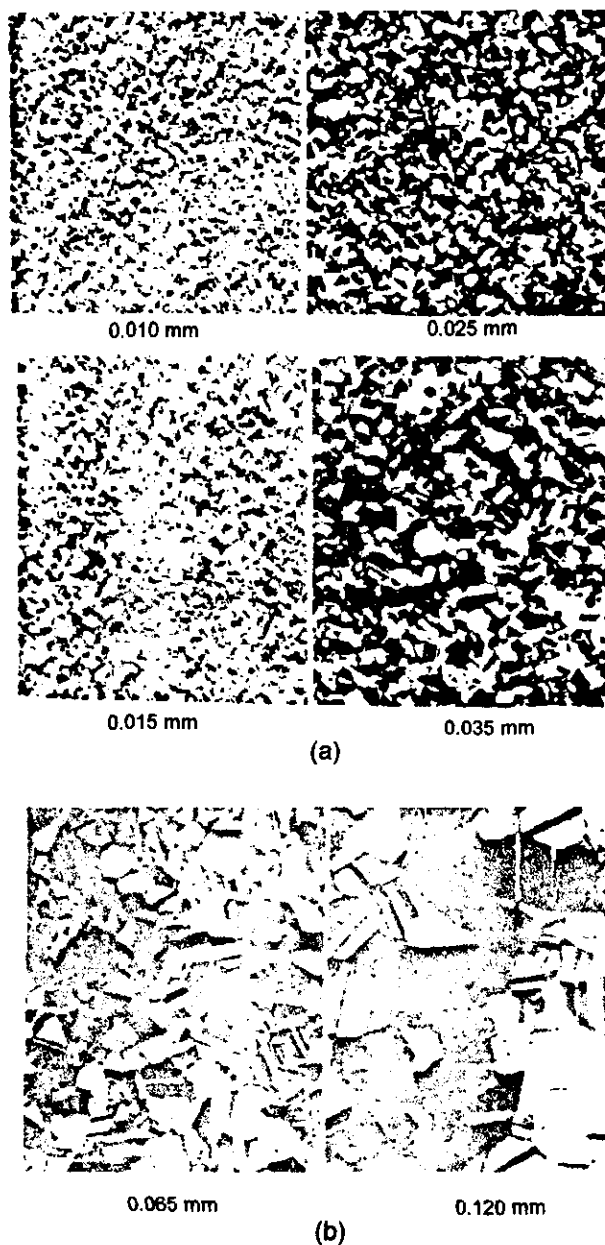


Figura no. 2.22. Estándares para la estimación del tamaño de grano (no ferroso) ASTM, para materiales tratados como : el latón, el bronce, el níquel y la plata. Tamaño de grano promedio. Ampliación de microfotografía: 75 aumentos.

En el *método de intercepción de Heyn*, una línea de conocida longitud es metalográficamente sobrepuesta por encima de la superficie de la muestra y el número de granos interceptados con la línea es contado. Varias cantidades son contadas a diferentes direcciones de la muestra. La longitud de la línea es dividida en milímetros por el número de granos interceptados para dar el diámetro promedio de una medida, y el promedio de varias de las cuales son el promedio del tamaño de grano.

El *proceso planimétrico de Jeffries* es una determinada área de los granos para los cuales después de reducir el número de granos por milímetro cuadrado. Este proceso envuelve una sobreposición de una área conocida (5000 mm² de área circular o rectangular) por encima de una imagen de la superficie de la muestra y el conteo de todos los granos a los que se les suma el área de intersección hasta el área límite. La suma de todos los granos más la mitad del número de granos intersectados por el área delimitada es multiplicada por el factor de Jeffries f (variable con significado) para encontrar el número de granos por milímetro cuadrado. Este es convertido a un diámetro promedio de grano usando la fórmula de conversión, $d = 1 / \sqrt{m}$ donde m es el número de granos por milímetro cuadrado.

-2.7 ESFUERZO DE TENSION Y DESIGNACION DEL TEMPLE.

El uso de la designación del temple en las aleaciones base cobre ha estado desarrollado por el tiempo en que el material ha sido usado o cualquier suavizado (tratamiento térmico) o dureza (trabajo en frio).

Las designaciones básicas son:

- Tratamiento térmico o suavizado.
- 1/4 dureza.
- 1/2 dureza.
- 3/4 dureza.
- Completamente duro.
- Extraduro.
- Resorte.
- Estraresorteo.
- Super-resorteo.

que no son aplicables a todas las aleaciones por la variación de la respuesta al rolado.

La temperatura del tratamiento térmico se encuentra también afectada por algunas propiedades físicas tales como la conductividad eléctrica. De las familias de las aleaciones están los bronce, y el níquel plateado, el método común de especificación de la temperatura del templado es por el tamaño de grano. Además el factor es determinado para el mejor tamaño de grano de una aplicación en donde la superficie sea formada por la rugosidad (corteza naranja) o pulido, y esto depende del tamaño de grano.

-2.8 PROPIEDADES FISICAS : EFECTO DE ELEVAR LA TEMPERATURA, CONDUCTIVIDAD TERMICA, EXPANSION TERMICA Y DENSIDAD.

Las propiedades físicas del cobre y de sus aleaciones en forma de hojas o de tiras son comúnmente consideradas por los diseñadores de partes y los ingenieros de materiales en cuanto a las propiedades térmicas. En este apartado revisaremos las principales características que gobiernan la conductividad térmica en los materiales.

2.8.1 EFECTO DE ELEVAR LA TEMPERATURA.

El calor es una forma de energía y esta es absorbida por los átomos que componen la estructura cristalina. Como ellos absorben energía, los electrones llegan más agitados. Con el incremento de la vibración alrededor de los centros atómicos, el número de electrones libres empieza a reflejar un gran incremento y la conductividad disminuye. A la inversa, con una disminución de la temperatura hasta 20 °C (68°F), la conductividad se incrementa en razón opuesta.

Especialmente refinando y tratado, el cobre tiene una mala conductividad eléctrica a temperaturas criogénicas, y esto ha servido para observar que la conductividad es muy baja a temperaturas que exceden los 1 000% IACS. La figura no. 2.23 ilustra la proporcionalidad entre la conductividad eléctrica, la resistividad y la temperatura.

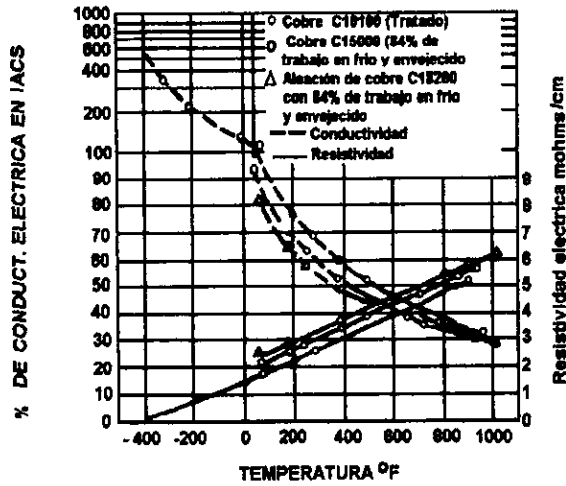


Figura no. 2.23. Resistividad eléctrica contra temperatura.

2.8.2 CONDUCTIVIDAD TERMICA.

Los metales con alta conductividad eléctrica usualmente tienen una alta conductividad térmica. Esta relación se describe como la relación de la ley de Wiedemann y Franz:

$$\text{Constante} = \frac{\text{Conductividad-Térmica}}{\text{Temperatura} \times \text{Conductividad - eléctrica}}$$

La constante es $2,48 \times 10^{-13}$ en las unidades cgs . Esta relación existe porque los electrones libres que conducen la electricidad se están moviendo a través del metal también cargando 1 1/2 de energía térmica.

En las aplicaciones de transferencia de calor se encuentran los grandes consumidores de cobre y de sus aleaciones. La habilidad del cobre para transferir rápida y fácilmente el calor es muy importante para productos tales como los radiadores de automóviles y las plantas de poder para intercambiadores de calor. El cobre y sus aleaciones empiezan a ser ampliamente usadas en los semiconductores y equipos contra incendio.

La alta conductividad térmica del cobre no es siempre benéfica. Porque el calor que conduce desde una fuente, rápidamente incrementa su resistencia para ser soldado y esto no es recomendable.

Los cobres con altas conductividades eléctricas muestran una disminución de la conductividad térmica con el incremento de la temperatura. Sin embargo, la conductividad térmica no siempre disminuye con el incremento de la temperatura.

2.8.3 EXPANSION TERMICA.

Porque el cobre y sus aleaciones son frecuentemente usadas en aplicaciones tales como ensamblajes electrónicos, donde es sujeto a elevadas temperaturas para los procesos de armado o las condiciones de servicio, la expansión térmica influenciará la selección.

Estos materiales tienen coeficientes de expansión térmica altos en comparación con otros metales. Este fenómeno es resultado de vibraciones de los átomos. Cuando se aplica calor, la amplitud de la vibración se incrementa, causando fuerzas de repulsión promedio entre los átomos incrementando relativamente las fuerzas de atracción. En algunas aplicaciones tales como resortes térmicos de aleaciones de cobre con alto coeficiente de expansión térmica y contracción son laminados con otro metal, tales como una aleación de níquel, con un menor coeficiente de expansión térmica. Tales resortes bimetales son activados por cambios de temperatura, en donde un metal se expande o contrae con el otro metal.

2.8.4 DENSIDAD.

La densidad es lo que resulta de la división de la masa entre el volumen de una sustancia.

El cobre y sus aleaciones son relativamente altos en sus densidades comparados con otros metales. Las densidades de las aleaciones son diferentes a las densidades de los metales puros. Por ejemplo, una aleación de 70%Cu-30%Zn tiene una menor densidad que el cobre puro.

Como resultado el peso por unidad de volumen de la aleación es menor que la del cobre-zinc. La densidad es un importante factor en el costo de un metal para fabricar partes ya que es necesario determinar el peso de cada pieza. El costo de la hoja o de la tira esta basado en el peso, las partes más ligeras son menos densas y su costo es menor. Cuando los materiales representan una buena igualdad en una aplicación, la densidad puede llegar ha ser el último factor de encontrar para determinar otros. La tabla no. 2.6 muestra la densidad y gravedad específica del cobre y de sus aleaciones (3) .

(3) Ver el apendice A.

-2.9 EFECTOS DE LA ADICION DE UN ELEMENTO E IMPUREZAS.

Aunque elementos tales como el níquel, el hierro, y el silicón son deliberadamente adheridos para mejorar la tensión o algunas otras propiedades de cobre, estos se pueden considerar como *impurezas* con respecto a la conductividad eléctrica. Las impurezas (incluyendo tales adiciones de elementos), pueden ser solubles en el cobre, llegando a afectar drásticamente la conductividad del mismo. Cuando se disuelven, estas impurezas crean discontinuidades en el campo eléctrico y en la estructura del metal. Reduciendo la velocidad del electrón y disminuyendo por lo tanto su conductividad eléctrica.

Esta última se ve afectada seriamente no solo cuando las impurezas (incluyendo los elementos aleantes) son disueltas y se introducen en la solución. La figura no. 2.24 ilustra como las impurezas en solución rompen la estructura cristalina.

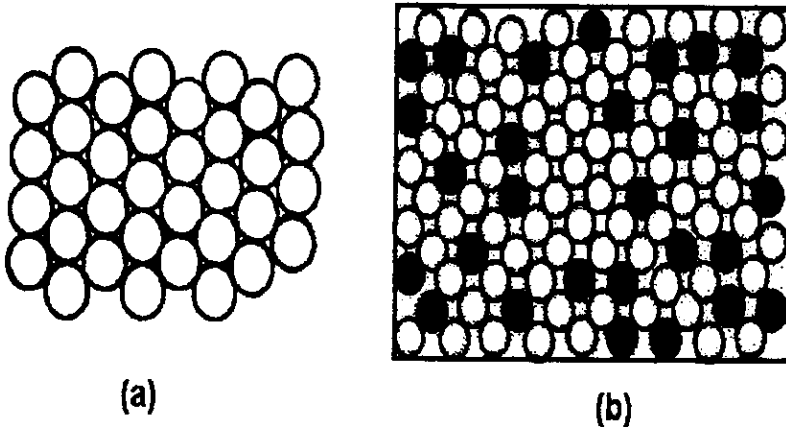


Figura no. 2.24. Efecto de un elemento aleante en la estructura cristalina:(a) Esta es una ilustración gráfica de una estructura cristalina para cobre puro. El espaciamiento uniforme entre átomos resulta de campos eléctricos uniformes alrededor de cada uno de los átomos en toda la estructura. (b) Con la adición de zinc, algunos átomos de cobre son reemplazados por átomos de zinc en la red cristalina para formar una solución sólida de zinc en cobre. Los átomos de zinc, empiezan por tener un tamaño diferente, tendiente a distorsionar la estructura cristalina y destruyendo los campos eléctricos uniformes. Los electrones son reflejados y deflectados más frecuentemente, disminuyendo el movimiento con respecto al polo positivo y disminuyendo la conductividad eléctrica.

Los efectos de algunos elementos adicionados en la conductividad eléctrica del cobre se pueden ver en la figura no. 2.25. Elementos tales como la plata, con un electrón en su capa exterior, zinc, con solo dos, aunque ambos son solubles, tienen relativamente menor efecto en la conductividad cuando están presentes en pequeñas cantidades. Los fósforos, con 5 electrones en su órbita exterior, y el níquel, con 8 electrones, ambos son solubles en el cobre, reduciendo grandemente su conductividad, igual que si estuvieran presentes en pequeñas cantidades.

Mientras con la adición de impurezas solubles disminuye la conductividad, este efecto puede ser menor si los elementos se *precipitan* fuera de la solución. Durante la manufactura se encuentra la medida y tratamiento, en el trabajo en caliente y en el tratamiento térmico como partes de las operaciones del proceso.

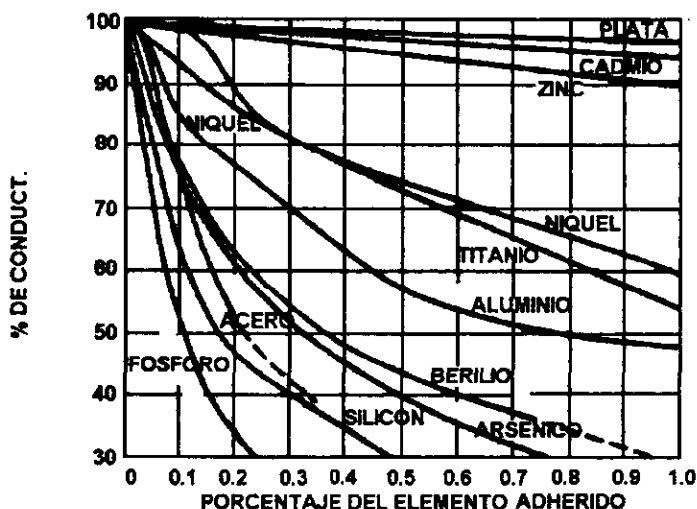


Figura no. 2.25. Efectos de los elementos aleantes en la conductividad del cobre.

-2.10 OTRAS PROPIEDADES DE INGENIERIA-FATIGA, DESLIZAMIENTO Y REPOSO.

En adición a las propiedades físicas y mecánicas usualmente consideradas cuando se selecciona un metal para una aplicación en particular, ahí están otras propiedades de ingeniería que necesitan ser consideradas en relación al diseño y aplicación de la parte a fabricar. De estas, las propiedades menos obvias de los metales que son muy frecuentemente aplicados al comportamiento de la función mecánica de las partes son la fatiga, el deslizamiento y los esfuerzos en el reposo.

2.10.1 FATIGA.

Las partes de los mecanismos, a veces fallan cuando están sometidas a *cargas repetidas*; la causa principal de estas fallas es la *fatiga*. Existe un esfuerzo máximo que se puede aplicar durante la duración proyectada de la parte sin que ocasione la fractura. Este esfuerzo se llama límite de fatiga. La resistencia a la fatiga de un material es el esfuerzo por el cual éste se fractura por fatiga. Las cargas repetidas sobre la muestra son cíclicas, o sea que en cada ciclo el esfuerzo llega a sus límites mínimo y máximo.

La mayoría de las fracturas por fatiga empiezan como grietas microscópicas, que ocasionan elevada concentración de esfuerzos y se extienden en forma gradual hasta llegar al punto de fractura completa de la pieza. Muchas grietas microscópicas se originan como resultado de las líneas de deslizamiento formadas en la pieza por los esfuerzos repetidos. Otras fuentes que pueden dar origen a las grietas pequeñas son imperfecciones como raspaduras, muescas e inclusiones en la superficie. Los defectos de superficie son quizá las imperfecciones más críticas porque los esfuerzos llegan a su máximo en la superficie.

Las pruebas de fatiga se utilizan para estudiar el comportamiento de los materiales bajo cargas repetidas. Por tanto, se suelen someter a las muestras a una combinación de los siguientes tipos de cargas repetidas: flexional, torsional y axial. Se han creado varias clases de métodos y máquinas para pruebas de fatiga, basados en el tipo de carga, para ensayar muestras o componentes.

Las fallas por fatiga en las partes de metales son familiares a los ingenieros y a los metalurgistas quienes regularmente diseñan las partes funcionales. Estas algunas veces son utilizadas con un movimiento funcional y algunas veces con una vibración incidental.

ESTO TIENE DE FEB 79
SALIR DE LA BIBLIOTECA

Una comprensión del fenómeno es deseable, pero los datos de prueba no tienen siempre que ser útiles de acuerdo al uso del metal porque las pruebas de fatiga son difíciles de estandarizar y de representar. La interacción de todas las variables en el fenómeno de fatiga son complejos lo que dificulta hacer el ensayo de la reacción de los materiales en todas las circunstancias.

La acción del doblado se aplican esfuerzos conocidos a la primera muestra en una dirección y entonces en la otra. El número de ciclos es contado por encima de la falla o se selecciona un número máximo sin que la falla ocurra. Para el cobre y sus aleaciones 100, 000,000 (10^8) ciclos sin falla es usualmente el punto final de la prueba por fatiga.

Las propiedades de fatiga de varias pruebas de metales se dividen dentro de dos grupos; los que tienen un límite de fatiga y los que no lo tienen. Un diagrama típico de S-N se muestra en la figura no. 2.26.

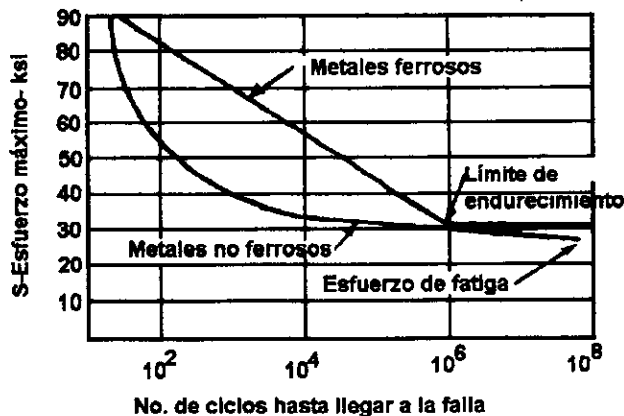


Figura no. 2.26. Formas típicas de un diagrama S-N de metales ferrosos y no ferrosos.

Las dos curvas ilustradas en la figura 2.26 la primera representa a los metales ferrosos que tienen límite de fatiga, y la segunda representa los metales no ferrosos que tienen esfuerzos cerca de los límites de fatiga. En un diagrama S-N de metales ferrosos, el número de ciclos de falla se incrementa con la aplicación del esfuerzo y decrece bajo un punto mínimo de esfuerzo en forma de "rodilla" en la curva. Antes del punto de falla no ocurre una disminución del número de ciclos impuesto sobre la misma prueba. Este punto define el *límite de fatiga* del material.

La curva de un material no ferroso, en la otra línea, no exhibe un límite de fatiga. Cerca del número de ciclos para la falla, continuamente se incrementa con la aplicación de estos cuando el esfuerzo decrece. En el diseño de una parte es muy importante evitar las fallas por fatiga.

Mallas normales imponen esfuerzos de tensión como fuentes de concentración de esfuerzos y, así mismo, la prematura generación de grietas. La tabla 2.7 da los datos de los esfuerzos de fatiga para varias aleaciones de cobre (4).

(4) Ver el apéndice A.

2.10.2 DESLIZAMIENTO Y ESFUERZO POR RUPTURA.

En muchas aplicaciones de ingeniería envuelven exposición prolongada para elevadas temperaturas, *deslizamiento y esfuerzo por ruptura* (o *deslizamiento por ruptura*) tienen un comportamiento de mucha importancia para la selección de la aleación.

El deslizamiento es definido como la deformación plástica de un material en función del tiempo mientras esta bajo un constante esfuerzo. En la conducción de las pruebas por esfuerzo, una muestra de prueba por tensión es colocada en un horno, calentada uniformemente hasta la temperatura de prueba, y entonces es sujeta a una constante carga mientras es extendida en su longitud y esta se mide con cuidado.

La forma de la elongación contra el tiempo de una prueba por deslizamiento es una prueba típica la cual se puede ver en la figura 2.27. La curva de deslizamiento se divide en cuatro estados:

- 1.-Estiramiento instantáneo: Elongación la cual ocurre inmediatamente por encima de la aplicación de la carga.
- 2.-Primer deslizamiento: Un periodo de decremento en la razón del estiramiento junto con el trabajo de endurecimiento para una carga inicial aplicada.
- 3.-Segundo deslizamiento: Un periodo constante de estiramiento. También llamado mínima razón de deslizamiento.
- 4.-Tercer deslizamiento: Un constante incremento en la razón del estiramiento, terminando en la fractura.

La curva en la figura 2.27 ilustra estos estados.

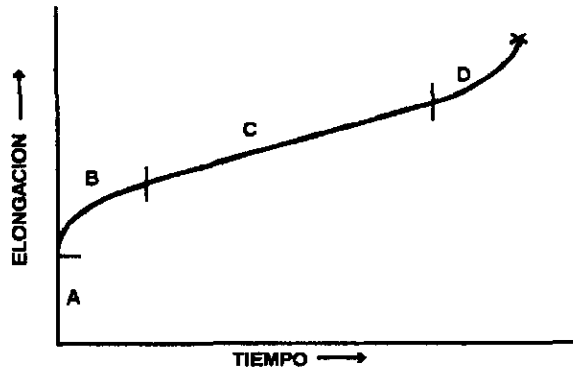


Figura no. 2.27. Curva típica de deslizamiento-fractura desplegando cuatro estados hasta la falla.

Esfuerzo de ruptura.- Estas pruebas miden la habilidad que un material tiene para resistir la fractura a temperaturas elevadas. Para producir la fractura en tiempo de una muestra, necesitan aproximadamente de 1,000 a 100,000 horas.

2.10.3 ESFUERZO EN REPOSO.

El esfuerzo en reposo es un esfuerzo pequeño mientras existe un constante estiramiento. Cuando una pieza de metal es estirado por la aplicación de un esfuerzo externo, este reacciona desarrollando un esfuerzo igual interno pero en dirección opuesta a la aplicación del esfuerzo. La razón de esto y el mínimo nivel necesario depende de la aleación, el temple, la aplicación del esfuerzo, la temperatura, y el tiempo.

Los esfuerzos de reposo para diferentes aleaciones, temples, temperaturas, y direcciones relativas a la dirección del rolado están desarrolladas por laboratorios que producen aleaciones de cobre usando métodos descritos por la ASTM.

Estos datos son útiles para el diseño ingenieril de partes eléctricas como son resortes, armado de contactos, y terminales las cuales dependen de las características del resorte y del esfuerzo de enlace del material para mantener un buen contacto eléctrico.

-2.11 RESISTENCIA A LA CORROSION

Los dos ambientes que más conciernen a los ingenieros con respecto a la resistencia a la corrosión del cobre y de sus aleaciones son la atmósfera y varios medios acuosos.

2.11.1 MECANISMOS DE CORROSION.

2.11.1.1 *Atmósfera de Oxidación y de Corrosión.*

Las superficies limpias químicamente de muchos metales ingenieriles expuestos a la reacción con el aire que tiene oxígeno se oxidan rápidamente. La razón por la cual estos óxidos se forman rápidamente es por el deterioro de una película protectora. Estas delgadas películas imparten resistencia a la corrosión que es característico del cobre y de las aleaciones del cobre. El óxido formado en el cobre es el óxido de cobre (Cu_2O).

La presencia de adiciones aleantes de cobre tales como el níquel, el zinc, el titanio, el aluminio, y el hierro tienden a reforzar la película que se forma contra el óxido en el cobre; y en algunos casos; (por ejemplo con níquel y aluminio) reducen el espesor para asegurar el estado de la película la cual se forma. Posteriormente, tales aleaciones tales como Cu-88.2%, Ni-9.%, Sn-2.3% tienen una buena resistencia a la corrosión.

La formación de óxidos en las aleaciones de cobre se forman en presencia de humedad, ya sea en forma de vapor o de líquido, o también de condensados, pero la razón de la aceleración de la corrosión es particularmente debido a la presencia de gases sulfurados en el ambiente en que este inmerso dicha aleación.

La formación de óxidos durante el procesamiento, si es excesivo, se puede deber a la rozadura de las herramientas de hierro con lo que disminuye su tiempo de vida útil. Durante la oxidación el tiempo de servicio en aplicaciones eléctricas, bajo dos ambientes el corrosivo y una temperatura elevada, puede resultar en un incremento en las fallas de los circuitos. Los procesos de oxidación durante el rolado en caliente y durante el tratamiento térmico. Por esta razón, los productores de cobre y de aleaciones de cobre ya sea de hojas o de tiras usualmente pulen la superficie de sus productos para remover excesos de óxidos durante el rolado en frío. Los hornos de tratamiento térmico tienen atmósferas de control que se usan para evitar la oxidación al mínimo después de la operación de molienda.

La remoción de óxidos formados frecuentemente en el cobre y en sus aleaciones se necesita durante el procesamiento y la preparación de la superficie con cortes especiales, platinados o soldaduras. La solución de ácido sulfúrico caliente (50 a 80 °C) en un 10% es muy usada para limpiar las aleaciones de cobre, porque este disuelve el óxido de cobre sin perjudicar el metal. Para aleaciones que contienen más del 85% de cobre, un agente oxidante tal como el dicromato de sodio se adhiere algunas veces para convertir el óxido de cobre en óxido cúprico.

La tabla 2.8 lista algunas soluciones bajo las cuales se sumerge el cobre y sus aleaciones para remover óxidos y dar brillo.

TABLA NO. 2.8

| Soluciones para limpiar | El Cobre y sus aleaciones. | |
|---------------------------------------|--|---------------------------------|
| Soluciones para remover óxidos | | |
| 1.- | Acido sulfúrico de pulimiento | |
| | Acido sulfúrico | 1 gal. |
| | Agua | 9 gal. |
| | Temperatura | 52-80 oC |
| 2.- | Dicromato (Para aleaciones con más del 85% de Cobre) | |
| | Acido sulfúrico | 1 gal/pintura |
| | Dicromato sódico | 1-2 onz /gal |
| | Temperatura | De temperatura ambiente a 80 oC |
| 3.- | Sulfato Férrico(Para aleaciones con más del 85% de Cobre) | |
| | Acido sulfúrico | 13 onz/gal |
| | Sulfato Férrico y anhídrico | 13 onz/gal |
| | Temperatura | |
| | Aleaciones con bajo cobre | 50-80 o C |
| | Aleaciones con alto cobre | 60-80 oC |
| Soluciones para dar brillantez | | |
| 1.- | Acido sulfúrico | 2 gal |
| | Acido nítrico | 1 gal |
| | Agua | 1.5 gal |
| | Acido Hidroclorídrico | 1.5 onz |
| | Temperatura | Ambiente |
| 2.- | Acido Fosfórico | 55% en volúmen |
| | Acido nítrico | 20% |
| | Acido acetico | 25% |
| | Agua | Conservar abajo del 10% |
| | Temperatura | |
| 3.- | Cianuro Sódico | 4 onz/gal |
| | 35% de Peróxido Hidrógenado | 5 onz/gal. |
| | Temperatura | Ambiente |

Estas soluciones pueden ser no utilizables inicialmente. Precauciones especiales se deben tomar, y su uso no se recomienda sin tomarlas en cuenta. Estas soluciones son mencionadas solo como información.

2.11.1.2 Corrosión en medios acuosos.

La corrosión para estados-líquidos tienen temperaturas generalmente precedidas por un *mecanismo electroquímico*. Tales corrosiones desarrollan un flujo de electrones entre los ánodos y los cátodos en la superficie del metal a través de una solución conductiva, llamada electrolito.

De esta manera se tienen elementos básicos para que se de la corrosión: (1) Un anodo; (2) Un cátodo, (3) un electrolito, y (4) un medio para el flujo electrónico. Estos elementos se muestran en la figura no. 2.28 la cual es una ilustración esquemática de las celdas de corrosión.

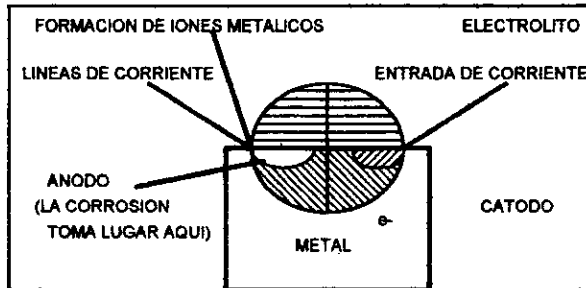


Figura no.2.28 . Diagrama esquemático de un sistema de corrosión o celdas.

La adición de elementos aleantes, tales como el aluminio, el zinc, el titanio, el hierro, y el níquel, son frecuentemente combinados con el cobre para formar las aleaciones más comúnmente usadas en ingeniería como son el latón, el bronce, el níquel, la plata, y el bronce fosfórico.

La efectividad del elemento aleante para reducir la corrosión depende de un número de cosas, entre las cuales se encuentran: el tamaño de grano, (un átomo pequeño ajustarse dentro de una vacancia), la valencia (una valencia grande, da más efectividad al elemento aleante incrementando la resistencia electrónica de la película de oxidación, y la composición del electrolito).

2.11.1.3 La experiencia del campo

2.11.1.3.1 Oxidación y corrosión atmosférica.

La corrosión atmosférica es de interés para el ingeniero porque las partes que se diseñan, tales como los switches, reveladores, contactos, y otros equipos, pueden ser instalados en áreas difíciles en la industria donde el aire daña, o a través de la costa en áreas donde las partes son sujetas al contenido de sal en el aire del océano. El aire salado cerca de las costas contiene cloros los cuales pueden causar dezincificación, descascaramiento, y esfuerzo de corrosión para la formación de grietas en algunas aleaciones de cobre. La dezincificación es completamente prevaleciente en bronce que contienen 30% o más de zinc y esta expuesto a atmósferas industriales. El cobre es frecuentemente seleccionado por su resistencia a la corrosión bajo este tipo de ambientes. Sin embargo, en donde varios servicios son costosos, sus aleaciones las cuales poseen una gran resistencia a la corrosión se pueden seleccionar.

La tabla 2.9 es una lista de aleaciones de cobre y su resistencia a la corrosión en atmósferas industriales y marítimas.

Las razones de corrosión reportadas en esta lista y en tablas subsecuentes son *razones instantáneas de corrosión* para el periodo de tiempo indicado.

2.11.1.3.2 Corrosión acuosa.

La teoría general de la formación de la película en las aleaciones de cobre en medios acuosos, son todavía discutidos. Las aleaciones de cobre por lo general tienen excelente resistencia a la corrosión en medios acuosos y por siglos el material más frecuentemente seleccionado para el servicio en estos medios. Los medios acuosos se dividen generalmente en tres categorías: (1) agua dulce, la cual es generalmente caracterizada por una baja solución total de sólidos, bajo en cloro, y relativamente un alto porcentaje de escalas continuas, tales como carbonatos y sulfatos; (2) agua salubre, la cual es generalmente caracterizada por una moderación alta y total para disolver sólidos y cloros en excesos de 1 000 ppm (partes por millón); (3) agua de mar, la cual contiene sólidos altamente disueltos (35,000 ppm) y alto contenido de cloros (19,000 ppm).

Históricamente las aleaciones de cobre han proporcionado mucha resistencia a la rigurosa corrosión, a la biodegradación, y al ataque por grieta asociado con el agua salada del mar.

Los bronce fueron aleados con el titanio y el aluminio inicialmente para formar titanio-bronce con mucho más resistencia a la corrosión bajo estos ambientes. Después, el níquel fue aleado con el cobre para crear aleaciones níquel-cobre para lo cual después se le adicionó el hierro, siendo una de las aleaciones más populares que se encuentran en servicio en medios de agua salada. El cobre y los tubos de bronce han sido extensamente usados para transportar agua potable en edificios y residencias y para calentadores de agua.

2.11.1.3.3 Corrosión galvánica.

Cuando se considera el servicio en agua salada, el ingeniero debe conceder un criterio a la *corrosión galvánica*.

2.11.1.3.4 La biodegradación.

La biodegradación es más frecuentemente un problema en ambientes marinos. Los organismos marinos, tales como las bacterias y las ostras atacan la superficie del metal y disminuyen esta en pequeñas porciones. Este proceso de degradación en agua tibia da un rápido crecimiento. La corrosión rápida ocurre abajo del organismo y arriba del material, el cual es sensible generando una corrosión por grietas. El cobre proporciona una excelente resistencia a la biodegradación, y por esta razón las aleaciones de cobre han sido escogidas para usos marítimos por muchos años. Pequeñas cantidades de hierro-cobre en solución para la interface con el agua salada es más efectiva para prevenir el ataque de la vida marina. La adición de aleantes los cuales disminuyen la corrosión tienden a disminuir la falla de la resistencia de las aleaciones de cobre. Sin embargo, todas las aleaciones de cobre son relativamente buenas para resistir la corrosión por biodegradación en comparación con otros metales.

La aleación Cobre-10% níquel es una buena combinación para la biodegradación. La tabla 2.10 da los rangos relativos de las aleaciones de cobre y de algunos otros metales de acuerdo a su resistencia por degradación (5).

(5) Ver el apéndice A.

2.11.1.3.5 Corrosión por erosión.

La velocidad relativa entre la superficie de un metal y el flujo en un medio ambiente puede ser un factor importante en la determinación de la causa por la que ocurre la corrosión. En general para aleaciones de cobre, la susceptibilidad de *la erosión por corrosión* se incrementa lentamente con el incremento de la velocidad del flujo bajo un punto crítico que es alcanzado. Este punto crítico comúnmente se refiere a *un* rompimiento en la velocidad, y esto es porque la velocidad a la cual la capa protectora es removida por la corrosión por erosión tan rápido como se forma. Syrrret y Lapple han descrito un mecanismo de corrosión-por erosión para las aleaciones de cobre las cuales producen una curva como la que se muestra en la figura 2.29.

Antes de la velocidad de ruptura, la razón del ataque se incrementa rápidamente en la región C por el efecto combinado de erosión y la acción galvánica entre una área grande de óxido de metal (cátodo) y pequeñas áreas de superficie de metal (ánodo) expuestas a la erosión -también llamada *corrosión-por erosión*. La proporción del ataque disminuye en la región D porque un gran porcentaje de la superficie del metal esta expuesto, reduciendo el efecto galvánico. Las aleaciones de cobre-níquel y bronce-aluminio forman delgadas y adherentes películas, las cuales las protegen reduciendo la corrosión por erosión en agua salada.

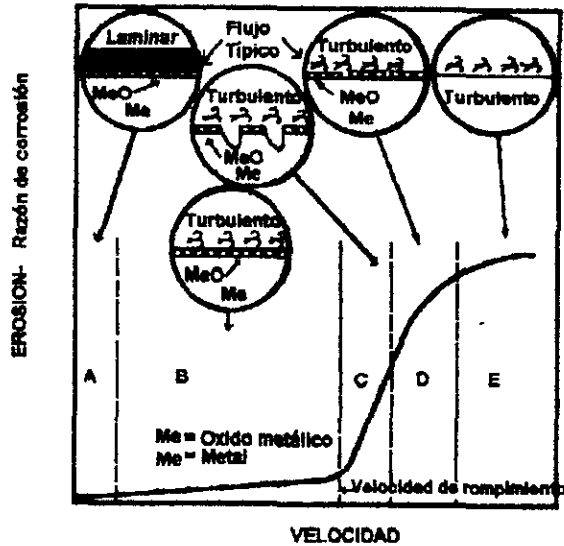


Figura no. 2.29 . Esquema de los mecanismos de corrosión por erosión cuando la velocidad se incrementa.

2.11.1.3.6 Agujeramiento.

Cuando las áreas anódicas de la superficie de un metal tienen remanentes estacionarios, pueden cambiar durante una corrosión uniforme, un agujeramiento sucede. El agujeramiento en el cobre es frecuentemente caracterizado por la formación de una grande y bien definida zona de agujeramiento por encima de la capa producida por una grieta.

Esta capa previene a los productos contra la corrosión en contra de los flujos que provocan el hoyo. Este se nota muy temprano, y en cobre y en las aleaciones de este depende de una película protectora de óxido resistente a la corrosión.

Cuando en esta es insuficiente el oxígeno que mantiene la película, esta se puede romper y se puede localizar un hoyo. La deficiencia en el oxígeno puede desarrollar grietas pequeñas donde el medio líquido no circula y este corta al aire o puede ocurrir antes por depósitos de sólidos en la superficie.

La corrosión por agujeramiento es particularmente perjudicial porque el ataque es concentrado en una pequeña área que resulta en una perforación y en goteras.

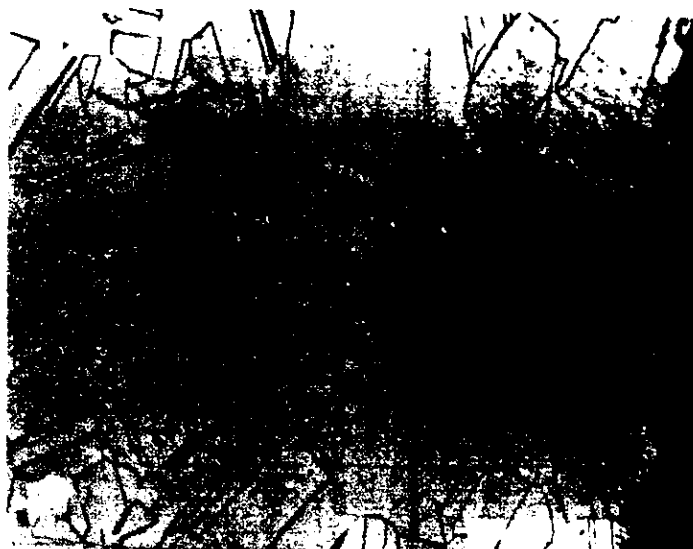
2.11.1.3.7 *Esfuerzo de corrosión.*

La combinación del efecto de corrosión y el esfuerzo estático producido forma un ataque en diferentes metales en los cuales se desarrollan grietas en ángulo recto en dirección del esfuerzo aplicado.

La clase de fallas por corrosión en el bronce han sido comúnmente llamadas *zonas de agrietamiento*.

Las grietas pueden ser actualmente intergranulares (siguiendo un camino a través del límite de grano) transgranulares (cruzando a través de los granos). Ver la figura 2.30 a y b.

Definitivamente las aleaciones homogéneas, tales como las aleaciones de cobre-níquel, son altamente resistentes al esfuerzo por corrosión. Por otra parte, los latones aleaciones de cobre-zinc, son los más susceptibles. El potencial de este tipo de corrosión se debe considerar en las partes diseñadas con bronce.



(a)

Figura no.2 30 Microfotografía que muestra el esfuerzo por corrosión intergranular en un agrietamiento para una aleación de cobre después de ser expuesta en una solución de amoníaco 250 aumentos.

Las aleaciones de cobre que contienen menos del 15% de zinc son menos susceptibles de esta corrosión que las que contienen un alto porcentaje de zinc.

La tabla 2.11 contiene datos que muestran las resistencias relativas al agrietamiento en atmósferas industriales y marítimas para un número de aleaciones a varias temperaturas (6).

(6) Ver el apéndice A.

El nitrato de mercurio ha sido ampliamente utilizado en pruebas por la ASTM para checar partes de aleaciones de cobre fabricadas para estimar si los niveles de esfuerzo son bastante altos como para provocar susceptibilidad y por consiguiente la falla. Cuando esta aparece en las partes, estas pueden ser susceptibles de un esfuerzo de agrietamiento, y estas son entonces plateadas o tratadas. Sin embargo estas pruebas no son apropiadas para determinar la susceptibilidad de las aleaciones.



(b)

Figura no.2 30 . Microfotografía que muestra el esfuerzo por corrosión intergranular en un agrietamiento para una aleación de cobre C23000 después de ser expuesta en una solución de PH 7 de Mattson .250 aumentos.

La solución de Mattson es en un laboratorio la prueba de solución que contiene cobre y sulfato de amonio en hidróxido de amoniaco. Esta muestra la sensibilidad de Ph del agrietamiento del esfuerzo por corrosión en los bronce y este sirve para encontrar también una buena correlación entre las condiciones de servicio.

2.11.1.3.8 *Fatiga por corrosión.*

Los esfuerzos de fatiga de muchas aleaciones de cobre son bien conocidos. Este término está definido como el esfuerzo en el cual el metal soporta un número de ciclos al aire antes del agrietamiento por fatiga. Bajo las condiciones de corrosión, la muestra del metal puede fallar a un mucho menor esfuerzo. Esta acción combinada de corrosión y la repetición de los esfuerzos se conoce como *corrosión por fatiga*. El daño en las propiedades de un metal por esta razón dependen de su resistencia a la corrosión en un ambiente en particular bajo el cual este localizado. Aunque durante el tratamiento térmico o el trabajo en frío se pueden mejorar las propiedades mecánicas y el esfuerzo por fatiga en aire, la resistencia a la corrosión por fatiga se mejora solo cuando las condiciones de corrosión son reducidas.

2.11.1.3.9 *Dezincificación.*

La corrosión del bronce por remoción selectiva del zinc es un tipo común de ataque, particularmente en aguas saladas y en aguas blandas con el contenido de dióxido de carbono. El área superficial de la aleación original la cual es atacada se convierte en una masa esponjosa la cual es pobre en esfuerzo mecánico. A este tipo de ataque se le llama *dezincificación*. Esta sola señal de ataque se manifiesta en un cambio de color y textura. En lugar del color amarillo típico del bronce, las áreas afectadas tienen un color rojizo y el área es esponjosa y suave.

2.11.1.3.10 *Corrosión intergranular*

Este tipo de ataque, algunas veces se refiere a una *corrosión intergranular*, que está asociada con una diferencia entre los potenciales de la corrosión de los límites de grano anódico. El ataque puede ser de varias maneras, como por ejemplo a lo largo del cátodo (grano) y hasta el ánodo (límites de grano). Una aleación con grano pequeño es menos susceptible de este ataque

-2.12 TRATAMIENTOS TERMICOS DEL COBRE Y DE SUS ALEACIONES

Hay muchísimas aleaciones a base de cobre que utilizan todos los *mecanismos de endurecimiento* que se pueden considerar. Las aleaciones a base de cobre son más pesadas que el hierro. Si bien es alto el punto de fluencia de algunas aleaciones, la relación resistencia-peso es típicamente inferior a la de las aleaciones de aluminio y de magnesio.

Estas aleaciones tienen mayor resistencia a la fatiga, a la termofluencia y al desgaste abrasivo que las ligeras aleaciones de aluminio y de magnesio; presentan una excelente ductilidad, resistencia a la corrosión, conductividades eléctrica y térmica, y respuesta al endurecimiento por deformación. Las aleaciones de cobre son únicas también en cuanto a que pueden seleccionarse para producir un valor decorativo apropiado. El cobre puro es rojizo. Las adiciones de zinc producen un color amarillo dorado y el níquel un color plateado.

2.12.1 ENDURECIMIENTO POR SOLUCION SOLIDA.

Como vimos anteriormente produciendo aleaciones de solución sólida se origina un *endurecimiento por solución sólida*. En el sistema cobre-níquel, se ha introducido intencionalmente un átomo sustitucional sólido (níquel) en la red original del cobre. La aleación cobre-níquel tiene una resistencia que es mayor que la del cobre puro. De forma similar, añadiendo menos del 40% de Zn al cobre, el zinc se comporta como un átomo sustitucional que endurece la aleación cobre-zinc en comparación con el cobre puro.

El grado de endurecimiento por solución sólida depende de dos factores ilustrados en la figura no. 2.31. Primero, una gran diferencia en tamaño atómico entre el átomo original (o solvente) y el átomo añadido (o soluto) incrementará el efecto de endurecimiento a través de un efecto de desorden en la red inicial.

Segundo cuanto mayor sea la cantidad de elemento de aleación añadida, tanto mayor será el efecto de endurecimiento. Por supuesto que si se le añade un átomo demasiado grande o demasiado pequeño, el límite de solubilidad puede excederse y producirse un mecanismo diferente de endurecimiento- *el endurecimiento por dispersión*.

TABLA NO 2.12. LOS RADIOS ATOMICOS Y LA DIFERENCIA PORCENTUAL DE TAMAÑO SE MUESTRAN EN SEGUIDA.

| Metal | Radio (A) | $((r-r_{Cu}/r_{Cu}) \times 100)$ |
|--------------|------------------|--|
| Cu | 1.278 | |
| Zn | 1.332 | 4.20% |
| Al | 1.432 | 12.00% |
| Ni | 1.243 | -2.70% |
| Be | 1.14 | -10.80% |

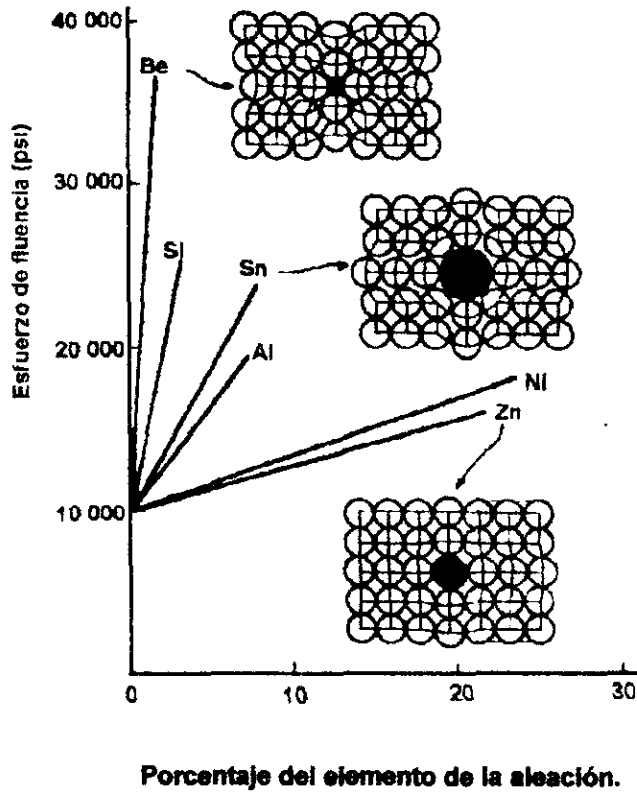


Figura no. 2.31. Efecto de varios elementos de aleación en el esfuerzo de fluencia del cobre. Los átomos de níquel y de zinc son aproximadamente del mismo tamaño que los átomos de cobre, pero los átomos de berilio y de estaño tienen tamaños muy diferentes a los átomos de cobre, incrementando tanto la diferencia de tamaño atómico como el elemento de aleación se incrementará el endurecimiento por solución sólida.

Otros efectos del endurecimiento por solución sólida en las propiedades del material se incluyen en la siguiente lista:

1.-El esfuerzo de fluencia, la resistencia a la tensión y la dureza de la aleación son mayores para los metales puros.

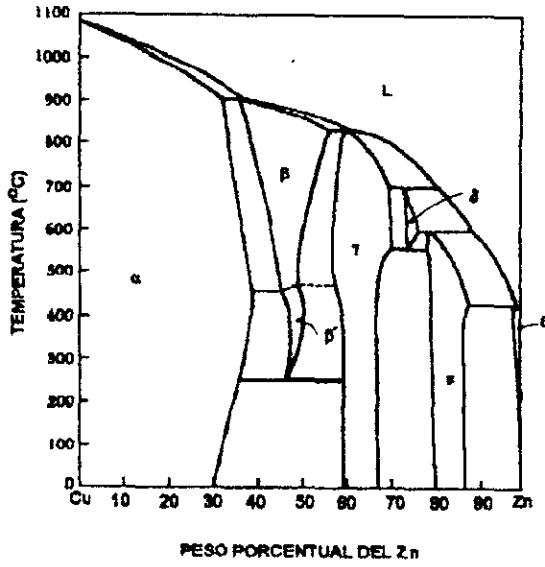
2.-Casi siempre, la ductilidad de la aleación es menor que la del metal puro. Pocas veces ocurre como en las aleaciones cobre-zinc, que el endurecimiento por solución sólida incrementará tanto la resistencia como la ductilidad.

3.-La conductividad eléctrica de la aleación es mucho menor que la del metal puro. El endurecimiento por solución sólida en los cables de cobre o de aluminio utilizados para la transmisión de energía eléctrica no es recomendable debido a este efecto tan pronunciado.

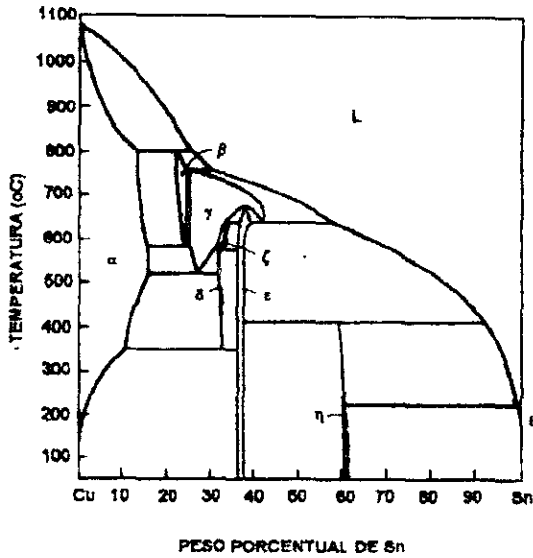
4.-La resistencia a la termofluencia, o pérdida de resistencia a temperaturas elevadas, se mejora con el endurecimiento por solución sólida. Las temperaturas altas no causan un cambio catastrófico en las propiedades de las aleaciones endurecidas por solución sólida.

Aleaciones endurecidas por solución sólida. Un buen número de aleaciones a base de cobre contienen grandes cantidades de elementos de aleación y se conserva como base simple.

En la figura no. 2.32 se muestran importantes diagramas de fase binarios.



(a)



(b)

Figura no 2.32 Diagrama de fase binario para el (a) Cobre-zinc y (b) Cobre-estaño

Las aleaciones de cobre zinc, o sea latón; con menos del 40% de Zn forman soluciones sólidas unifásicas de zinc en cobre. Las propiedades mecánicas, incluso la elongación, aumentan conforme se eleva el contenido de zinc. Estas aleaciones pueden conformarse en frío en componentes complejos resistentes a la corrosión. La aleación de *bronce al manganeso* es una con resistencia particularmente alta, que contiene manganeso y zinc para el endurecimiento por solución sólida.

Los bronce al estaño, a menudo los llamados bronce fosfóreos, pueden contener más del 10% de Sn y conservar una sola fase.

2.12.2 ENDURECIMIENTO POR DISPERSION Y REACCIONES DE TRES FASES.

Principios de endurecimiento por dispersión. Cuando se añade suficiente elemento de aleación para exceder el límite de solubilidad, se produce una aleación de dos fases, permitiendo que la aleación se *endurezca por dispersión*. Se denomina a la fase continua, que usualmente esta presente en mayor cantidad, la *matriz*. La segunda fase, por lo común, presente en cantidades menores, es llamada *precipitado*. En algunos casos se forman dos fases, simultáneamente; se definirán estas estructuras de manera diferente, designando en general a la mezcla íntima de fases como *microconstituyente*.

Existen ciertas consideraciones generales para determinar en que forma las características de la matriz y del precipitado afectan las propiedades generales de la aleación.

1.- La matriz debe ser blanda y dúctil, y el precipitado duro y frágil. El precipitado interfiere con el deslizamiento, siendo que la matriz proporciona al menos cierta ductilidad.

2.- El precipitado duro y frágil debe ser discontinuo, y la matriz continua, blanda y dúctil.

Este arreglo capacita a la matriz para impedir las grietas, que se forman más fácilmente en el precipitado frágil.

3.- Las partículas del precipitado deben ser pequeñas y numerosas, incrementando la posibilidad de que interfieran con el proceso de deslizamiento.

4.- Las partículas del precipitado deben ser redondas en lugar de puntiagudas o afiladas. La forma redondeada es menos propensa a iniciar una grieta o actuar como muesca.

5.- Grandes cantidades del precipitado incrementan la resistencia de la aleación.

Reacciones de tres fases. Muchas combinaciones de dos elementos producen diagramas de fase más complicados que los sistemas binarios o también llamados isomorfos. Estos sistemas contienen reacciones que involucran tres fases separadas, como se define en la figura no.2.33.

Cada una de las reacciones puede ser identificada en un diagrama de fases complejo mediante el siguiente procedimiento.

1. Se localiza una línea horizontal en el diagrama de fases. La línea horizontal, que indica la presencia de una reacción de tres fases, representa la temperatura a la cual ocurre la reacción en condiciones de equilibrio.

2. Se localizan tres puntos distintos en la línea horizontal; los dos extremos y un tercer punto, a menudo cerca del centro de la línea horizontal. El punto central representa la composición a la cual ocurre la reacción de tres fases.

3. Se observa justo por encima del punto central y se identifica la fase o fases presentes; se observa justo por debajo del punto central y se identifican la fase o fases presentes. Se escribe entonces en forma de reacción la transformación de la(s) fase(s) por encima del punto de la(s) fase(s) debajo del punto. Se comparará con aquellas de la figura 2.33 para identificar la reacción.

| | | |
|--------------|-------------------------------------|--|
| Eutética | $L \rightarrow \alpha + \beta$ | |
| Peritética | $\alpha + L \rightarrow \beta$ | |
| Monotética | $L_1 \rightarrow L_2 + \alpha$ | |
| Eutectoide | $\gamma \rightarrow \alpha + \beta$ | |
| Peritectoide | $\alpha + \beta \rightarrow \gamma$ | |

Figura no. 2.33. Cinco de las más importantes reacciones de tres fases en diagramas de fases binarios.

Las reacciones eutética, peritética, y monotética son parte del proceso de solidificación. De estas reacciones, sólo la eutética proporciona un endurecimiento por dispersión. Las reacciones eutectoide y peritectoide son reacciones completamente de estado sólido. La eutectoide conforma la base para el tratamiento térmico de muchos sistemas de aleaciones, incluyendo el acero.

Cobre comercialmente puro. Los cobsres con menos de 1% de impurezas se usan para aplicaciones eléctricas. Algunos son endurecidos por dispersión con pequeñas cantidades de alumina (Al_2O_3), la cual mejora la dureza del cobre sin disminuir significativamente su conductividad. Cualquiera de estos cobsres puede endurecerse por deformación, produciendo grandes incrementos en su resistencia con disminuciones relativamente pequeñas en la conductividad.

2.12.3 ALEACIONES ENDURECIBLES POR ENVEJECIMIENTO.

Este tratamiento ya fue tratado anteriormente pero se dan algunos conceptos básicos para su mejor comprensión.

Envejecimiento o endurecimiento por precipitación.

El *envejecimiento o endurecimiento por precipitación* está diseñado para producir una dispersión uniforme de un precipitado fino y duro en una matriz más blanda y dúctil. La aleación Al- 4% Cu es un ejemplo clásico de una aleación endurecible por envejecimiento. Hay tres pasos para el tratamiento térmico por envejecimiento (Figura no. 2.34).

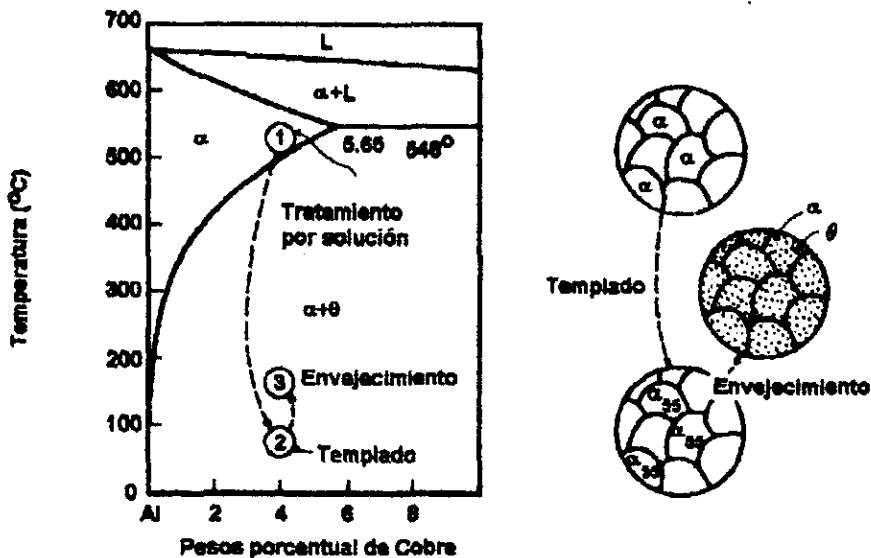


Figura no. 2.34. Extremo rico en el diagrama de fases aluminio-cobre que muestra los tres pasos en el tratamiento térmico por envejecimiento y las microestructuras producidas.

Paso 1: Tratamiento de solución. Inicialmente la aleación se calienta a una temperatura mayor que la de solvus y se sostiene hasta que se produce una solución sólida homogénea α . Este paso disuelve el precipitado Θ y se reduce cualquier segregación presente en la aleación original. La aleación aluminio-cobre se solubiliza entre las temperaturas de solvus y eutéctica, asegurando que no se funda ningún microconstituyente eutéctico fuera de equilibrio en la aleación. En la aleación Al - 4% Cu, este tratamiento se hace entre 500°C y 548 °C.

Paso 2: Templado. Después del tratamiento de solución, la aleación, que sólo contiene la fase α en su estructura, se enfría rápidamente o se temple. Los átomos no tienen tiempo de difundir a lugares de nucleación y entonces se forma la fase Θ . Después del templado, la estructura contiene aún sólo la fase α . La fase α es una *solución sólida supersaturada*, que contiene cobre en exceso y no es una estructura en equilibrio.

Paso 3: Envejecimiento. Finalmente, la fase α sobresaturada se calienta a una temperatura menor que la de solvus. A esta temperatura de envejecimiento, los átomos son capaces de difundirse a distancias cortas. Debido a que la fase α sobresaturada no es estable, los átomos adicionales de cobre se difunden hacia numerosos sitios de nucleación y se forma y crece un precipitado. Finalmente, si mantenemos la aleación durante un tiempo suficiente a la temperatura de envejecimiento, se produce el equilibrio entre la estructura α y Θ .

Requisitos para el endurecimiento por envejecimiento.

1. El diagrama de fases debe mostrar una solubilidad sólida decreciente al decrecer la temperatura. En otras palabras, la aleación debe formar una sola fase al calentarse por encima de la línea de solvus, y luego pasar a una región bifásica al enfriarse.
2. La matriz debe ser relativamente blanda y dúctil, y el precipitado duro y frágil. En la mayoría de las aleaciones endurecidas por envejecimiento, el precipitado es un compuesto intermetálico duro y frágil.
3. La aleación debe ser templable. No es posible temprar algunas aleaciones suficientemente como para suprimir la formación de la segunda fase.
4. El precipitado que se forma debe ser coherente con la estructura de la matriz para desarrollar la máxima resistencia y dureza. Además deben controlarse su tamaño, forma y distribución.

Efectos de la temperatura y del tiempo de envejecimiento.

Las propiedades de una aleación endurecida por envejecimiento dependen tanto de la temperatura como del tiempo para el envejecimiento. A 190 °C, temperatura típica de envejecimiento para muchas aleaciones de aluminio, se requieren tiempos más prolongados para producir la resistencia óptima. Sin embargo, hay varias ventajas al usar temperaturas más bajas. Primero, la resistencia máxima se incrementa al decrecer la temperatura de envejecimiento. Segundo, la resistencia mantiene su máximo por un periodo mayor. Este pico ancho permite realizar el tratamiento térmico con tolerancias pequeñas en el cálculo de temperatura o tiempo para producir las propiedades requeridas. Tercero, las propiedades son más uniformes.

Esfuerzos residuales durante el templado.

Cuando una aleación endurecida por envejecimiento es templada, el centro de la pieza se enfría más lentamente que la superficie. La superficie enfriada rápidamente se contrae aplicando un esfuerzo de compresión al centro, el cual se deforma por estar aún caliente, blando y dúctil. Posteriormente se enfría el centro y tiende a contraerse, siendo esta contracción impedida por la superficie fría y dura. El centro queda bajo tracción, mientras que la superficie está en compresión. En consecuencia, se produce un patrón de esfuerzos residuales en la pieza templada. Los esfuerzos residuales provocan distorsiones, e incluso agrietamientos en las piezas.

A fin de minimizar los problemas ocasionados por los esfuerzos residuales, las aleaciones endurecidas por envejecimiento no se templan más rápido de lo necesario. Las aleaciones a base de aluminio son templadas normalmente en agua caliente a unos 80°C, en lugar de agua fría.

Varias aleaciones a base de cobre desarrollan una respuesta de endurecimiento por envejecimiento, incluyendo las de berilio y cobre. Las aleaciones cobre-berilio son usadas por su alta resistencia mecánica, alta rigidez (se utilizan como resortes), y cualidades anticentellantes (se aplican en herramientas que se usan cerca de gases y fluidos inflamables y que pueden ser encendidos por chispas).

Aleaciones de cobre y plomo. Prácticamente cualquiera de las aleaciones forjadas pueden contener más de 4.5% de plomo. Este metal forma una reacción monotéctica con el cobre y produce pequeñas esferas ricas en plomo cuando se solidifica el último líquido. El plomo mejora las características de maquinabilidad aumentando la tendencia a la formación de viruta. El plomo ayuda a proporcionar lubricación y encajabilidad, con lo cual las partículas duras encajan en las esferas blandas de plomo, minimizando con ello el desgaste abrasivo.

En la tabla no. 2.13 se muestran las propiedades típicas de las aleaciones que presentan estos mecanismos de endurecimiento.

TABLA NO. 2.13

| Material | Designación del grado de endurecimiento | Resistencia a la tensión (psi) | Esfuerzo de fluencia (psi) | Elongación (%) | Mecanismos de endurecimiento |
|--|--|---------------------------------------|-----------------------------------|-----------------------|---|
| Cobre puro, recocido | | 30300 | 4800 | 60 | |
| Cobre comercialmente puro, para engrosar el tamaño de grano | O5025 | 34000 | 11000 | 55 | |
| Cobre comercialmente puro, recocido para afinar el tamaño de grano | O5525 | 34000 | 11000 | 55 | Tamaño de grano |
| Cobre comercialmente puro, trabajo en frío | H10 | 57000 | 53000 | 4 | Endurecimiento por deformación |
| Cu-35% Zn recocido | OS050 | 47000 | 15000 | 62 | Solución sólida |
| Cu-30% Ni tal como se fabrica | M20 | 55000 | 20000 | 45 | Solución sólida |
| Cu-30% Sn recocido | O5035 | 66000 | 28000 | 68 | |
| Cu-35% Zn trabajado en frío | H10 | 98000 | 63000 | 3 | Solución sólida +endurecimiento por deformación |
| Cu-305 ni trabajado en frío | H80 | 84000 | 79000 | 3 | Endurecimiento por deformación |
| Cu-2% Be endurecido por envejecimiento | TF00 | 190000 | 175000 | 4 | Endurecimiento por envejecimiento |
| Cu-Al templado y revenido | TQ50 | 110000 | 60000 | 5 | Reacción martensítica |

-2.13 LA REACCION MARTENSITICA.

A finales del siglo pasado Martens identificó una nueva fase del acero, obtenida mediante un templeado, que fue relacionada con el endurecimiento de este material. En 1878 esta fase fue llamada *martensita* en consideración a su investigación. La martensita se obtiene por el temple rápido de aceros al carbono y es la sustancia de transición formada por la descomposición rápida de otra fase llamada austenita. En el caso de los aceros es una solución sobresaturada de carbono en hierro alfa. Al microscopio aparece como un componente en forma de aguja.

La dureza de la martensita depende de la cantidad de carbono presente y varía de 45 a 67 Rockwell C. La dureza es mucho mayor en la estructura martensítica de placas con mayor contenido de carbono, debido parcialmente a la mayor distorsión, de la estructura cristalina. No puede maquinarse, es completamente frágil y es fuertemente magnética.

Las propiedades de la martensita en otras aleaciones son diferentes también de las propiedades de la martensita en los aceros.

Actualmente la martensita se ha generalizado a todas las fases obtenidas de la misma manera. Las transformaciones martensíticas se han observado en todo tipo de materiales: gases solidificados, superconductores, metales, cerámicos, polímeros y también en estructuras biológicas.

La *martensita* es una fase que se forma como resultado de una transformación de estado sólido sin difusión. Entendiendo por difusión el movimiento de los átomos en un material.

Los átomos se mueven de manera ordenada, tendiendo a eliminar las diferencias de concentración y producir una composición homogénea en el material. La difusión interviene en el tratamiento térmico de metales, en la manufactura de cerámicos, en la solidificación de materiales, en la fabricación de transistores y celdas solares, y aun en la conductividad eléctrica de muchos materiales cerámicos.

Hay varios mecanismos por los cuales se difunden los átomos. En la *difusión por vacantes*, que implica la sustitución de átomos, un átomo deja su lugar en la red para ocupar una vacante cercana (creando un nuevo sitio vacío en su posición original en la red). Conforme prosigue la difusión, se presenta un reflujo de átomos y vacantes. Y la *difusión intersticial*, en donde un átomo se mueve de un intersticio a otro. Este mecanismo no requiere vacantes para llevarse a cabo. En ocasiones un átomo sustitucional deja su lugar en la red normal y se traslada a un intersticio muy reducido. Los átomos se mueven también mediante un mecanismo de intercambio simple o por un mecanismo cíclico (desplazamiento circular).

El cobalto, por ejemplo se transforma de una estructura cristalina Cúbica Centrada en las Caras (CCC) a una Hexagonal Compacta (HC) por un leve desplazamiento en las posiciones atómicas, el cual no depende de la difusión. La reacción martensítica es *atérmica*, o sea que la reacción depende sólo de la temperatura, no del tiempo. La reacción martensítica suele ocurrir rápidamente, a velocidades cercanas a las del sonido en el material. La cantidad de martensita se incrementa conforme decrece la temperatura. Esta transformación de fase, puede observarse también en aleaciones no-ferrosas tales como: Cu-Al, Cu-Zn, Mn-Cu, Cu-Zn-Al, Cu-Al-Ni, Ag-Cd, Ti-Ni, y otras.

2.13.1 Martemplado.

En el proceso conocido como *martemplado* el acero es templado rápidamente desde la región austenítica hasta una temperatura justo arriba de la línea M_s . Aquí el acero se mantiene lo suficiente para permitir que la superficie y el núcleo de la pieza alcancen la misma temperatura. Cuando esto ocurre, la pieza se enfría comúnmente al aire a temperatura ambiente, formando así la martensita. El acero se recalienta a una temperatura que varía con los contenidos de carbón en la aleación, aunque para aceros al carbono que contienen alrededor del 0.40% de carbono, la temperatura es de 370 °C. El propósito principal del *martemplado* es el de reducir a un mínimo la distorsión, agrietamiento, y los esfuerzos internos que resultan del templado en aceite o agua. Aunque el producto resultante es similar a la martensita revenida, generalmente se realiza una operación posterior de revenido.

-2.14 ANTECEDENTES DE LAS ALEACIONES CON MEMORIA DE FORMA (AMF).

La primera observación que se recuerda de la transformación de memoria de forma fue hecha por Chang y Read en 1932 (7). Y en 1951 el efecto de memoria de forma fue observado en una barra doblada de AuCd. En 1938, la transformación fue observada en el latón (Cu-Zn). Sin embargo no fue sino hasta 1962, cuando Buehler y sus compañeros descubrieron este efecto en la aleación de Ti-Ni.

El nombre genérico de la familia de las aleaciones de Ti-Ni es el Nitinol. En 1962, el Nitinol, el cual proviene de las siglas " Nickel Titanium Naval Ordnance Laboratory " fue descubierto que poseía la propiedad única de memoria de forma.

Guillermo J. Buehler, un investigador del Laboratorio Naval de Maryland, fue uno de los primeros en descubrir esta aleación de memoria de forma. El actual descubrimiento de la propiedad de memoria de forma del Nitinol fue por accidente. En el laboratorio central de fundición una pequeña hoja de Nitinol fue presentada y esta desdoblaba su forma varias veces. Una de las personas presentes, el Dr. David S. Muzzey, calentó la aleación con su pipa, y la hoja regresó sorpresivamente a su forma original.

Antecedentes del DEMF (Doble Efecto de Memoria de Forma).

En 1972 Tas y asociados propusieron el término " two way memory effect" (abreviado como TWME.) en español conocido como " doble efecto de memoria de forma" (DEMF) para designar el reversible espontáneo efecto de forma durante el enfriamiento y el calentamiento que fue observado después de particulares procedimientos termomecánicos.

De esta fecha muchos artículos del DEMF, han sido publicados. Los procedimientos termomecánicos son principalmente basados en la repetición (por lo tanto descrito como "educación" ó "entrenamiento") de ciclos termomecánicos a través de la región de transformación. Dos mecanismos para el DEMF han sido propuestos, ambos casos basados en el campo de esfuerzo residual o en martensita retenida localmente.

(7) L.C Chang. y T.A. Read, Transformación AIME, Vol. 191, 1951, p. 47.

Perkins explicó en 1974 el DEMF como resultado de un campo macroscópico no uniforme de esfuerzo residual. De esto fue concluido como una deformación plástica no uniforme y es un pre-requisito necesario para obtener un DEMF. Sin embargo después fue demostrado que una no uniformidad es un criterio limitante indebidamente.

De acuerdo con la observación de estructuras de dislocaciones se propuso, que estos campos de esfuerzos residuales favorecen la nucleación y el principio de crecimiento de algunas variantes preferenciales de martensita y al mismo tiempo los esfuerzos residuales son relajados por el acompañamiento de cambio de forma. Además durante el enfriamiento estas variantes preferenciales crecen con alguna asistencia de esfuerzo, así originándose el DEMF.

Basado en la suposición de que estas dislocaciones son enlazadas con plasticidad, una deformación plástica fue considerada inmóvil con existencia esencial para el DEMF.

Un segundo mecanismo esta basado en la estabilización local de martensita, retenida arriba de la temperatura original A_f (llamada austenita final). El crecimiento de esta martensita localmente estabilizada es responsable del DEMF. *Este mecanismo también preferencial necesita también una deformación residual de la forma en caliente desde la retransformación incompleta para la fase de alta temperatura (llamada austenita).*

El efecto superelástico se manifiesta en el material cuando se le aplica una carga y éste experimenta una deformación elástica que llega a ser 10 veces mayor que la que presentan los materiales convencionales. Dicho efecto ocurre cuando el material se encuentra a una temperatura superior a la temperatura crítica. Una característica importante es que la elasticidad no es lineal.

Entre las aleaciones metálicas que presentan propiedades de memoria de forma se encuentran las de Ti-Ni, Ti-Ni-Cu y las de base cobre. Estas últimas comprenden los sistemas de Cu-Zn-Al y Cu-Al-Ni. Todas ellas han sido ampliamente estudiadas hasta la fecha e incluso en países como Japón, Francia y Estados Unidos están siendo aplicadas en dispositivos de sujeción, como elementos sensores, como actuadores y en dispositivos odontológicos entre otros.

Recientemente, se han encontrado nuevas aleaciones como la de Cu-Al-Be con memoria de forma. Las ventajas que ofrecen estas nuevas aleaciones son: la buena estabilidad térmica, la posibilidad de obtener temperaturas de transformación muy bajas y mantienen un costo razonable.

-2.15 LAS ALEACIONES CON MEMORIA DE FORMA EN MEXICO.

En México, se estudian y desarrollan las aleaciones con memoria de forma dentro del grupo de investigación de las aleaciones no ferrosas del Instituto de Investigación de Materiales de la UNAM. Los integrantes del grupo interesados en esta línea de investigaciones, se encuentran el Dr. Gabriel Torres V; el Dr. Jaime Hinojosa T.; el Maestro en Ciencias Alfonso Huanosta T.; el Ing. Químico Hugo Salazar S.; el Ing. Químico Horacio Flores Zuñiga, quienes cuentan con varios años de experiencia y más de veinte artículos de investigación publicados sobre el tema.

Sin embargo es necesario resaltar que aun falta mucho en México para poder comprender mejor estas maravillosas aleaciones debido a causas como la falta de presupuesto por parte del gobierno para la compra de mejores equipos, materiales y para los mismos investigadores.

**PRINCIPALES ALEACIONES CON
MEMORIA DE FORMA**

-3.1 ESTRUCTURAS.

El efecto de memoria de forma es un fenómeno físico para el cual un metal aparentemente deformado plásticamente recupera su forma original por medio de un cambio de fase en estado sólido causado por un calentamiento. La explicación de la memoria de forma responde a que se encontró una relación cristalográfica entre la fase estable a una temperatura menor, llamada martensita, y una fase estable a alta temperatura, llamada austenita. En suma, la reacción de austenita a martensita, la estructura cúbica centrada en el cuerpo ordenada en la fase de austenita forma una estructura romboedral en la fase de transición llamada fase R antes de la primera formación de martensita.

Aunque una amplia variedad de aleaciones se sabe que exhiben el efecto de memoria de forma, solo aquellas que recuperan cantidades sustanciales de deformación o que generan una cantidad significativa de cambios en su forma son de interés comercial. Siendo estas las aleaciones de Ti-Ni, y las aleaciones base cobre : Cu-Zn-Al y Cu-Al-Ni.

3.1.1 CONCEPTOS BASICOS.

Exactamente que es lo que hacen estos metales para "recordar" sus formas originales, fué una de las primeras preguntas que se hicieron los investigadores después de haber descubierto el efecto de memoria de forma. El Dr. Frederick E. Wang, un experto en policristales, observó cambios estructurales en el nivel atómico, el cual originaba las propiedades únicas que tienen estos metales.

3.1.1.1 Clasificación.

Según la amplitud de la histéresis las transformaciones martensíticas pueden ser clasificadas de tipo Burst o bien de tipo termoelásticas. Por otro lado la rapidez de la transformación puede alcanzar la velocidad del sonido dentro del material.

Las transiciones termoelásticas tienen una histéresis débil, lo que explica porque son reversibles. Este crecimiento se realiza mediante una sucesión de las posiciones de equilibrio en función de las fuerzas que están presentes: la motriz debido a la diferencia de energía libre entre las dos fases, resistiva debido a la energía elástica almacenada y a la energía de la interface. Existen dos tipos de transformaciones termoelásticas : el tipo I que muestra un intervalo de (M_s - M_f) ó (A_f - A_s) pequeño y el tipo II de intervalo grande.

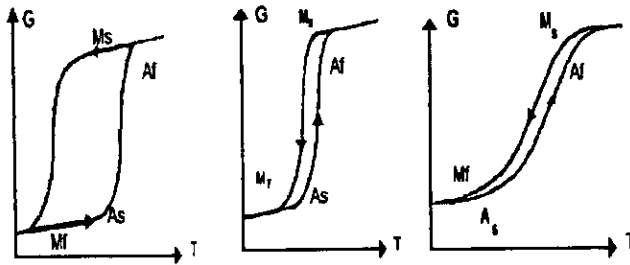


Figura no.3.1. Tipos de transformaciones martensíticas.

La reacción de la austenita a la fase R es una reacción de memoria de forma, la cual se caracteriza por una histéresis térmica pequeña.

Las transformaciones tipo martensíticas ocurren mediante dos pasos: la nucleación y el crecimiento subsecuente.

3.1.1.2 Nucleación.

La nucleación es el conjunto de fenómenos que preceden y conducen a la aparición del primer volumen de martensita a partir de la fase madre (austenita). La nucleación se da por etapas sucesivas; desde una etapa de coherencia total hasta una etapa de incoherencia, donde se forma una superficie en la matriz y la nueva fase. La nucleación también se puede clasificar en homogénea o heterogénea.

La nucleación homogénea corresponde a la formación de los núcleos de martensita dentro de la austenita sin la ayuda de imperfecciones de red o sitios de nucleación diferentes a la austenita misma.

Los sitios de nucleación preferencial pueden ser las imperfecciones de la estructura en la fase de austenita.

Cohen considera que existen embriones preexistentes en la matriz, y da las condiciones de crecimiento de estos embriones. Desde el punto de vista de este autor estos embriones consisten en una elipsoide aplastada con una interface semicoherente con la matriz, constituida de bloques de dislocaciones. Pero los embriones necesarios de tamaño de 650 nm en el caso del (FeNi) nunca han sido observados, a pesar de numerosas observaciones en microscopía electrónica y topografía X.

3.1.1.3 Crecimiento.

El crecimiento es el periodo de desarrollo y propagación de la martensita una vez que sus primeros gérmenes se han formado. Este crecimiento se realiza por el movimiento de interfaces, algunas veces muy lentos otras veces muy rápidos.

3.1.2 LA TRANSFORMACION MARTENSITICA.

Existen dos tipos de transformaciones en estado sólido: difusional y displaciva. Las transformaciones difusionales son aquellas en las cuales una nueva fase puede ser formada solo por el movimiento aleatorio de los átomos sobre distancias relativamente grandes. Es decir hay difusión y hay cambio en la composición química. Para la transformación displaciva que requiere de tales movimientos, los átomos se mueven de manera cooperativa para formar una nueva fase, desplazándose distancias menores al parámetro de la red. De esta manera forman una estructura cristalina más estable pero sin cambio en la composición química de la matriz. Debido a que no es necesario un movimiento de los átomos, esta transformación es reversible y generalmente aumenta en forma independiente al tiempo. Las transformaciones martensíticas son usualmente del segundo tipo y se forman por un aumento rápido de una fase de alta temperatura llamada fase austenita.

Definición.- Una de las definiciones más admitidas es la publicada por Cohen M. Olson G.B y Clapp "Es una transformación displaciva de primer orden, con una deformación homogénea de red constituida principalmente por una deformación cortante".

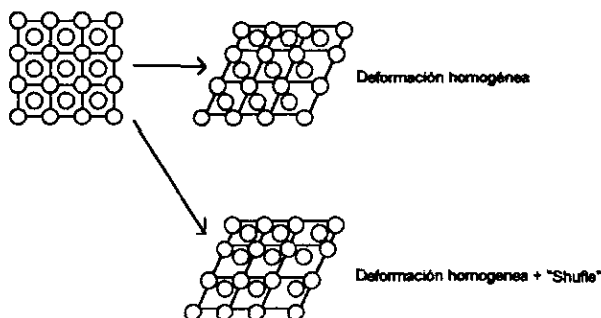


Figura no. 3.2. Este corte produce una deformación macroscópica en la superficie de la muestra la cual es visible al microscopio.

Todas las transformaciones de tipo martensítico tienen temperaturas características que definen los puntos de inicio y fin de la transformación. Ver la figura no.3.3. que a continuación se muestra.

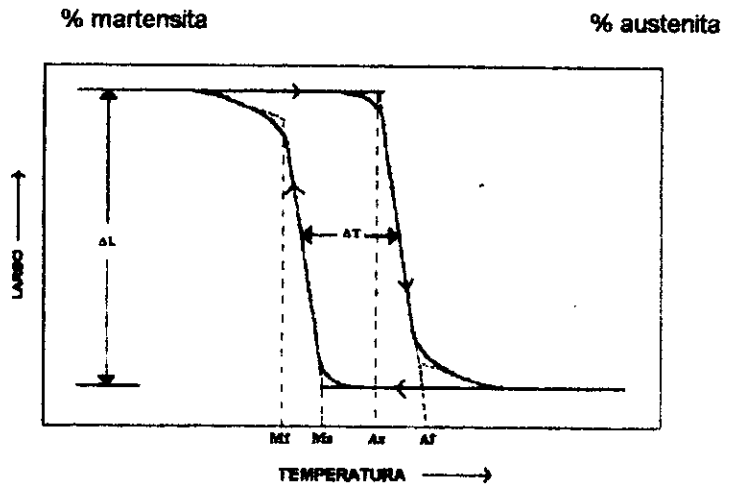


Figura no. 3.3. Temperaturas de transformación.

En las aleaciones metálicas estos cuatro puntos de transformación dependen esencialmente de la composición química y de la historia térmica que tienen las aleaciones. Las temperaturas M_{50} y A_{50} definen un material con 50% de transformación. La histéresis de transformación depende principalmente del tipo de aleación y de las temperaturas de las fases involucradas.

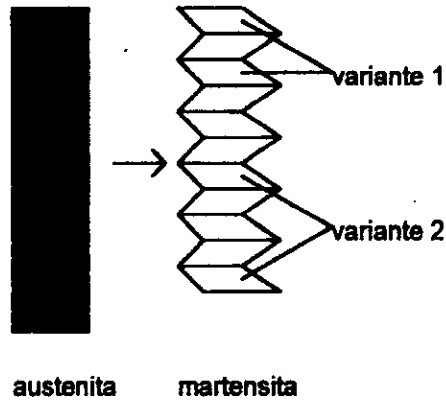


Figura no.3.4 . Presentación esquemática de las variantes autoacomodantes

La martensita en las aleaciones con memoria de forma esta caracterizada por la tension-inducida de una martensita formada o reorientada. Los cambios microscópicos y reversibles de la forma cambian con un simple calentamiento. Los parámetros esenciales en los cuales la transición de la fase martensitica ocurre pueden llegar ha ser descritos como la estructura, la cristalografía y la termodinámica. Tres condiciones son esenciales para que ocurra el efecto de memoria de forma: 1. Una menor energía nucleica (si la AMF esta asociada con la transformación) en las laminas martensiticas formadas por razones de crecimiento moderado y con alto grado de perfección estructural y reversibilidad; 2.- En menor grado tensiones de fricción durante el crecimiento o reorientación, respectivamente tanto que la reversibilidad estructural es mantenida; 3.- Una alta capacidad de energía elástica que permite grandes cambios en la forma que se realiza sin la producción de defectos irreversibles.

Hoy se sabe que existe una relación directa entre el efecto de memoria de forma y la transformación martensítica. Es precisamente la relación de forma lo que firmemente se establece. Uno de los factores que contribuye a una razón mas lenta de progreso fue la tendencia al ver el comportamiento del efecto de memoria de forma como único y esta limitado a que los materiales sufren una clase especial de transformación. Kawachi ha sugerido que tal comportamiento se debe especialmente a que todos los materiales sufren una transformación martensítica. Si esta sugerencia es correcta entonces el efecto de memoria de forma debe ser meramente uno de los aspectos de los efectos de la tensión en el curso de la transformación martensítica. La misma conclusión fue alcanzada por Wasilewski sobre la base de amplias observaciones en las aleaciones de Ti-Ni.

La transformación martensítica es definida como una de las cuales " las láminas dan o dominan en crecimiento o reducción cuando la temperatura es disminuida o elevada y la razón de este crecimiento parece ser solo gobernado por la razón del cambio en la temperatura ".

La transformación martensítica es un proceso de deformación. El cambio total en la forma de la red cristalina es usualmente asumida por un plano invariante combinando el estiramiento con un puro corte en el cambio del volumen. El resultado total del estiramiento macroscópico es la recuperación en el calentamiento total; el estiramiento producido por modos de deformación los cuales son mecánicamente reversibles. Si cualquier deformación mecánica reversible ocurre, la forma se recuperara solo parcialmente.

Cualquier proceso de deformación mecánicamente reversible puede operar en cualquier aleación con memoria de forma y este es: elástica y anelástica, crecimiento reversible de martensita, transformación o deformación de grano, movimiento de cantidades o falta parcial de esta y deslizamiento en la red por dislocaciones de cristales con gran grado de orden.

3.1.3 EFECTOS RELACIONADOS CON LA TRANSFORMACION MARTENSITICA

La transformación martensítica de tipo termoelástico es la responsable de los efectos: **memoria de forma simple, doble efecto memoria de forma y el efecto superelástico entre otros.**

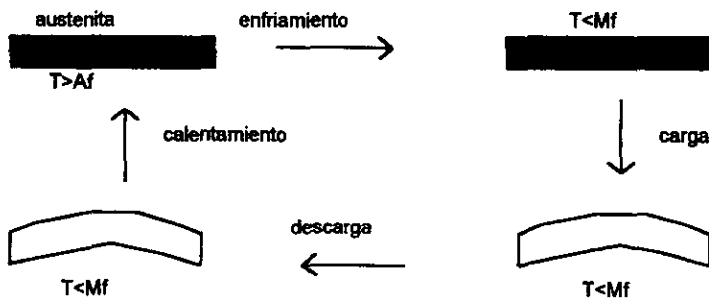


Figura no. 3.5. Esquema del efecto memoria de forma

3.1.4 EFECTO DE MEMORIA DE FORMA

En un material aparentemente deformado plásticamente a una temperatura apropiada recupera, total o parcialmente, su forma original con un subsecuente calentamiento a una temperatura altamente moderada.

Las deformaciones del orden de 8-10 % puede ser así totalmente recuperadas, la magnitud del esfuerzo de recuperación varía con el material, y este material depende del tamaño de grano, la textura y las condiciones bajo las cuales el estiramiento se efectuó.

Los investigadores Wayman y Shimizu han concluido que "el efecto de memoria de forma está universalmente relacionado con la transformación martensítica que es termoelástica por naturaleza, la termoelasticidad se atribuye al ordenamiento en la fase patrón y en la fase martensítica".

3.1.5 EFECTO DE MEMORIA SIMPLE.

El efecto de memoria simple es la recuperación (por calentamiento) de una forma de alta temperatura (predeterminada) desde una forma de baja temperatura (obtenida por deformación).

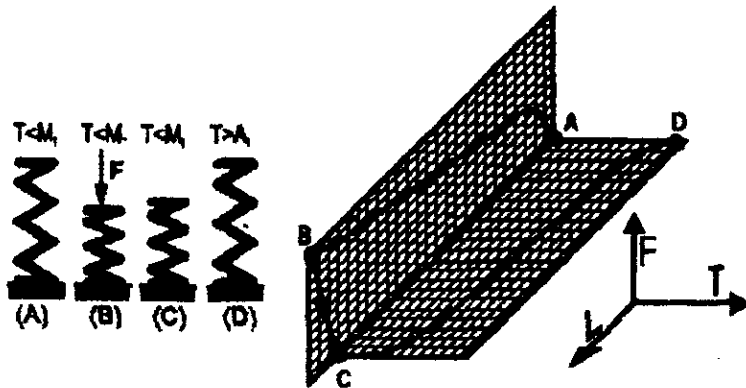


Figura no. 3.6. Efecto de memoria simple. La muestra es deformada (A-B) y descargada (B-C) a una temperatura inferior a M_f . La deformación aparentemente plástica es restaurada durante el calentamiento a una temperatura superior a A_f (C-D). El cambio en el largo, la carga y la temperatura son indicados con las letras L, F y T en la gráfica de la derecha.

3.1.6 DOBLE EFECTO DE MEMORIA DE FORMA.

Bajo apropiadas condiciones de deformación en cualquier parte de la fase martensítica o de la estructura patrón una "reversión" expansión/contracción puede ser desarrollada acompañada de la siguiente transformación; y un cambio de igual magnitud pero en sentido opuesto puede entonces presentarse en la transformación reversible.

Típicamente la magnitud de este efecto es un factor del 5 al 10 % menor que el logrado en el efecto de memoria de forma y las cantidades de un cambio dimensional del orden del 1% "irreversible". Después de un tratamiento termomecánico particular llamado "educación un comportamiento semejante a la siguiente figura se presenta sin que se aplique un esfuerzo exterior. Se trata del doble efecto de memoria de forma que corresponde al paso reversible de una forma de "alta" temperatura a una forma de "baja" temperatura.

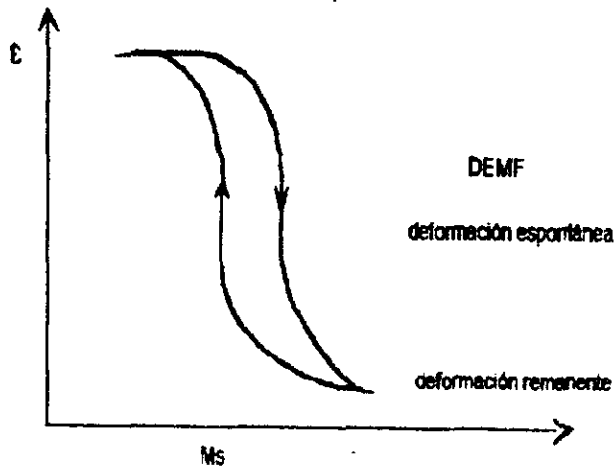


Figura no. 3.7. Esquema del doble efecto de memoria de forma.

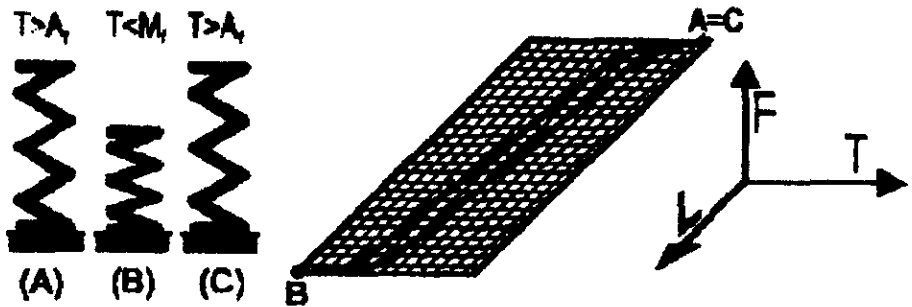


Figura no. 3.8. Doble efecto de memoria de forma. Un cambio espontáneo ocurre durante el enfriamiento a una temperatura inferior a M_f (A-B). Este cambio en la forma es recuperado durante el calentamiento subsecuente a una temperatura superior a A_f (B-C).

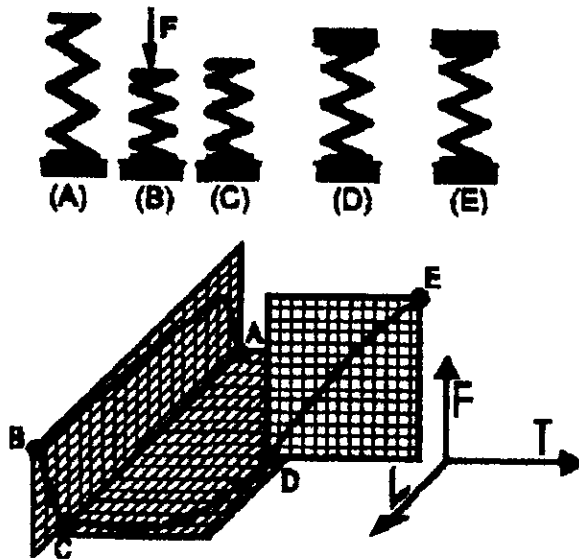


Figura no. 3.9. Recuperación de la forma por generación de esfuerzos. La muestra es deformada (A-B) y descargada (B-C) a una temperatura inferior a M_f . Los esfuerzos de recuperación son generados durante el calentamiento (D-E) iniciado desde la temperatura de contacto T_c (D), situado entre las temperaturas A_s y A_f .

3.1.7 MECANISMOS DE FORMACION DE LA MARTENSITA Y EL EFECTO DE MEMORIA DE FORMA.

En adición a los potenciales técnicos de pseudoelásticidad y memoria de forma que implican varios efectos interrelacionados con manifestaciones en el movimiento atómico entre los estados. La fenomenología de las teorías de investigadores como Weschler, Lieberman y Reed y la cristalografía de las transformaciones martensíticas fueron formuladas desde hace 42 años y desde entonces se aplican a varias aleaciones y ha estudios de pseudo-elastividad y efecto de memoria de forma. En las características de las teorías de física, existen frecuentemente diferencias bien conocidas, como por ejemplo las encontradas en diferentes clases de martensita en algunas aleaciones y algunas veces en la misma muestra en donde se puede observar una gran variedad de estructuras.

Algunas de las diferencias son atribuidas a las variaciones en la estructura granular mientras otras son aplicadas a pequeñas dilataciones en el producto, por cambios en los elementos de la red de la invariante de la deformación, o en las aleaciones con múltiples retículas invariante cortadas en el producto. Pequeñas dilataciones pueden ser desarrolladas como una consecuencia de las anomalías de la elasticidad y algunos modos suaves de la transición de la temperatura generalmente se desconoce la magnitud de estos efectos tendientes a complicar los mecanismos cristalográficos.

-3.2 CARACTERISTICAS DE FORMACION DE LA MARTENSITA POR PSEUDOELASTICIDAD .

Pseudoelasticidad.- La pseudoelasticidad es una variante del efecto de memoria de forma que se diferencia de otros efectos en que es totalmente isotérmico. En general cualquier no-linealidad en la curva esfuerzo-deformación durante la descarga se considera como pseudoelasticidad.

El comportamiento que se aprecia en la siguiente figura es conocido como pseudo-maclado y este ocurre generalmente a una temperatura inferior a M_f .

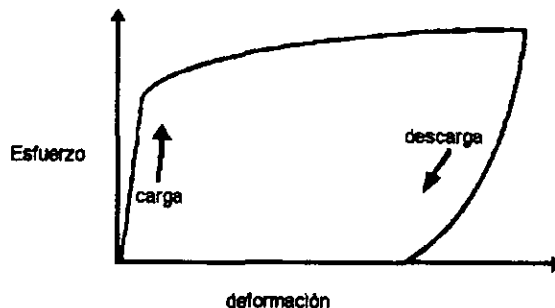


Figura no.3.10. Pseudoelasticidad por maclado.

Las características de formación de martensita por pseudoelasticidad y el comportamiento AMF fueron revisados por los investigadores Wayman, Shimizu, Delay y otros más.

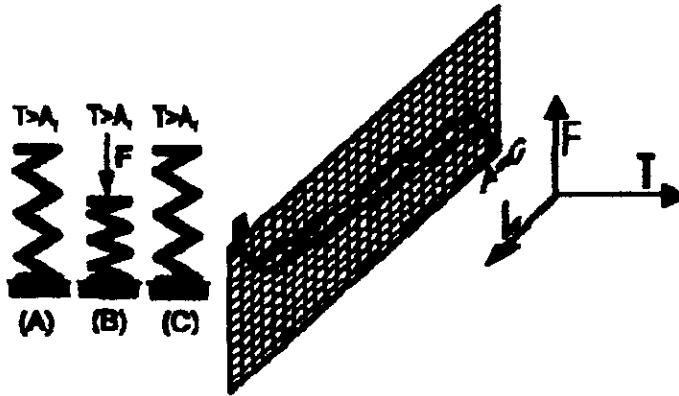


Figura no. 3.11. Efecto pseudoelástico. La muestra es fuertemente deformada (A-B) a una temperatura superior a A_f . Durante una subsecuente descarga la muestra recupera completamente la forma y esto ocurre en B-C. El área encerrada entre las curvas de la carga y la descarga son las medidas de la energía disipada en el ciclo pseudoelástico.

-3.3 TRANSFORMACION MARTENSITICA POR ESFUERZO.

La aplicación de un esfuerzo produce el crecimiento de las variantes de martensita que son favorecidas por dicho esfuerzo. Este crecimiento hace que las otras variantes (producidas durante el enfriamiento) decrezcan. Al descargar solo algunas de las variantes se recuperan y esto explica el porque de la deformación permanente.

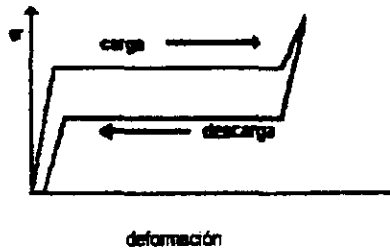


Figura no. 3.12. Comportamiento superelástico.

La figura anterior muestra otro tipo de pseudoelasticidad que consiste en lo siguiente: A una temperatura superior a A_s el material puede ser deformado elásticamente hasta 10 veces más que un material convencional es decir regresa a su forma totalmente al descargar. Debido a esta capacidad de lograr deformaciones recuperables considerables, este tipo de pseudoelasticidad es llamado "superelasticidad". Este fenómeno ocurre por que la transformación martensítica puede ser inducida por "esfuerzo". Durante la transformación solo se generan las variantes de martensita que son favorecidas por el esfuerzo aplicado. Se puede ver claramente que el comportamiento superelástico se caracteriza por la presencia de una meseta en la curva de carga como en la de descarga.

Dichas mesetas solo pueden ser observadas en monocristales sin embargo en policristales, en lugar de las mesetas se aprecia un cambio de pendiente. Esta pseudoelasticidad es también llamada pseudoelasticidad "transformacional".

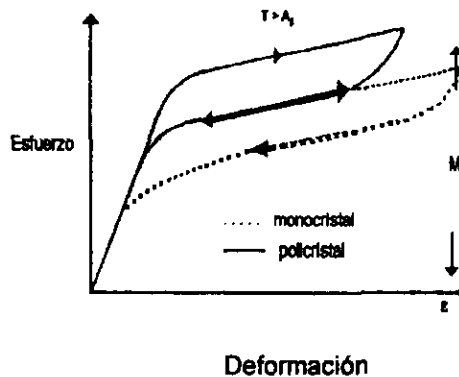


Figura no. 3.13 . Efecto superelástico para un monocristal y un policristal.

Las orientaciones en particular se determinan por la naturaleza de la tensión aplicada. Con el subsecuente calentamiento, y la reversión térmica de la estructura patrón, provoca una transformación de la retícula la cual reduce la formación mecánica de la deformación.

-3.4 SUPERELASTICIDAD

Es un material bien deformado con un aparente punto de producción de la recuperación total de su forma inicial removiendo la carga inicial (más bien llamada reversibilidad). El significado de la curva de histéresis de esfuerzo-deformación, indica la energía absorbida en la redícula.

La superelasticidad requiere que ocurra una transformación inducida por esfuerzo. En nuestro caso una fase martensítica es inducida al esforzar una fase austenítica, lo que quiere decir que es posible inducir una transformación martensítica no solo por enfriamiento sino que también al aplicar un esfuerzo. Lo anterior es posible debido a que la formación de la martensita es un proceso termoelástico.

La formación de la martensita es un proceso termoelástico en el sentido de que al ir disminuyendo la temperatura (entre M_s y M_f) obtenemos un ligero crecimiento de las placas de la martensita existentes y la nucleación de otras, pero si la temperatura ahora se va incrementando las placas de martensita que recién se habían formado desaparecen y aquellas que crecieron ligeramente durante el enfriamiento se contraen.

Lo anterior significa que hay una equivalencia entre esfuerzo y temperatura ya que ambos estabilizan la martensita.

A la martensita formada mediante la aplicación de un esfuerzo se le denomina Martensita Inducida por Esfuerzo (MIE) y la fuerza motriz necesaria para la transformación es ahora mecánica en lugar de la térmica. Obviamente para inducir martensita por esfuerzo se tiene que estar por encima de la temperatura A_f .

En la ecuación siguiente :

$$\frac{\delta P}{\delta T} = \frac{\Delta H}{T \Delta V}$$

donde P es la presión, T es la temperatura, ΔH es el calor latente de transformación y ΔV es el cambio de volumen debido a la transformación. Este comportamiento obedece a la ecuación de Clausius-Clapeyron anteriormente expuesta.

La variación de dicho esfuerzo se incrementa linealmente con la temperatura.

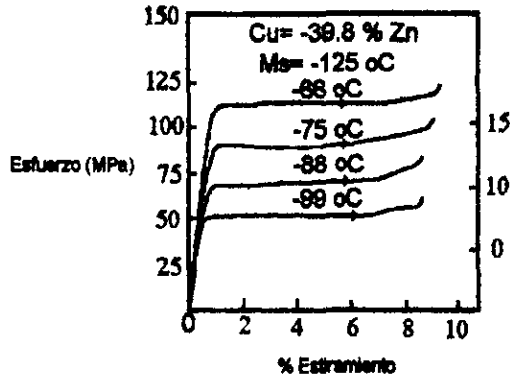


Figura no. 3.14. Curvas esfuerzo-deformación para un monocristal de Cu-Zn esforzado en tensión a distintas temperaturas por encima de M_s .

La ecuación de Clausius-Clapeyron funciona tanto para el caso isotérmico como para el caso no isotérmico. En realidad todas las temperaturas de transformación (M_s , M_f , A_s y A_f) están afectadas por el esfuerzo de la misma manera.

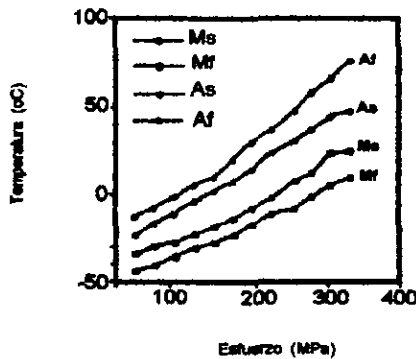


Figura no.3.15. Gráfica de la variación de las temperaturas de transformación al variar la carga aplicada.

-3.5 ASPECTOS TERMODINAMICOS DEL EFECTO DE MEMORIA DE FORMA.

Es ahora generalmente reconocido que el efecto de memoria de forma esta asociado con una transformación martensítica termoelástica. La transformación reversible ocurre prematuramente por que el almacenamiento de la energía elástica asiste la fuerza de conducción química que comienza con el calentamiento. Como una consecuencia, la temperatura A_s de la transformación reversible frecuentemente llega antes de que se realice la temperatura M_s con el comienzo de la transformación en el enfriamiento.

-3.6 ALEACIONES CON MEMORIA DE FORMA BASE DE COBRE.

En un principio las aleaciones base cobre presentaban algunos problemas relacionados con fallas intergranulares debido al crecimiento de grano y por los tratamientos térmicos que requieren para adquirir sus propiedades. El tamaño de grano grande produce fragilidad en las fronteras de grano.

Los problemas de crecimiento del grano han sido superados gracias al desarrollo de refinadores y en la actualidad las aleaciones base cobre son mejores que las aleaciones Ti-Ni, sobre todo cuando son usadas como actuadores termomecánicos en los que tradicionalmente se usaban bimetales (termostatos, etc.). Más adelante explicaremos la función importante que tienen estos refinadores para mejorar las propiedades de estas aleaciones base cobre.

3.6.1 Aleaciones *Cu-Zn-Al* y *Cu-Al-Ni*.

Las aleaciones base cobre con memoria de forma, se derivan de tres sistemas de aleación binarias: Cu-Al, Cu-Zn y Cu-Sn .

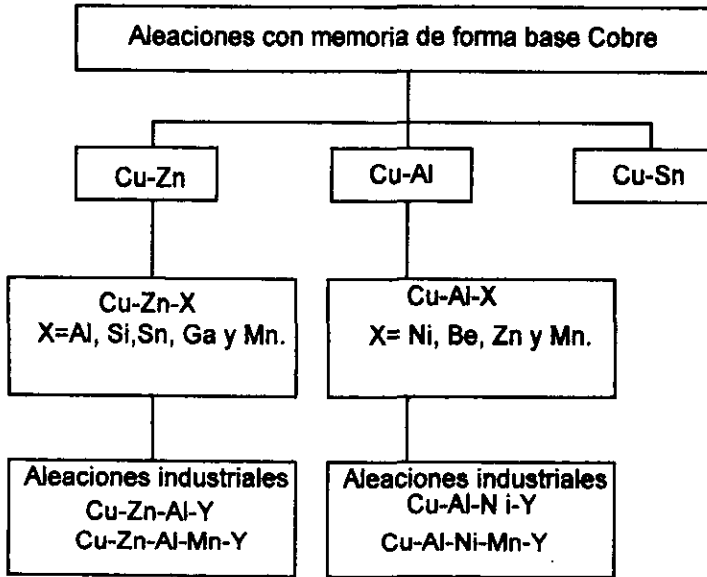


Figura no.3.16. Clasificación de las aleaciones base Cobre con memoria de forma.

Las propiedades de memoria de forma de las aleaciones base cobre son muy sensibles al contenido de los elementos aleantes. Dichos aleantes son adicionales para ajustar la temperatura martensítica, para mejorar la estabilidad térmica o para mejorar sus propiedades mecánicas.

Apartir de los sistemas binarios: Cu-Zn y Cu-Al se han desarrollado aleaciones ternarias.

Las aleaciones ternarias base Cu-Al por otra parte tienen como elementos aleantes al Ni, al Be, al Zn y al Mn.

Estas aleaciones son a menudo modificadas con la adición de afinadores de grano tales como B, Ce, Co, Fe, Ti, V y Zr.

3.6.2 La transformación martensítica en las AMF base cobre.

En los diagramas de fases de aleación con memoria de forma base cobre, oro y plata se puede apreciar una fase estable a alta temperatura, que es la fase β (beta). Esta fase tiene una estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo y sufre la transformación martensítica al enfriarla. La fase β sufre la transformación martensítica a una temperatura que depende de la composición química de la aleación. El tratamiento térmico por solución al que son sometidas las aleaciones con MF. base cobre son sostenidas por algunos momentos en la fase beta y después enfriadas de manera controlada para retener esta fase que es necesaria para los efectos de MF. Una prolongación del tratamiento térmico por solución causaría una evaporación del zinc y un desmedido crecimiento de grano que sería perjudicial para la aleación.

La estructura de la fase β obtenida mediante templado puede ser ordenada o desordenada. El orden corresponde a la manera en que los diferentes elementos de la aleación se ordenan en la estructura cristalina, como se aprecia en la figura no. 3.17 y de la fase madre que la origina.

En las aleaciones binarias a este orden se le llama estructura del tipo B2 o DO₃; mientras que en las aleaciones ternarias se presenta adicionalmente del tipo L21. Por su parte la fase β desordenada es conocida como A2 (con estructura cúbica centrada en el cuerpo).

Las martensitas ordenadas también poseen estructuras de los tipos 18R (β_1), 6R (α_1'), 2H (γ_1') mientras que las martensitas desordenadas poseen por lo general estructuras del tipo 9R (β').

Las martensitas térmicamente inducidas en ambas aleaciones: Cu-Zn-Al y Cu-Al-Ni consisten predominantemente de martensita β' (ordenada o desordenada), mientras que martensitas γ (ordenada o desordenada) se encuentran más bien en aleaciones con alto contenido de Al.

Otro tipo de martensitas inducidas por esfuerzo, normalmente tienen la misma estructura que las martensitas inducidas térmicamente. La estabilidad de cada martensita depende tanto del esfuerzo como de la temperatura.

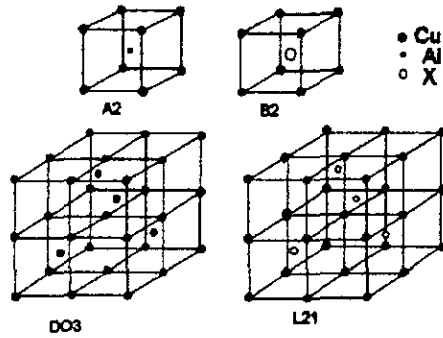


Figura no.3.17. Estructuras cristalinas de las martensitas

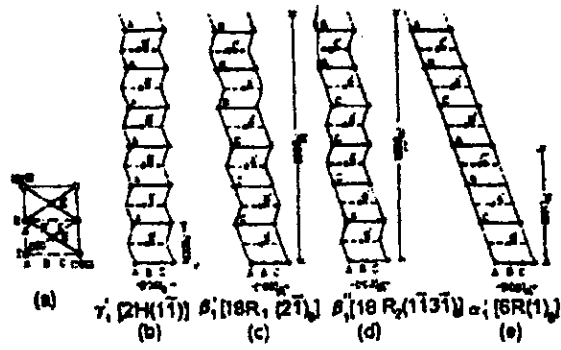


Figura no. 3.18 . Estructuras de las diferentes martensitas en la aleación Cu-Al-Ni.

3.6.3 Temperatura de transformación.

La temperatura de transformación es muy sensible a pequeñas variaciones en la composición de las aleaciones. Como una primera aproximación se ha encontrado que las temperaturas de transformación siguen una relación lineal en los contenidos de los aleantes. Una muestra de lo anterior se puede ver en las siguientes relaciones:

Para Cu-Zn-Al.

$$A_s (^{\circ}C) = 2117 - (58.79 (\% \text{ en peso Zn}) - 149.64 (\% \text{ en peso de Al}))$$

$$M_s (^{\circ}C) = 2212 - ((66.9 (\% \text{ en peso Zn}) - 90.65 (\% \text{ en peso Al}))$$

Cu-Al-Ni.

$$M_s (^{\circ}C) = 2020 - (45 (\% \text{ en peso Ni}) - 134 (\% \text{ en peso Al}))$$

Estas relaciones han sido obtenidas de los trabajos realizados sobre las aleaciones correspondientes y representan una buena aproximación para conocer las temperaturas de transformación.

La temperatura de transformación martensítica de ambas aleaciones Cu-Zn-Al y Cu-Al-Ni, puede ser manipulada en un amplio intervalo de valores, pero los límites prácticos son 120 °C y 200 °C respectivamente.

Reacción y temperaturas del proceso.

As.- Inicio de la austenita. Temperatura a la cual el ordenamiento de la estructura cúbica centrada en el cuerpo comienza a formarse por calentamiento.

Af.- Finaliza la austenita. Temperatura a la cual la reacción de martensita a austenita es completada por calentamiento.

Ms.- Inicia la martensita. Temperatura a la cual la estructura monoclinica inicia su formación por enfriamiento.

Mf.- Finaliza la martensita. Temperatura a la cual la reacción de austenita a martensita es completada por enfriamiento.

Rs.- Inicio de la fase R. Temperatura a la cual comienza la transformación de la estructura cúbica centrada en el cuerpo a una estructura romboedral a causa del enfriamiento.

Rf.- Finaliza la fase R. Temperatura a la cual la transformación de la estructura cúbica centrada en el cuerpo a romboedral es completada por el enfriamiento.

Rango de temperaturas del tratamiento: 600 a 850 °C.

Tratamiento térmico (precipitación) rango de temperaturas: de 300 a 550 °C.

Rango de temperatura del relevado de esfuerzos: 100 a 300 °C.

A continuación se indican los rangos de las temperaturas de transformación para los tres sistemas principales de AMF.

| Aleación de | Composición. | Rango de las temperaturas de Transformación (Ms) (°C). |
|--|--|--|
| Cu-Al-Ni | 14/14.5% en peso de Al 3/4.4% en peso de de Ni. | -140 a -100 |
| Cu-Zn-X (X= Si,Sn,Al) (Ver la fig. 3.19) | El menor porcentaje corresponde al elemento X. | -180 a 200 |
| Ti-Ni | 49/51% atómico de Ni. | -50 a 110 |

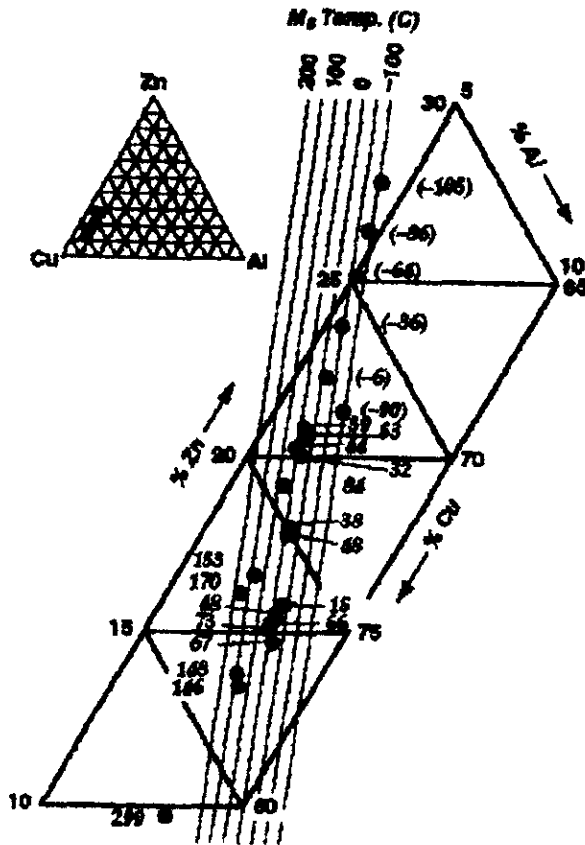


Figura no. 3.19. Temperatura M_s y composición de la AMF Cu-Zn-Al.

3.6.4 Características de las transformaciones inducidas por esfuerzo.

Las curvas esfuerzo-deformación que se han mostrado hasta ahora son curvas generalizadas del comportamiento superelástico. En realidad existen diferencias considerables entre la forma de la curva que genera una transformación del tipo $\beta_1 \rightarrow \beta_1'$, y aquellas generadas por otras transformaciones como $\beta_1 \rightarrow \gamma_1$. En la figura no. 3.20 se muestran dos curvas (σ - ϵ) correspondientes a los tipos de transformación citados. Se puede apreciar que la curva (b) presenta un cambio suave en el inicio de la meseta mientras que en la misma curva (a) se aprecia un pico en un punto.

Las diferencias en las formas de las curvas (σ - ϵ) correspondientes a los mismos tipos de transformación fueron estudiados por Otsuka que atribuye tales diferencias al hecho de que la martensita $\gamma 1'$ nuclea como una sola plaqueta, posteriormente crece hasta cubrir todo el cristal. En cambio la martensita $\beta 1'$ presenta la nucleación y crecimiento de varias plaquetas de manera simultánea.

Lo anterior representa, una martensita $\gamma 1'$ que requiere mayor energía para su nucleación y su crecimiento debido a la fricción interna que tienen que ser vencida para mover una sola plaqueta de martensita. El pico de la curva (σ - ϵ) se debe a que requiere un esfuerzo mayor para iniciar el movimiento de la interface austenita-martensita, que el requerido para mantener el crecimiento de la plaqueta.

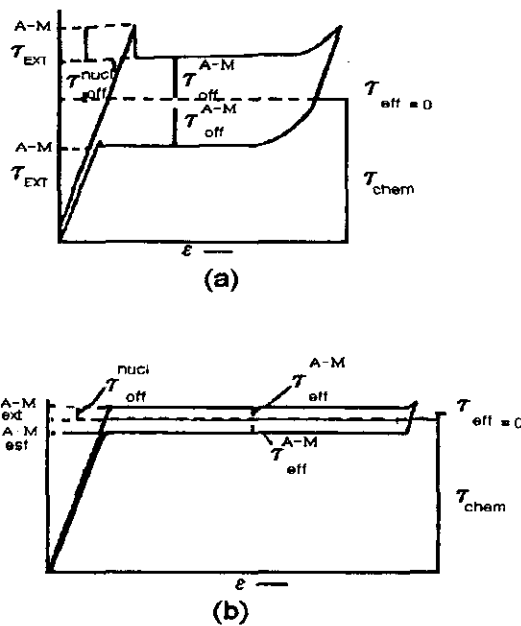


Figura no.3.20. Curvas esfuerzo-deformación correspondientes a: (a) una transformación martensítica $\beta 1 \rightarrow \gamma 1'$ y (b) una transformación martensítica del tipo $\beta 1 \rightarrow \beta 1'$.

En contraste con la martensita γ_1' la martensita β_1' presenta una histéresis pequeña y permite obtener deformaciones mayores, lo que la hace mejor desde el punto de vista de la superelasticidad.

Además de las dos martensitas que hemos mencionado existen otras: α_1' , α_1'' y β_1' . En general α_1' , α_1'' y γ_1' producen una histéresis grande, un pico al inicio de la meseta de carga. Por su parte la martensita β_1'' es una martensita resultante del reordenamiento de la martensita γ_1' .

Las martensitas γ_1' , β_1' y α_1' pueden ser inducidas por esfuerzo a partir de la austenita β_1' . Por otro lado se representa el mecanismo mediante el cual se pueden obtener las tres martensitas mencionadas al aplicar un esfuerzo cortante en diferentes puntos. Nótese que la fase β_1' puede obtenerse a partir de γ_1' y también que la fase α_1' puede obtenerse a partir de β_1' .

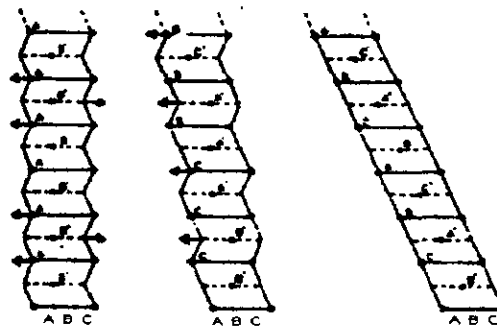


Figura no. 3.21. Mecanismos de cambio de estructuras de las transformaciones sucesivas: γ_1' , β_1' y α_1' .

Este comportamiento está relacionado con una dependencia que tienen la deformación total (obtenida durante la transformación inducida por esfuerzo) con la diferencia con la cual se está aplicando el esfuerzo.

3.6.5 Influencia de las fases de equilibrio en las propiedades.

La figura no.3.22 muestra un corte (a 6% Al) del diagrama de fases del Cu-Zn-Al. En esta zona se aprecian las fases de equilibrio α y β a temperaturas cercanas a 400 °C y γ a bajas temperaturas.

La buena proporción de la fase α permite que la aleación pueda ser deformada en frío, ya que la fase es muy maleable y según Wu se puede deformar hasta 20% en frío. Esto es más conveniente que tratar de deformar el material en fase β .

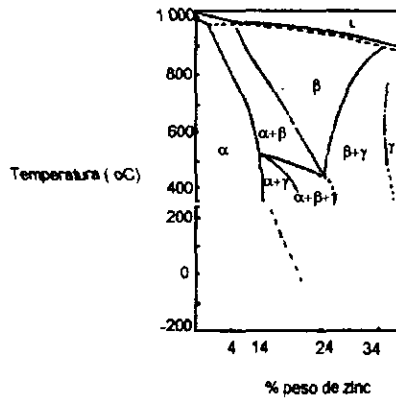


Figura no.3.22. Corte del diagrama de fases de Cu-Zn-Al para 6% peso de Al.

En consecuencia al aumentar el contenido de Al la cantidad de la fase dúctil (α) decrece gradualmente y es reemplazada por la fase γ (que es muy frágil) lo que ocasiona que la capacidad para el trabajo en frío del material disminuya.

3.6.6 Efectos térmicos sobre la transformación martensítica.

Las aleaciones base de cobre con memoria de forma tienen que ser sometidas a un tratamiento térmico de templado para adquirir sus propiedades. Dicho tratamiento se denomina **betatizado**.

Adicionalmente al templado de las aleaciones con memoria de forma base cobre, se incluyen pasos de enfriamiento intermedios que tienen por objeto estabilizar las temperaturas de transformación. Dicho tratamiento se llama *puesta en orden*. Este tratamiento sirve en parte para estabilizar la austenita y formar preferencialmente un tipo de orden de la fase β .

3.6.7 Efectos del betatizado sobre las temperaturas de transformación.

El efecto de betatizado sobre las temperaturas de transformación de las AMF base cobre pueden verse en la siguiente figura 3.24. En dicha figura se aprecia la variación de las temperaturas M_s , M_f , A_s y A_f en función de la temperatura de betatizado, para dos tiempos de betatizado. El resultado que se obtiene es que todas las temperaturas de transformación se incrementan cuando aumenta la temperatura de betatizado. Este efecto está relacionado con el crecimiento de grano durante el betatizado y responde a la relación denominada Hall-Petch.

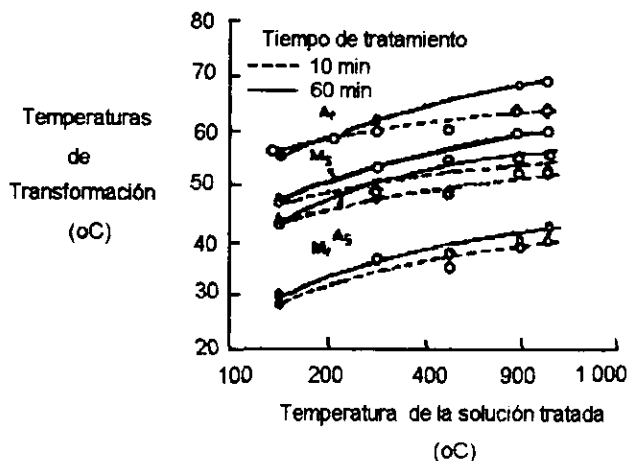


Figura no.3.24 . Temperaturas de transformación en función de la temperatura de betatizado (para 2 tiempos distintos) para la aleación Cu-20%Zn-10%Zr.

En las aleaciones base Cu las temperaturas de transformación son muy sensibles a la rapidez de enfriamiento. En particular cuando se enfría rápidamente la fase β de la aleación Cu-Zn-Al, presenta una inestabilidad inicial en sus temperaturas de transformación.

3.6.8 Efectos del tratamiento térmico sobre el tamaño de grano.

Las aleaciones base cobre con memoria de forma producidas por colada presentan inevitablemente un problema de crecimiento de grano.

Así mismo, los pasos de homogeneización de la fase β y los ordenamientos de la estructura utilizados en el betatizado de las aleaciones policristalinas, tienen como consecuencia un crecimiento de grano.

Un grano grande en estas aleaciones genera una fragilidad y promueve la prematura falla intergranular. Esto provoca, una " corta vida" en el ciclado térmico.

3.6.9 Refinadores de grano.

Los llamados refinadores de grano disminuyen estos problemas, debido a la formación de pequeñas partículas insolubles, que favorecen la nucleación e inhiben el crecimiento del grano. Adicionalmente, dichos elementos afectan sólo ligeramente la temperatura de transformación.

Los elementos citados anteriormente son muy efectivos como refinadores de grano. Los tamaños de grano menores de $50 \mu^m$ pueden ser obtenidas fácilmente al agregar desde 0.3 hasta 1.3 % de Zr a las aleaciones obtenidas por colada. La adición de dicho elemento suprime los subsecuentes crecimientos de grano durante el tratamiento térmico de betatizado.

La adición de 0.04 % de B en Cu-Zn-Al y 0.1 % de B en Cu-Al-Ni tiene notables efectos de refinamiento en la microestructura solidificada.

El Ti es otro elemento refinador de grano. Las aleaciones de Cu-Al-Ni con un contenido entre 0.2 y 0.8 % de Ti normalmente producen tamaños de grano entre 50 y $100 \mu^m$. En aleaciones de Cu-Al-Ni, un 0.5 % Ti limita con una gran eficiencia, el crecimiento de grano a $100 \mu^m$ aún después de un prolongado betatizado a 800 °C.

Desafortunadamente los elementos refinadores de grano tienen muy poca solubilidad en las AMF de base Cu por lo que sigue investigando como posibles soluciones al problema.

Este fenómeno se atribuye a que durante el templado se atrapa un gran número de vacancias, las cuales a temperatura ambiente difunden lentamente modificando las proporciones de la fase ordenada B2 y DO₃.

-3.7 ALEACIONES Cu-Al-Be.

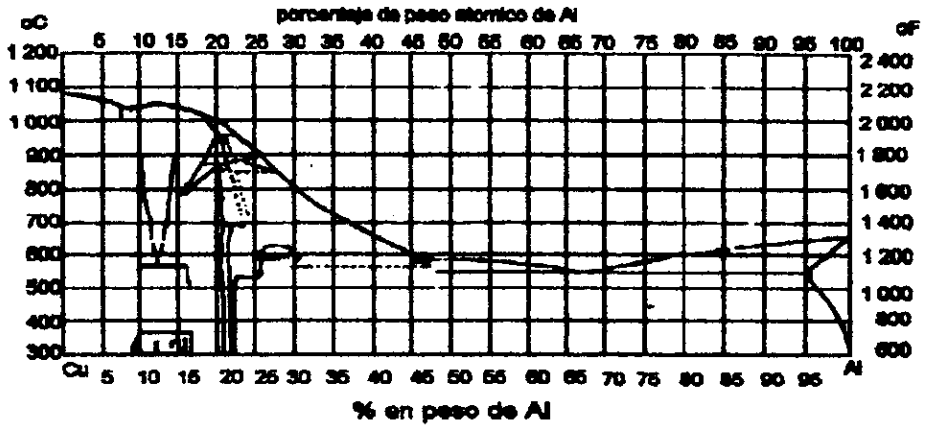
Recientemente se encontró que las aleaciones del sistema Cu-Al-Be presentan memoria de forma y que tienen buena estabilidad térmica a temperaturas relativamente altas de 200 a 300 °C y temperaturas de transformación menores a 200 °C. Es evidente que esta aleación llena esta necesidad de tener una temperatura de transformación Ms baja y por otro lado presentar una nueva estabilidad térmica a altas temperaturas.

Las aleaciones del sistema Cu-Al-Be han sido poco estudiadas hasta ahora sin embargo, se cuenta con informaciones que pueden brindar una idea general sobre sus características.

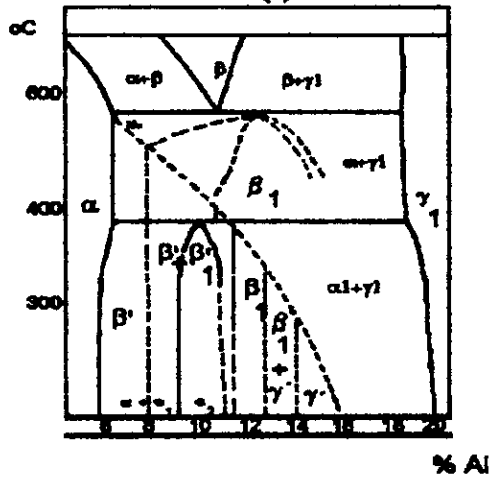
3.7.1 Diagramas de fase de Cu-Al-Be.

El diagrama de fases de equilibrio esta basado en el del Cu-Al que se muestra en la figura no.3.25 .

La fase beta puede obtenerse en un intervalo de composiciones entre 0.9 y 1.5 % en peso de Cu y la temperatura comprendida entre 545 y 1 049°C. Belkahala estudió el sistema ternario Cu-Al-Be en la parte rica en cobre y propone el diagrama pseudobinario que se muestra en la parte inferior de la figura no.3.25. En el se puede ver que la forma de dicho diagrama es esencialmente la misma que la del Cu-Al, solo que en este caso, la adición de 0.5% en peso de Be, provoca que la isoterma del eutectoide quede desplazada unos 50°C hacia abajo.



(a)



(b)

Figura no.3.25. Diagrama de fases de equilibrio del sistema Cu-Al-Be.

En el sistema Cu-Al-Be la composición del punto eutéctico sigue teniendo el ordenamiento estequiométrico DO3 el cual favorece cristalográficamente una transformación martensítica del tipo $DO3 \rightarrow 18R$. Esta transformación es la más favorable para el efecto superelástico.

Por otro lado Belkhal estudió la influencia de los elementos aleantes en las temperaturas de transformación. Como resultado de este estudio propone la siguiente ecuación para la temperatura de transformación martensítica (M_s) en función de la composición:

$$M_s^{\circ C} = 1245 - 72\%Al - 893 \% Be.$$

Se ve claro en la ecuación anterior que es posible obtener temperaturas de transformación considerablemente bajas adicionalmente cantidades de Be mucho más pequeñas que las que se tendrían que adicionar en el caso del Ni.

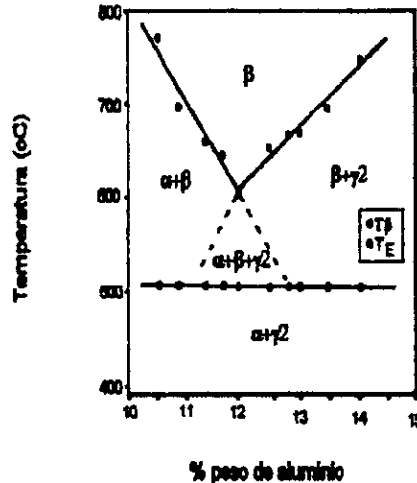


Figura no.3.26 . Diagrama pseudobinario para Cu-Be a 0.5% en peso de Be.

3.7.2 Estabilidad térmica.

Posteriormente el Dr. Horacio Flores realizó una serie de estudios sobre la estabilidad térmica de la fase beta del Cu-Al-Be. Dicho estudio lo llevó a cabo con las técnicas de Calorimetría Diferencial de Barrido (CDB), microscopía óptica, Microscopía Electrónica de Transmisión (MET) y termopotencia. Como resultado de sus estudios. El Dr. Horacio Flores presentó el diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación (TTT) que se muestra a continuación. En esta figura la línea que separa la zona de estabilidad de la fase beta de las fases de equilibrio, corresponde al inicio de la precipitación.

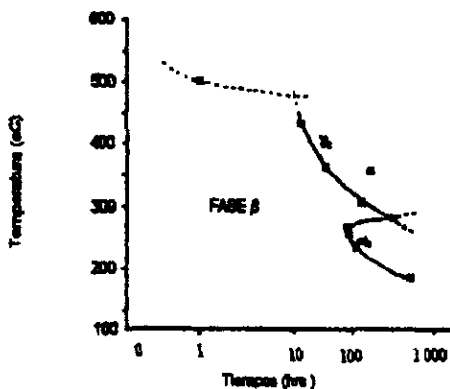


Figura no. 3.27 . Diagrama pseudobinario T-T-T para Cu-Al-Be a 0.5 % en peso de Be (Tiempo-Temperatura-Transformación).

En el digrama TTT se ve como a temperaturas ligeramente mayores que 100 °C la fase beta (metaestable) se mantiene "estable" durante más de 1 000 hrs. Mientras que a temperaturas intermedias (cercanas a 300 °C) podemos tener una fase beta estable hasta por más de 100 hrs.

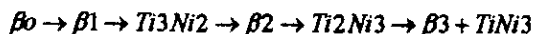
Un estudio más reciente sobre los precipitados de las fases estables de las aleaciones Cu-Al-Be ha sido realizado por concordancia con los obtenidos por Flores por lo que se puede hallar una buena estabilidad térmica en la fase beta en las aleaciones Cu-Al-Be para aplicaciones de bajas temperaturas.

-3.8 ALEACIONES CON MEMORIA DE FORMA DE TI-NI.

El doctor Frederirk E. Wang⁽⁸⁾ encontró que la aleación Ti-Ni tenía cambios de fase mientras estaba en estado sólido. Estos cambios de fase, conocidos como martensita y austenita, " involucraban un rearrreglo en la posición de las partículas de la estructura cristalina sólida de la aleación". Las temperaturas de transformación varían de acuerdo a las diferentes composiciones existentes y estas pueden ser desde -50 °C hasta 166 °C. Bajo las temperaturas de transformación en la fase martensítica. En la fase martensítica el Ti-Ni podía ser doblado en varias formas. La alta temperatura " causa un arreglo de los átomos en una estructura compacta y en una forma regular" que es un arreglo cúbico conocido como la fase de austenita. Cerca de las temperaturas de transformación, el Ti-Ni revierte la fase de martensita a la fase de austenita con cambios que originan un regreso de la estructura a su forma original.

3.8.1 Estructuras.

Cerca de la igualdad atómica la aleación Ti-Ni es una de las más importantes aleaciones con memoria de forma. Las precipitaciones de Ni enriquecido en la aleación Ti-Ni tienen una influencia significativa en los efectos de memoria de forma. Cuando esta envejecido en la aleación el Ni enriquecido precipita antes de la temperatura de 953+,- 10°K. La secuencia de la precipitación de las diferentes fases serán escritas como sigue:



donde β es el original Ni enriquecido supersaturado de la aleación. β_1 , β_2 y β_3 son las matrices de diferente composición en equilibrio con diferentes precipitaciones, respectivamente.

(8) C.M., H.J. Wagner, y R.J. Wasilewski, Nitinol. La aleación con memoria de forma. Metalurgia física, propiedades, y aplicaciones: Reporte: Washington:NASA, 1972.

Cerca de todas las precipitaciones, la fase Ti_3Ni_4 es la más útil fase secundaria que induce las propiedades de memoria de forma de la aleación, tal como la pseudoelasticidad .

Las precipitaciones Ti_3Ni_4 tienen una estructura romboédrica (lado $a= 0.670$ nm, y un ángulo alfa de 113.90°) y poseen óvalos. La estructura de la interface juega un papel importante en las propiedades de los materiales. Las fases Ti_3Ni_4 , poseen interfaces coherentes o semicoherentes en la matriz. Pero hasta ahora, hay muy poca información acerca de la estructura interfacial de las fases de Ti_3Ni_4 que han sido reportadas.

Por, tanto estas aleaciones tienen un bajo efecto en la degradación de la memoria de forma y en las propiedades de un material tal como los efectos de longitud, de alta resistencia a la corrosión, etc.

En medio de las muchas clases de aleaciones con memoria de forma la de Ti-Ni ha sido considerada como el principio de la más grande promesa , porque esta es la de propiedades superiores, tales como la alta resistencia a la corrosión y excelentes propiedades mecánicas (ductilidad, esfuerzo de tensión y límite de fatiga) etc.

Sin embargo esta tiene algunas desventajas como son la dificultad para procesarla y lo costoso que resulta este proceso.

La aleación Ti-Ni es por lo general fundida con un arco a una presión vacuométrica o atmósfera protegida porque esta a una alta temperatura reacciona. Al mismo tiempo se requiere un control de precisión de la composición química con menor segregación porque la transformación martensítica a la temperatura M_s depende principalmente de la temperatura de composición estequiométrica. La temperatura M_s es sensible a las impurezas, particularmente al oxígeno, lo cual requiere rigurosas condiciones de control de fusión, de fundición, y posteriormente de trabajo en caliente. Las muestras son usualmente trabajadas en caliente en un rango de 1073 °K a 1173 °K y maquinadas para aplicaciones subsecuentes.

El trabajo en frío es necesario en orden para conseguir adelgazar las muestras para fabricar hojas o finos alambres, los cuales son frecuentemente necesarios para aplicaciones de microactuadores o para usos médicos. Sin embargo el trabajo en frío reduce la maquinabilidad y el endurecimiento, el cual requiere la intervención de un templado repetido.

Comercialmente la aleación con memoria de forma Ti-Ni es también producida por una fusión, de inducción vacuométrica para lingotes de metal puro. Las técnicas de metalurgia de polvos proporcionan un cambio alternativo de fabricación pero han surgido problemas para lograr una buena homogeneización química. En este estudio la compactación de la aleación fue presionándola en frío desde el mezclado elemental de los polvos y el sinterizado a una presión vacuométrica a varios tiempos y en temperaturas desde 800 °C hasta 1 000 °C. Se utilizaron dos calentamientos, de 5 °K/min y 10 °K/min. Una microestructura de Ti-Ni podría ser producida después de templarla a 1000 °K durante 6 hrs, aunque algo de $TiNi_3$ fue todavía encontrado. Esto es lo que hace difícil completar el tratamiento, el sacar tanto $TiNi_3$ que es termodinámicamente menos estable que el Ti-Ni. De esta manera, la homogeneización será completada por un proceso de difusión en estado sólido. La estructura martensítica llamada B19' fue observada con una alta orientación del proceso.

3.8.2 Aleaciones con memoria de forma de Ti-Ni-Cu.

Las propiedades de memoria de forma pueden ser rápidamente modificadas por la adición de un elemento terciario, el cual es químicamente muy similar al Ni ó al Ti ; el Cu.

Otros metales de transición pueden ser substituidos por Ni, sin embargo pequeñas adiciones (1-3 % peso atómico) de elementos tales como el Co, Fe, o Cr han sido adheridos para dar una caída en la temperatura de transformación martensítica para que ocurra el efecto de memoria de forma a temperatura ambiente. En contraste, por encima del 30 % de Cu, el cual es un vecino del Ni en la tabla periódica, puede ser substituido mientras retienen a la misma alta temperatura la fase austenítica. Un cambio menor en la temperatura baja de la estructura martensítica (desde monoclinica hasta orthorombica) de las aleaciones que contienen más de 10% Cu no es apreciable la afección del fenómeno básico de memoria de forma. Ciertamente asociar modificaciones a las propiedades, en particular con un estrechamiento de la histéresis de transformación y una disminución de la producción de fuerzas martensíticas, es actualmente benéfica para muchas de las aplicaciones. En este capítulo los efectos y las ventajas de las adiciones de Cu a las aleaciones de Ti-Ni son examinadas.

3.8.3 Efectos de la adición del cobre en la microestructura.

El sistema binario Cu-Ti tiene un diagrama de fase muy similar al de Ti4Ni. Sin embargo se debe hacer notar que la fase austenítica de Ti-Ni tiene una estructura B2 cúbica, mientras que la de Cu-Ti sus componentes son tetragonales. Como una consecuencia agregar más del 30 % de Cu podría resultar en la presencia de ambas fases, tetragonal y cúbica. Cuando el Cu es substituido por Ni en el Ti-Ni, la concentración de Ti podría permanecer cerrada en un 50% de peso atómico en orden para producir una fase en particular de material deseable con aplicaciones de memoria de forma.

Aunque la fase de la austenita retiene una estructura cúbica del Cu, el contenido esta por encima del 30%, el diagrama de fase pseudobinario de la figura no. 3.26 considera la transformación martensita ocurriendo cerca de la temperatura ambiente. Para aleaciones que contienen aproximadamente 10 % de Cu, o menos, hay una transformación de austenita en martensita oblicua (monoclinica) típica de la aleación binaria Ti-Ni a una menor temperatura. Sin embargo, el alto contenido de Cu transforma las aleaciones a una martensita perpendicular (orthorombica) . Esta estructura de la aleación orthrombica ha sido observada usando una difracción de rayos X y una transmisión del microscopio electrónico. La tabla no. 3.1 muestra los parámetros más recientes de la aleación binaria y las diferencias con las aleaciones ternarias. Los recientes parámetros varían un poco en función de la concentración del Cu.

TABLA NO 3.1. PARAMETROS (EN nm) PARA DIFERENTES CONCENTRACIONES DE Cu.

| | 0% Cu | 5%Cu | 10%Cu | 15%Cu | 20%Cu | 25%Cu |
|--------------------|--------|--------|-------|-------|--------|-------|
| ao | 0.302 | 0.3022 | 0.303 | 0.302 | 0.3016 | 0.304 |
| ao (martensita) | 0.2889 | 0.2889 | 0.287 | 0.289 | 0.2889 | 0.287 |
| bo (martensita) | 0.4622 | 0.4622 | 0.457 | 0.45 | 0.4514 | 0.453 |
| Co (martensita) | 0.412 | 0.412 | 0.412 | 0.411 | 0.4265 | 0.426 |

La martensita monoclinica en la aleación Ti-Ni tenía una estructura granular muy similar al de la aleación binaria. Sin embargo, para aleaciones con alto contenido de Cu que tienen la martensita orthorombica, ahí están significativamente menos grados. La siguiente figura muestra la microestructura de un 15% de Cu, en donde algunos granos son idénticos cuando son observados al microscópio. Como resultado de la alta simetría de la estructura orthorombica, no todos los planos gemelos se presentan en las aleaciones ternarias con alto contenido de Cu. Las principales diferencias entre los dos tipos de martensita son ilustrados en la figura no.3.28. La presencia de granos menos parecidos en la martensita es inusual para algunas transformaciones, y esta contribución para el efecto de memoria de forma de estas aleaciones con alto contenido de Cu esta todavía por establecerse.

Tempranas observaciones de la microestructura de la martensita, reportan una estructura monoclinica de todas las aleaciones que contienen Cu. En un estudio posterior, con más detalle se observó martensita orthorombica para aleaciones con alto contenido de Cu. Sin embargo la estructura particular formada dependerá de la temperatura del tratamiento y de la historia del procesamiento de la muestra así como de las condiciones del procesamiento que requieren un orden para producir aleaciones con microestructura uniforme y propiedades controlables.



(a)



(b)



(c)

Figura no.3.28. Microfotografías de transmisión electrónica: aleación Ti-Ni-10%Cu con martensita monoclinia, (b) aleación Ti-Ni-10% Cu con martensita orthorombica, (c) aleación Ti-Ni-15% Cu con martensita orthorombica

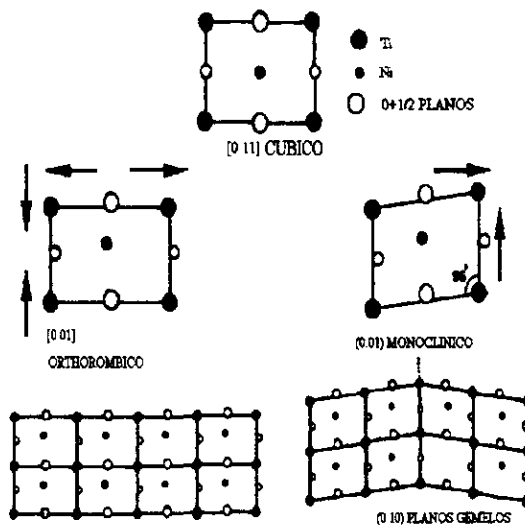


Figura no.3.29. Esquema de celdas unitarias para dos diferentes estructuras martensíticas.

Las aleaciones que contienen 10% de Cu sufren una transformación en 2 etapas con un decremento de la temperatura. La difracción de rayos X indica transformaciones de austenita a una fase de martensita orthorombica para temperaturas intermedias, antes ocurre una transformación en la estructura que tiene una martensita monoclinica. Los efectos de la concentración de Cu de esta martensita a la otra no estan todavía bien establecidos. La presencia de dos estructuras estables martensíticas con 10% de Cu pueden tener diferencias marcadas en la estructura con un aumento del contenido de Cu.

Un comportamiento similar es encontrado para aleaciones de Ti-Ni-Cu, la composición del óxido empieza con $Ti_4(NiCu)_2O_x$. La adición de concentraciones iguales de varios elementos terciarios de Ti-Ni resulta en un gran cambio en la temperatura M_s en la cual el control de ajuste no es fácil de lograr. En contraste, la substitución de concentraciones iguales de Cu no cambian significativamente la temperatura M_s . La figura no.3.30 representa la temperatura M_s en función del Cu para una concentración constante de Titanio.

La presencia del cobre también hace que la temperatura M_s sea menos sensible a las variaciones en el radio de la aleación Ti-Ni. En la aleación binaria, la M_s cae sostenidamente con el incremento en la concentración de Ni (incremento del 50 al 51 % en peso atómico). Esta sensibilidad es suprimida por la adición de Cu.

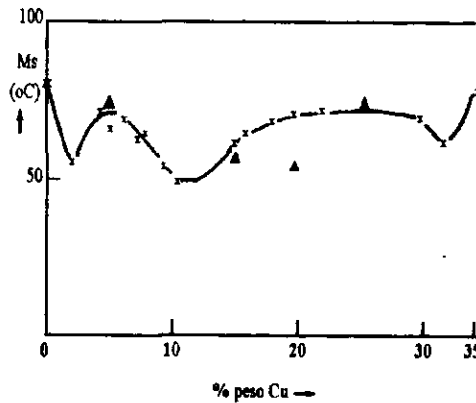


Figura no.3.30. Varias M_s con % de Cu, determinada por diferentes escaneos calorimétricos (triángulos) y resistividad (cruces).

Las medidas de resistividad eléctrica indican que las aleaciones con más del 20% de Cu tienen un substancial estrechamiento de la curva de histéresis, que las aleaciones binarias.

La tabla no.3.2 lista las temperaturas de transformación y las anchuras de la histéresis, determinada por la diferencias del escaneo calorimétrico, para diferentes concentraciones de Cu.

**TABLA NO. 3.2. TEMPERATURAS DE TRANSFORMACION VS
CONCENTRACION(en °C)**

| | 0%Cu | 5%Cu | 15%Cu | 20%Cu | 25%Cu |
|-----------|-------------|-------------|--------------|--------------|--------------|
| Ms | 38 | 75 | 56 | 48 | 76 |
| Mf | 20 | 56 | 45 | 29 | 67 |
| As | 56 | 62 | 50 | 35 | 70 |
| Af | 82 | 78 | 62 | 55 | 80 |

Estas medidas de temperatura están basadas en diferentes escaneos calorimétricos.

La histéresis es reducida alrededor de 30 grados Celcius para aleaciones binarias y menos de 15 grados para aleaciones que contienen Cu.

Además la adición de Cu reduce la histéresis solo un poco, con un 25% de Cu teniendo un ancho de solo 10 °C. La figura no.3.31 presenta escaneos de calorimetría para una aleación binaria con 25% de Cu, en donde estas diferencias se observan claramente.

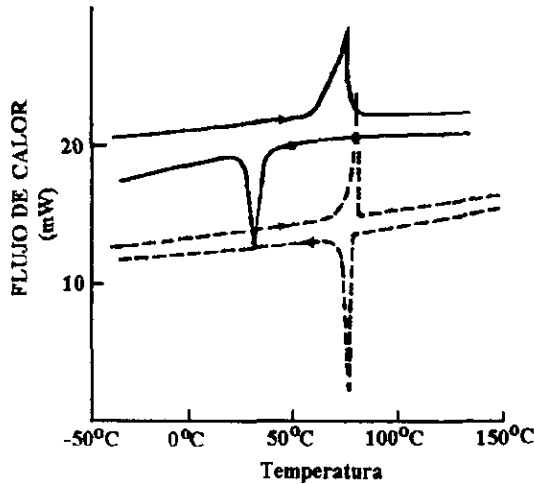


Figura no. 3.31. Gráficas de escaneo calorimétrico que exhiben el calentamiento y el enfriamiento de las aleaciones binarias (línea continua) y aleaciones con 25% de Cu (línea punteada).

Una curva de histéresis esta asociada con la transformación, con el esfuerzo inducido justo con la transformación martensítica, y la carga ocurre con un alto nivel de esfuerzo que regresa la transformación por encima de la descarga. Esta histéresis de esfuerzo es más estrecha para aleaciones de Ti-Ni-Cu que para las aleaciones de Ti-Ni.

La estrechez de la histéresis de las aleaciones de Ti-Ni-Cu tiene una importancia práctica. Las aplicaciones requieren una rápida respuesta del ciclo térmico que es fácil de realizar con una aleación con histéresis estrecha. Las propiedades de superelasticidad de Ti-Ni son también alteradas por la estrechez de la curva de histéresis de las aleaciones ternarias. El esfuerzo máximo que induce la martensita es similar para ambas aleaciones binarias y ternarias de Ti-Ni-Cu y esta limitada por la producción de esfuerzos en la fase austenítica. Así la estrechez de la curva de histéresis de la aleación Ti-Ni-Cu significa que para una condición de proceso similar, en la descarga del esfuerzo es alta para las aleaciones ternarias. El suministro de la densidad de la energía de resortes superelásticos de Ti-Ni-Cu es proporcionalmente más alto que para las aleaciones binarias.

Otra propiedad influenciada por la adición del cobre es la producción de esfuerzos en la martensita, el nivel de esfuerzo para los cuales los granos son reorientados se puede dar aquí. La tabla no.3.3 lista la producción de esfuerzos de aleaciones binarias de Ti-Ni y una aleación con Ti-Ni-10% Cu.

TABLA NO.3.3. PRODUCCION DE ESFUERZOS DE ALEACIONES BINARIAS Y TERNARIAS.

| | Ti-Ni | Ti-Ni-10%Cu |
|-------------------------------|-----------|-------------|
| Martensita (prueba a 25oC) | 208 MPa | 106 MPa |
| Austenita (Prueba a 200oC) | 1 053 Mpa | 1 177Mpa |

Aunque el proceso proporciona una austenita similar por la producción de esfuerzos, los esfuerzos martensíticos de las aleaciones que contienen Cu son casi la mitad que las aleaciones que no lo contienen.

Alguna inestabilidad de los componentes para retener estas propiedades constantes puede ser definida como "fatiga". La diferencia del ciclo de temperatura Ms de la aleación binaria tratada y la aleación ternaria (con 10% de Cu) es mostrada en la figura no.3.32.

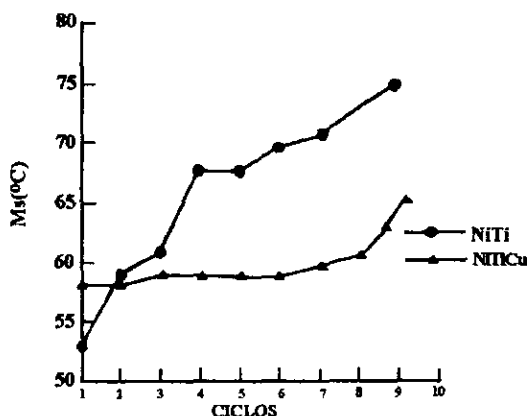


Figura no.3.32. La temperatura Ms es menos sensible a la transformación cíclica en la aleación ternaria (con 10% de Cu) que en la aleación binaria.

Como se indica la temperatura M_s de la aleación binaria se incrementa alrededor de $20\text{ }^\circ\text{C}$ durante los primeros 10 ciclos térmicos. Las aleaciones ternarias, sin embargo exhiben una M_s en la cual es constante con el ciclo. Una comparación de la dependencia cíclica de recuperación del estiramiento de las aleaciones binarias y de las aleaciones ternarias es obtenida durante la transformación, a las dos se les aplica una carga como la mostrada en la figura no.3.33 .

El efecto de memoria de forma es una consecuencia de la cristalografía reversible de la fase de transformación martensítica que ocurre en estado sólido. Aunque ahí están muchos caminos (orientaciones) para producir una fase martensítica desde un patrón, durante el enfriamiento; la martensita de menor simetría es formada como única vía de reversión durante la transformación por restricciones cristalográficas. La fase patrón de transformación dentro de la martensita, es básicamente un proceso de deformación, por el que unidades individuales del mismo acomodo determinan macroscópicamente la martensita.

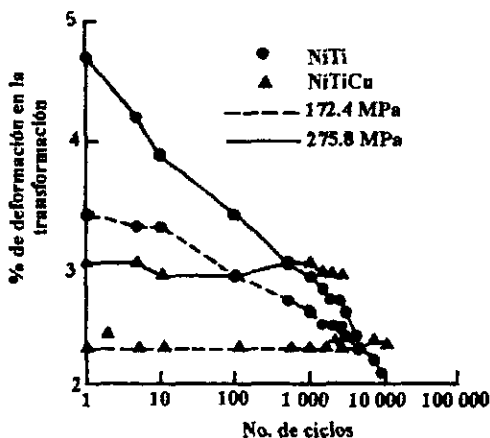


Figura no.3.33 . La recuperación de la deformación exhibe menos fatiga en el ciclo de transformación de la aleación ternaria (con 10% de Cu) que en la aleación binaria.

Estos datos son mostrados para los niveles de esfuerzo con un decremento del estiramiento de la aleación binaria rápido contra el número de ciclos, mientras que los valores de la aleación Ti-Ni-Cu permanecen relativamente constantes. Sin embargo el estiramiento inicial de la aleación de Cu es menor. Esto es probablemente una consecuencia de la temperatura M_f , el enfriamiento a temperatura ambiente solo causa una transformación parcial. Una posibilidad esta asociada a la falta para completar el ciclo. El calentamiento se terminó a los 100 °C lo cual fue antes de la temperatura A_f de la aleación binaria. Así algo de martensita debe ser retenida en este caso, pero no en la ternaria. Esta es una razón por la que el ciclo de estiramiento inicial es menor. Apesar de estas incertidumbres en el mecanismo, es claro que el Ti-Ni-Cu ofrece muchas ventajas potenciales para aplicaciones que requieren una repetición de ciclos.

Se debe hacer notar que, aleaciones con alrededor del 10% de Cu pueden exhibir dos etapas de transformación, en el enfriamiento desde austenita hasta martensita orthorombica y después en martensita monoclinica. Cambiando las propiedades observadas durante la transformación. La figura no.3.34 muestra el estiramiento que ocurre en una aleación con 10% de Cu durante el ciclo térmico bajo diferentes aplicaciones de cargas. Las curvas de transformación muestran discontinuidades (pasos) por encima del enfriamiento y del calentamiento. Si se aplican cargas mayores a 150 Mpa, la discontinuidad no es observada e implica una transformación directa de martensita monoclinica en un decaimiento de las dos transformaciones para que se traslapen. Para cargas moderadas sin embargo, las dos etapas de cambio son reproducibles para muchos ciclos, y podría ser benéfico para actuadores que requieren dos pasos de movimiento.

Estos dos tipos de transformación son detectados también usando medidores de resistividad.

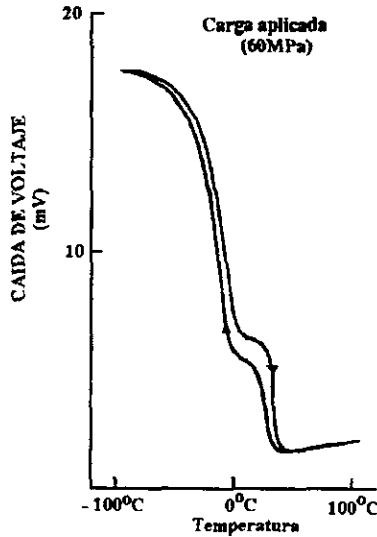


Figura.3.34 . El cambio de la resistencia con la temperatura de aleaciones con 10% de Cu exhiben dos tipos de transformación. En ambos , la estrechura de la curva de histéresis y la discontinuidad están bien definidas para la aplicación de cargas pequeñas. Las medidas de resistividad también muestran dos diferencias entre las aleaciones binarias y las aleaciones de Ti-Ni-Cu. Primeramente, la resistividad de la fase martensítica es mayor que la de la fase austenítica de las aleaciones ternarias. La reversibilidad comienza verdaderamente para la aleación binaria. Las medidas de resistividad que exhibe la aleación binaria es un pico intermedio indicado por la fase R. El pico no es observado para aleaciones ternarias que contienen más de 5% de Cu.

3.8.4 Efectos del proceso termomecánico.

Desde 1965, cuatro años después de patentar la aleación binaria de Ti-Ni, existió una demanda de trabajo en frío en la fase martensítica como una vía para incrementar la producción de esfuerzos en las aleaciones. Desde que se combinó el trabajo en frío en la martensita simultáneamente con el tratamiento térmico, se ha extendido la exploración de la investigación de estas aleaciones como una vía para mejorar las características de las AMF.

Solo con el trabajo en frío, y sin un paso posterior se destruye la pendiente de la martensita en la curva esfuerzo-deformación. De esta manera un material con 20% de trabajo en frío en la martensita tiene una alta producción de esfuerzos. Pero esto empobrece las propiedades de memoria de forma traducida en una menor recuperación en el estiramiento. En el tratamiento térmico descansa el efecto de memoria pero decrece la producción de esfuerzos.

Se cree que el trabajo en frío introduce una alta densidad de dislocaciones al azar, lo cual impide la movilidad de los límites de grano. El tratamiento térmico rearregla estas dislocaciones dentro de áreas relativamente libres. La presencia de sublímites, los cuales dan el endurecimiento de la aleación. La figura no.3.35 muestra el efecto de la producción de esfuerzos en la fase austenítica a una temperatura de tratamiento térmico, después de haber trabajado en frío 40% en la martensita con 50.6 % de peso atómico de Ni. Se puede ver en la martensita un rápido decremento en el rango de 350 a 450 °C, seguido de un gradual decremento por encima de los 450 °C. Al mismo tiempo la temperatura Ms entre 350 y 450 °C. Comparando las figuras no.3.33 y no.3.34 es evidente ver que en la aleación el proceso de incremento en la producción de esfuerzos se hace constar en una disminución de la temperatura Ms.

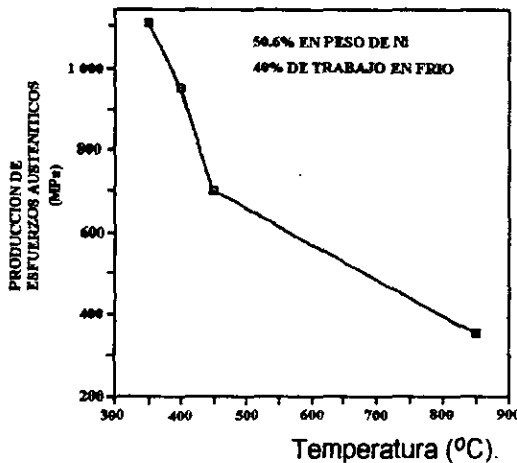


Figura no.3.35. En la fase de la austenita la producción de esfuerzo de un 50.6% de peso atómico de Ni, con trabajo en frío y tratada por 30 minutos a la temperatura indicada.

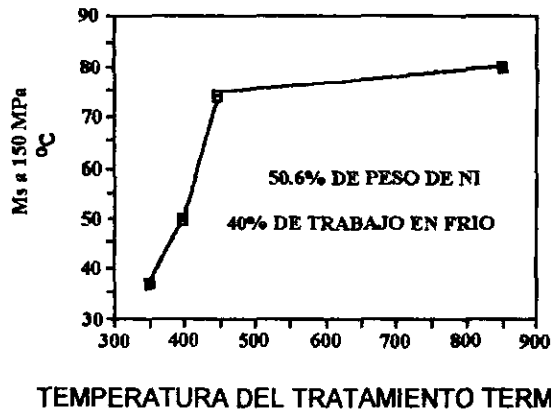


Figura no. 3.36. La temperatura de transformación Ms (medida a una presión de 150 Mpa) en función de la temperatura de tratamiento térmico para la misma aleación usada en la figura no. 3.35.

La figura no.3.37. Muestra la medida del estiramiento en función de la temperatura de la misma aleación binaria tratada a 850°C con una carga inicial de 150 MPa. Un dato importante es la gran amnesia de alrededor del 1.5%, en otras palabras que ha llegado a tener una deformación irreversible del 1.5%.

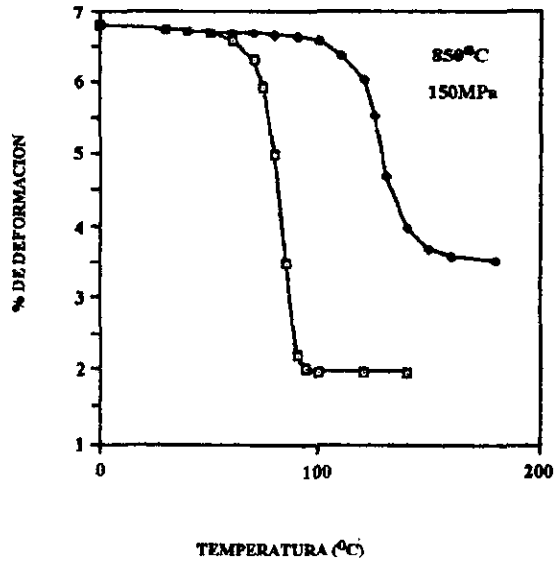


Figura no. 3.37. Curvas de temperatura contra estiramiento a 150 MPa con 50.6% de peso atómico de Ni tratado a 850 °C.

Al mismo tiempo de la prueba de trabajo en frío con 40 % y tratada a 400°C resulta una amnesia en el calentamiento como la mostrada en la figura no. 3.38

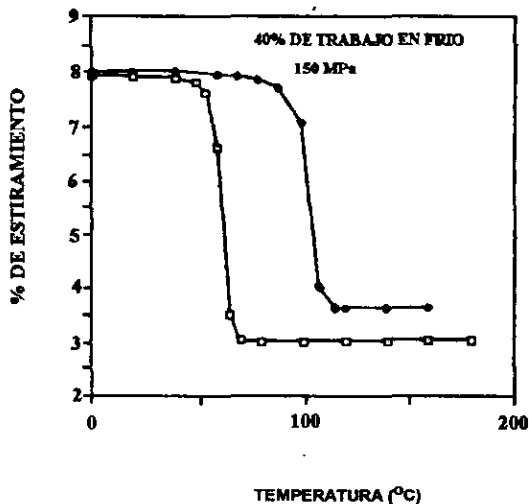


Figura no.3.38 . Las curvas de temperatura contra el estiramiento a 150 MPa para la misma aleación de la figura no.3.37, pero con 40% de trabajo en frío y tratada a 400 °C.

El estiramiento obtenido durante el enfriamiento y la amnesia durante el calentamiento es mostrada en la figura no.3.39 en función del esfuerzo y el tratamiento a 350 °C.

El tratado a 350 °C resultó con una pequeña amnesia de esfuerzo por encima de los 300 MPa. Cuando se escoge una aleación de Ti-Ni para su aplicación en un actuador, se debe recordar que la composición, a una alta temperatura M_s es obtenida por tratamiento sin un solo efecto posterior de trabajo en frío. La estabilidad del trabajo en frío es además pobre. La activación del mecanismo cerca de los 100 °C debe tener estabilidad mecánica al terminar 10 000 ciclos. Sin embargo, se debe recordar que esta es una inestabilidad mecánica, donde el estiramiento por ciclo varía con las altas cargas de trabajo. Ahí no es metalúrgicamente inestable llegando a cambiar la temperatura de respuesta como resultado de una prolongada exposición alrededor de los 100 °C, en contraste con las aleaciones con M_f base cobre.

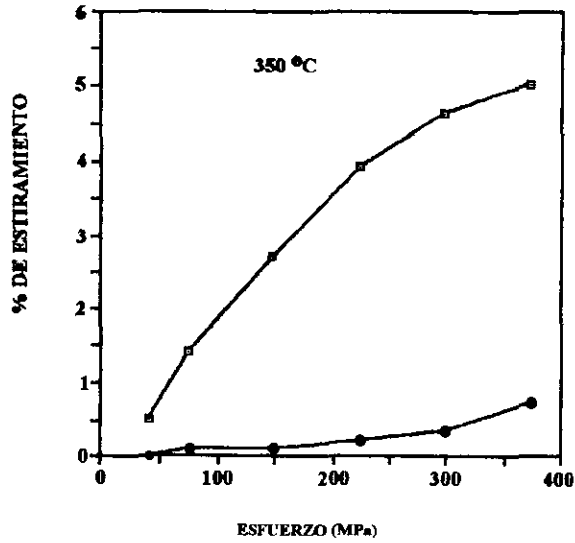


Figura no.3.39. Estiramiento obtenido en el enfriamiento, (curva superior) y la amnesia (curva inferior) en función del esfuerzo de la aleación Ti-Ni trabajada en frío 40% y tratada a 350°C.

El proceso termomecánico es importante para la optimización del comportamiento pseudoelástico, incrementando la producción de esfuerzos en la austenita y ampliando el rango de temperaturas.

Desde hace muchos años un gran número de artículos se han publicado a cerca de las AMF las cuales demostraban tener la formación de martensita inducida por esfuerzo. La razón principal de interés en estos sistemas radica en sus inusuales propiedades mecánicas, especialmente las que causan el efecto de memoria de forma. Solo dos sistemas de aleaciones han alcanzado un nivel de explotación comercial y estas son las aleaciones de Ti-Ni y las aleaciones base cobre (Cu-Zn-Al y Cu-Al-Ni). Las propiedades de los dos tipos de aleaciones son completamente diferentes. Las aleaciones de Ti-Ni tienen grandes recuperaciones de la deformación (por encima del 8% contra 4 ó 5% de las aleaciones base cobre), siendo mucho más estables, más ductiles y tienen una excelente resistencia a la corrosión en comparación con las aleaciones base cobre. Pero estas últimas son menos costosas, pueden ser fundidas y extruídas al aire con facilidad, y tienen un amplio rango de temperaturas de transformación. Los dos sistemas tienen sus ventajas y desventajas que deben ser consideradas de acuerdo a la aplicación en particular que se les quiera dar.

4.1 CURVA ESFUERZO- DEFORMACION.

Una curva esfuerzo-deformación en la fase martensítica de transformación de una aleación con MF tiene tres regiones bien definidas como se muestra en la siguiente figura:

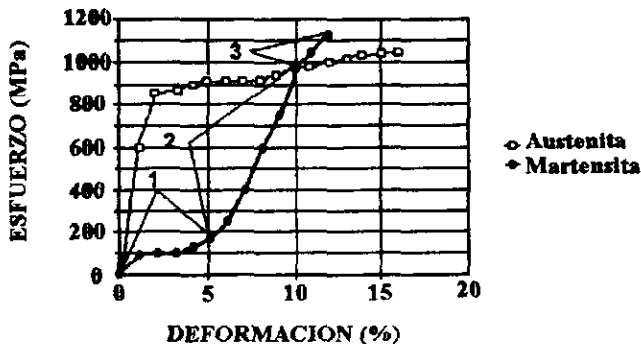


Figura no. 4.1. Curva esfuerzo-deformación de una aleación Ni-Ti-10%Cu en condiciones de austenita y martensita.

La primera región (1) es una pendiente inicialmente débil que resulta de la tensión inducida por el crecimiento de la martensita. Fuertes tensiones se localizan en una segunda región (2) la cual es usualmente lineal, aunque no es puramente elástica.

La transición a una tercera región (3) es el resultado de un ataque o de una deformación plástica irreversible como es el caso de todos los metales convencionales. Así la máxima cantidad de deformación recuperable que se obtiene ocurre al final del segundo estado. La duración de la meseta martensítica en la curva esfuerzo deformación se extiende alrededor del 5 al 6%.

Sin embargo dependiendo de los detalles de la aleación y en particular de su historia termo-mecánica, esta pendiente puede variar desde una curva continua con un punto de inflexión⁽⁹⁾ hasta una pendiente claramente horizontal, con un sostenido punto de inflexión en la parte superior.

La forma de la curva esfuerzo-deformación de una aleación durante la transformación martensítica depende también de la manera en que se aplique la fuerza deformadora, por lo que existen marcadas diferencias en las curvas de fuerzas aplicadas en tensión, en compresión o en torsión.

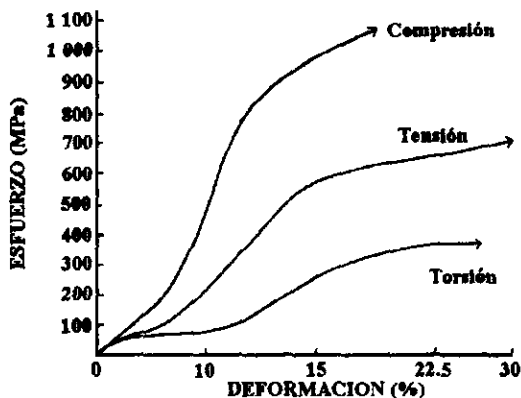


Figura no. 4.2. Curvas de esfuerzo-deformación de una aleación de Ni-Ti-10%Cu medida en compresión, tensión y torsión.

(9) Punto de inflexión. Punto en donde la curva esfuerzo-deformación cambia de sentido.

La duración de la meseta martensítica también determina el estiramiento en el cual la región de transición 3 de la curva esfuerzo-deformación ocurre, y puede así mismo afectar la cantidad de recuperación de la memoria. Un método muy utilizado para hacer que estas muestras recuperen su forma es el método de ciclado térmico o también conocido como método de educación.

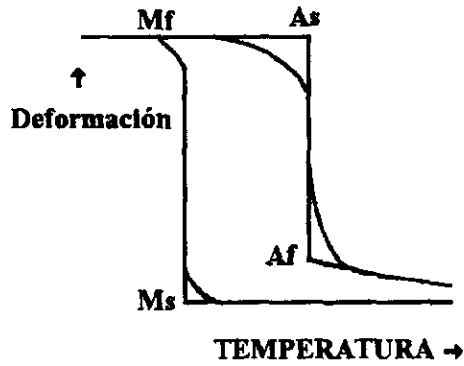


Figura no. 4.3. Esquema de la deformación contra la temperatura de una muestra de aleación, la cual es cargada, enfriada y recalentada.

Además se ha observado que las temperaturas de transformación se incrementan con el incremento de la carga en forma lineal.

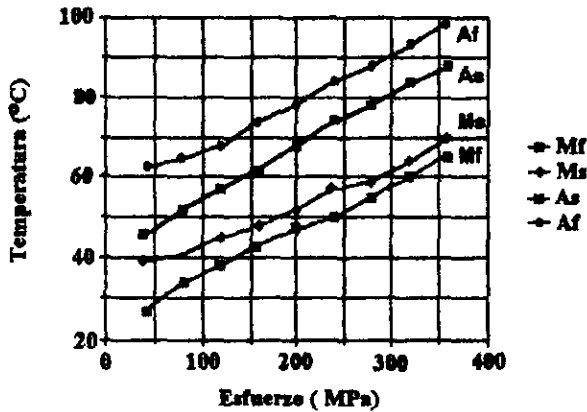


Figura no. 4.4. Temperaturas de transformación de una aleación Ti-Ni-10%Cu medidas en función de la carga aplicada.

La razón del esfuerzo en la aleación Ti-Ni también cambia significativamente de aleación a aleación, cubriendo un rango de 2.5 MPa/°C hasta 15 MPa/°C. Generalmente las aleaciones con temperaturas de transformación tienen menores fuerzas de tensión, dictadas por la ecuación de Clasius-Clapeyron.

La figura no. 4.5 muestra las medidas de los módulos de Young en tres aleaciones de Ti-Ni en función de la temperatura en donde se pueden apreciar cambios dramáticos durante el enfriamiento, lo cual ocurre antes de la temperatura Ms.

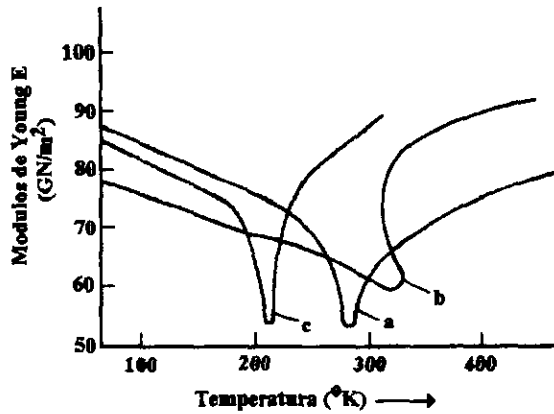


Figura no. 4.5. Los módulos de Young de tres aleaciones de Ti-Ni en función de la temperatura.

Otro complicado factor concerniente a los módulos es que la inclinación de la deformación elástica en las líneas de descarga y de carga no es la misma y frecuentemente la línea de descarga no es lineal.

En el caso del alargamiento durante la transformación martensítica este es cerca del 8%.

La figura no. 4.6. muestra una deformación total del 20% en donde solo alrededor de un 15% de deformación elástica se obtiene. En otras palabras no se tiene una recuperación del 5%. Sin embargo para el 10% de estiramiento total, el valor elástico esta alrededor del 7.3% y solo un 2.7% de recuperación no se obtiene.

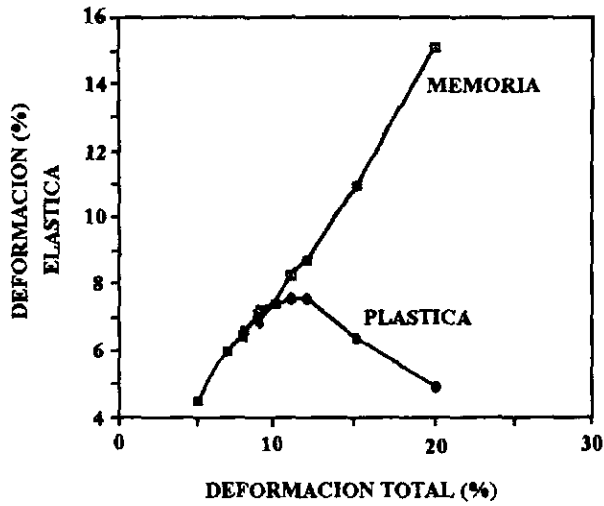


Figura no. 4.6. Aleación con un 20% de deformación.

La aleación Cu-Al-Ni fue una de las primeras aleaciones con MF en la cuales se reconocieron las dos estructuras que se formaban antes y después de la transformación martensítica inducida por esfuerzo.

4.2 PROPIEDADES DE LAS AMF BASE Cu

Las propiedades mecánicas, físicas y de memoria de forma de las aleaciones Cu-Al-Ni y Cu-Zn-Al son descritas en la tabla no. 4.1. Los módulos de Young de las aleaciones son difíciles de definir, ya que cuando la temperatura se aproxima a Ms, la aleación presenta elasticidad no lineal debida a la transformación inducida por esfuerzo.

TABLA No. 4.1. PROPIEDADES MECANICAS DE ALGUNAS ALEACIONES BASE COBRE CON MF.

| PROPIEDADES | Cu-Zn-Al | Cu-Al-Ni |
|--|----------|----------|
| PROPIEDADES TERMICAS | | |
| Densidad (grs/cm ³) | 7.64 | 7.12 |
| Resistividad (m-ohmsxcm) | 8.5-9.7 | 11-13 |
| Conductividad termica (W/mx C) | 120 | 30-43 |
| Capacidad calórica | 400 | 373-574 |
| PROPIEDADES MECANICAS | | |
| Módulos de Young (GPa) | | |
| Fase Beta | 72 | 85 |
| Martensita | 70 | 80 |
| Producción de Esfuerzos (MPa) | | |
| Fase Beta | 350 | 400 |
| Martensita | 80 | 130 |
| Esfuerzo último a la tensión | 600 | 500-800 |
| PROPIEDADES DE MEMORIA DE FORMA | | |
| Temperaturas de transformación (oC) | <120 | <200 |
| Deformación recuperable (%) | 4 | 4 |
| Deformación en doble efecto (%) | 2 | 2 |
| Histéresis (diferencia en oC) | 15-25 | 15-20 |

Las aleaciones Cu-Al-Ni muestran altas temperaturas de transformación pero son quebradizas, lo que dificulta la deformación y estas aún no están disponibles en el mercado. Las temperaturas de transformación y otras propiedades relevantes de otra de las más importantes AMF (la de Ti-Ni) son mostradas en la tabla 4.2.

TABLA 4.2. PROPIEDADES TÍPICAS DE LA AMF TI-NI

| PROPIEDAD | TI-NI |
|--|-------------|
| Densidad (gr/cm ³) | 6.4-6.5 |
| Conductividad térmica (W/cm ² °C) | |
| Austenita | 18 |
| Martensita | 8.5 |
| Esfuerzo a la tensión (MPa) | 800-1 000 |
| Elongación (%) | 40-50 |
| Temperatura máxima de As (°C) | 110 |
| Temperatura máxima Ms (°C) | -200 |
| Efecto simple de memoria de forma máximo E (%) | 8 |
| Doble efecto de memoria de forma máximo E (%) | 5 |
| Exposición máxima al calor (por corto tiempo) (°C) | 400 |
| Temperatura de fusión (°C) | 1300 |
| Módulos de Young, GPa | |
| Austenita | aprox. 83 |
| Martensita | aprox. 28 |
| Producción de esfuerzos (MPa) | |
| Austenita | 195 a 690 |
| Martensita | 70 a 149 |
| Último esfuerzo en tensión (MPa) | 806 |
| Estiramiento en Memoria de forma | 8.5% máximo |

Composición de las aleaciones utilizadas en la tabla anterior.

- a) Ti-Ni con casi la igualdad en la composición de los elementos en cuanto al peso atómico.
- b) Cu-Zn-Al con 15-25% en peso de Zn y 6-8% en peso de Al (con grano fino).
- c) Cu-Al-Ni con 13-14 % en peso de Al y 3-4% en peso de Ni (grano fino).

En lo referente a las propiedades mecánicas de las aleaciones del sistema Cu-Al-Be también se han realizado algunos trabajos entre los cuales se encuentra el realizado por Ríos⁽¹⁰⁾. En sus estudio Ríos determinó las constantes elásticas por el método de propagación de ultrasonido a través de muestras de monocristales. Esos valores son comparados con los valores correspondientes a aleaciones de los sistemas Cu-Al-Ni y Cu-Zn-Al en la tabla 4.3.

TABLA No. 4.3 CONSTANTES ELASTICAS PARA DIVERSAS ALEACIONES BASE Cu CON MEMORIA DE FORMA.

| Constante elastica a 293oK x 10-E10Pa | Cu-Al-Be | | Cu-19.2 Zn | Cu-15.2Zn | Cu-20.82Z n | Cu-14Al |
|---|----------|--------|---------------------|---------------------|---------------------|--------------------|
| | Ms=260oK | Ms<30K | -13.0Al Ms=240oK | -16.9Al Ms=220oK | -12.7Al Ms=156oK | -4.2Ni Ms=264oK |
| C1 | 22.87 | 22.76 | 20.3 | 23.1 | 19.4 | 23.1 |
| C11 | 14.16 | 14.28 | 13 | 14.2 | 11.6 | 13.4 |
| C12 | 12.74 | 12.54 | 11.8 | 12.8 | 10.2 | 11.7 |
| C13 | 9.42 | 9.55 | 8.6 | 9.6 | 8.4 | 9.7 |
| C | 6.71 | 0.87 | 0.54 | 0.7 | 0.71 | 0.87 |
| A | 13.2 | 10.7 | 15 | 13.5 | 11.8 | 11 |

En otra investigación realizada sobre las aleaciones Cu-Al-Be por un investigador llamado Hantcocur obtuvo como resultado el diagrama σ -T .

(10) David Ríos. Investigador de tiempo completo del Instituto de Investigación de Materiales de la UNAM.

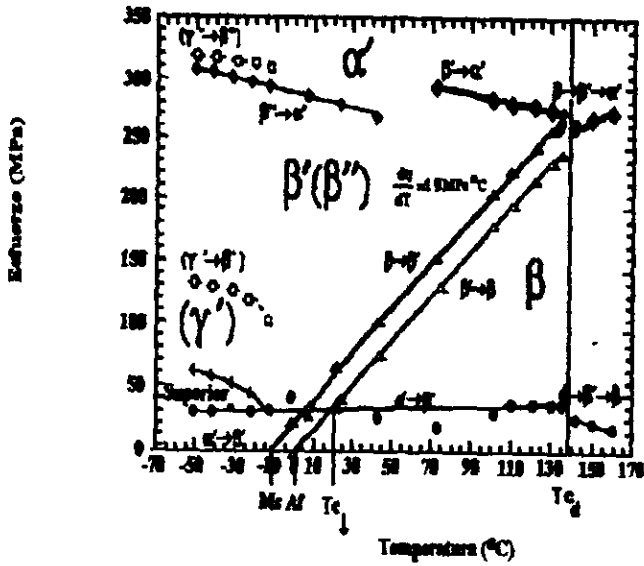


Figura no. 4.7. Diagrama σ -T obtenido para una aleación monocristalina de Cu-Al-Be.

4.3 DOBLE EFECTO DE MF.

En la memoria de forma de efecto simple pueden existir muchas repeticiones. Para cada ciclo, una fuerza de deformación es necesaria. Si la fuerza es aplicada constantemente, como una carga adjunta a un resorte, haciendolo trabajar, el resorte adopta una conducta de doble efecto de memoria de forma. Los dos movimientos de carga y descarga son causados por un esfuerzo externo conocido como doble efecto de memoria de forma externo.

Las aleaciones con MF pueden, bajo ciertas condiciones, mostrar un verdadero doble efecto de memoria de forma, el cual hace que recuerde dos formas diferentes, a baja y alta temperaturas, sin la aplicación de esfuerzos externos, y a esto se le conoce como el intrínseco doble efecto de memoria de forma.

4.4 FATIGA EN LAS ALEACIONES BASE COBRE CON MF.

La fatiga⁽¹¹⁾ implica la respuesta de los materiales a la carga cíclica. La secuencia de los eventos comienza con la acumulación de fallas tales como el agrupamiento de dislocaciones; bandas persistentes y el fenómeno de superficie deslizable por pasos, *extrucciones* e *intrusiones*. Esta etapa es seguida por la formación de grietas y estas tienen un crecimiento rápido.

La fatiga por carga en estas aleaciones puede ser:

- Mecánica.
- térmica.
- termomecánica.

(11) Fatiga.- Es el proceso de cambio estructural, progresivo y localizado que ocurre en una muestra sometida a condiciones de esfuerzos y deformaciones fluctuantes, las cuales pueden dar por resultado grietas o una fractura completa después de un número suficiente de fluctuaciones.

La última etapa puede estar cubierta en detalle por varios rangos de temperaturas que se tienen en estas aleaciones con diferente respuesta a cargas externas:

$T > M_d$: fase β de alta temperatura estable.

$M_d > T > M_s$: rango del fenómeno premartensítico, fases y esfuerzos sometidos a la martensita.

$M_s > T > M_f$: rango de la transformación térmica.

$M_s > T$: transformación martensítica completa.

Si la aleación es expuesta a una carga cíclica mecánica en estos cuatro rangos de temperaturas cualitativamente las respuestas son diferentes y pueden ser inspeccionadas en cada caso. La fatiga térmica puede ser causada mediante el ciclo completo del rango de transformación de $T_s > A_s$ y $T_s < M_s$. Consecuentemente, las tres variables siguientes pueden ser consideradas experimentos de fatiga de aleaciones con MF: temperatura, esfuerzo de compresión y tensión.

En un estudio realizado a cristales de Cu-Al-Ni se expusieron a ciclos de esfuerzos desde cero hasta una deformación fijada, y la vida de fatiga es estimada en función de la magnitud de la deformación, de la temperatura (relativa a M_s) y la orientación de los cristales. Es importante hacer notar que cuando se introduce un proceso de ciclado, se realizan cambios progresivos en la estructura interna de la martensita, por lo que estos cambios son causados principalmente por la aplicación de un esfuerzo en la aleación. A este esfuerzo interno se le conoce como Esfuerzo Martensítico Inducido (EMI).

Después de un número bastante grande de ciclos de carga, la aleación desarrolla una estructura interna la cual llega hasta la fractura por causa de una carga muy alta producida por el Esfuerzo Martensítico Inducido. Los esfuerzos que van resquebrajando la estructura decrecen conforme disminuyen los ciclos hasta antes de que se forme el EMI.

La falla de las aleaciones con memoria de forma (AMF) es completamente diferente a la falla de los materiales convencionales; y esta puede ser debido a una disminución de su actuar por causa de golpes repetitivos, debido a un cambio de las temperaturas de transformación, etc. Además tanto degradación como *fatiga* son influenciadas por una serie de complejos parámetros. Tiempo, temperatura máxima, esfuerzo máximo, deformación máxima, modo en que se aplica la deformación y la cantidad de ciclos aplicados a la aleación son a este respecto importantes factores externos que actúan sobre estas. Importantes parámetros internos que tienen una fuerte influencia en la vida de fatiga de estas aleaciones son: el sistema al que pertenece la aleación, la composición de la aleación, el tipo de tratamiento térmico a la que fue sometida, y el proceso de fabricación que haya tenido. Para propósitos generales, el máximo efecto de memoria de forma, deformación y/o esfuerzo, deben ser seleccionados dependiendo de la cantidad de ciclos que se requieran en una aplicación dada.

4.5 SUPERELASTICIDAD EN LAS ALEACIONES DE Cu

La superelasticidad es la deformación elástica no lineal reversible que una AMF tiene cuando es estirada por encima de la temperatura A_s , y antes de la temperatura intermedia entre las martensita M_s y M_f (es decir la temperatura M_d)

Las curvas esfuerzo-deformación (s-e) características de las aleaciones con memoria de forma base Cu dependen de la temperatura a la que se cargue la muestra y en muchos casos presentan multi-estados de cedencia en temperaturas cercanas a las temperaturas de transformación.

El efecto superelástico se manifiesta en el material cuando se aplica una carga, y este experimenta una deformación elástica que llega a ser 10 veces mayor que la que presentan los materiales convencionales. Dicho efecto ocurre a una temperatura superior a la temperatura crítica. Una característica importante es que la deformación elástica que se obtiene no es lineal.

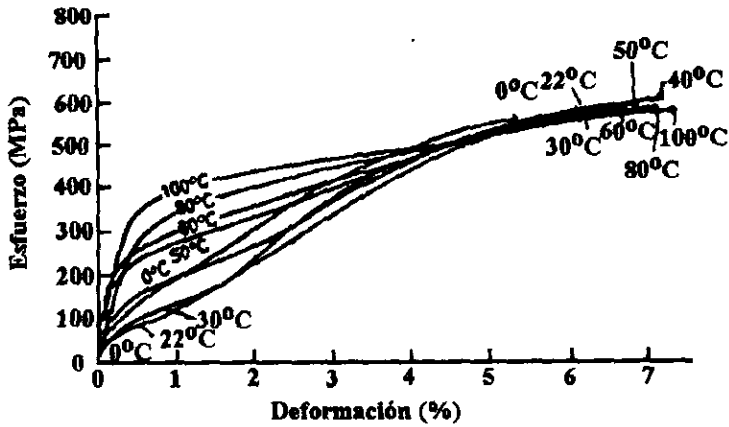


Figura. no. 4.8. Curvas (s-e) a distintas temperaturas para un espécimen de Cu-Zn-Al con $M_s = 30^\circ\text{C}$.

Conforme la temperatura disminuye aproximadamente a M_f en modo inicial de la curva (σ - ϵ) cambia gradualmente de martensita inducida por esfuerzo a la reorientación de las variantes de martensita existentes.

Bueñler⁽¹²⁾, por ejemplo encontró que el tiempo de fatiga de una aleación de Ti-Ni llega a ser hasta de 1×10^7 ciclos para un nivel de esfuerzo de 480 MPa.

(12) W.J Buehler y F.E Wang: Ingeniería Oceánica, 1968, vol 1, p. 105.

4.6 LINEA DE SUPERELASTICIDAD DE LA ALEACION DE TI-NI CON TRABAJO EN FRIO

Las propiedades físicas del Nitinol incluyen un punto de fusión de alrededor de 1240 °C a 1310 °C, y una densidad de cerca de 6.5 gr./cm³. La gran fuerza generada para regresar a su forma original es una de las propiedades más útiles. Otras propiedades excelentes del Nitinol son: su buena resistencia a la corrosión, su naturaleza no magnética, su baja densidad y sus altos esfuerzos en fatiga.

En estas el estado de trabajo en frío, exhibe un estrecha histeresis. Aunque el mecanismo de deformación de esta aleación bajo estas condiciones no ha sido completamente investigado, parece ser que el esfuerzo inducido en la transformación martensítica observado en un material convencional superelástico no es un factor de control.

La figura no.4.9 compara las curvas de carga y descarga del trabajo en frío de la aleación de Ti-Ni con los aceros inoxidable. Las formas exhibidas con un módulo elástico del 4% de recuperación en el estiramiento en comparación con menos de 1% de los aceros inoxidables.

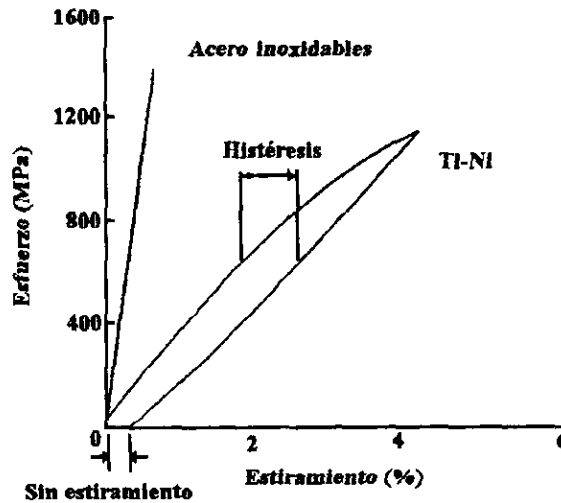


Figura no.4.9. Curvas de esfuerzo deformación para un temperatura martensítica de trabajo en frío de una aleación de Ni-Ti y un acero inoxidable típico.

La curva de histéresis en la carga y descarga también se incrementa con el incremento del estiramiento y este es independiente de la cantidad de trabajo en frío de la aleación. Los módulos de Young se incrementan ligeramente con la cantidad de trabajo en frío y con el decremento del estiramiento.

Se ha demostrado por varios autores que la recuperación del estiramiento superelástico es tan alto como un 10% de las dimensiones originales y se obtiene de las aleaciones de Ti-Ni, tanto por el tratamiento térmico (por solución o envejecimiento) como por el trabajo en frío.

En estas condiciones las curvas de esfuerzo-deformación no son lineales, no solo porque no obedecen la ley de Hook⁽¹³⁾, si no porque la recuperación de la tensión en un resorte por ejemplo es casi independiente del estiramiento. Los mecanismos de deformación en este caso son el esfuerzo inducido en la transformación de martensita a austenita que depende directamente de la temperatura ambiente.

La condición de transformación martensita-austenita durante la carga y descarga va acompañada con la creación de dislocaciones las cuales provocan un regreso de la elasticidad y una reducción de la plasticidad. Se cree que la matriz de trabajo en frío esta compuesta de una alta producción de esfuerzos que producen dislocaciones en la martensita. Un crecimiento de las láminas de austenita es probablemente debido a una alta concentración de trabajo en frío. Algún detenimiento pudiera ocurrir durante la carga pero aparentemente no es alta la influencia del comportamiento tensil excepto por la introducción de una pequeña histéresis mecánica.

El trabajo en frío de la aleación de Ti-Ni tiene una alta capacidad para almacenar energía; más de 4 veces en comparación con los resortes de acero.

(13) La ley de Hook establece que el módulo de elasticidad (o módulo de Young) es la pendiente de la curva esfuerzo-deformación en la región elástica. $E = s/e = \text{módulo de elasticidad}$.

4.7 PROPIEDADES DE FATIGA DE LAS ALEACIONES TI-NI CON MEMORIA DE FORMA .

La vida útil de un material puede llegar ha ser una de las más importantes propiedades en el diseño de un producto. Esta depende esencialmente de la mecánica o de las circunstancias térmicas y es independiente de la condición de servicio. El significado del término "vida" se muestra en la tabla 4.4 para algunos materiales. En el caso de un material estructural como el acero, que esta bajo una carga repetitiva se le llama " vida de fatiga", y en caso de una carga constante se le llama " vida de deslizamiento" . En el caso de las AMF, es natural evaluar su vida con respecto a la operación repetitiva, las cuales envuelven una deformación y una subsecuente recuperación por calentamiento.

TABLA 4.4. VIDA DE FATIGA DE DIFERENTES MATERIALES.

| MATERIAL | FUNCION | TIEMPO DE VIDA |
|-------------------------------------|--------------------------|---|
| MATERIAL CONVENCIONAL (ESTRUCTURAL) | ESTABILIDAD DIMENSIONAL | FRACTURA DEFORMACION |
| FUNCIONAL (AMF) | RECUPERACION DE LA FORMA | MENOR RECUPERACION |
| LED (MECANISMO) | EMISION DE LUZ | DECAIMIENTO DE LA CAPACIDAD DE ENERGIA. |

Una definición usual de la vida de fatiga es el "número de ciclos de deformación hasta llegar a la fractura de la muestra" .

La duración de la vida esta basada en la fractura de un especimen. La fractura es más obvia y fácil de observar experimentalmente. Aunque la fractura usualmente significa la ruptura de un material, una medida de la vida debería estar generalmente basada en la deterioración del material. Una aleación de Ti-Ni, la más popular de las aleaciones MF, no se fractura bajo condiciones normales. De esta manera, la fractura no es una medida válida de la vida de fatiga de las AMF.

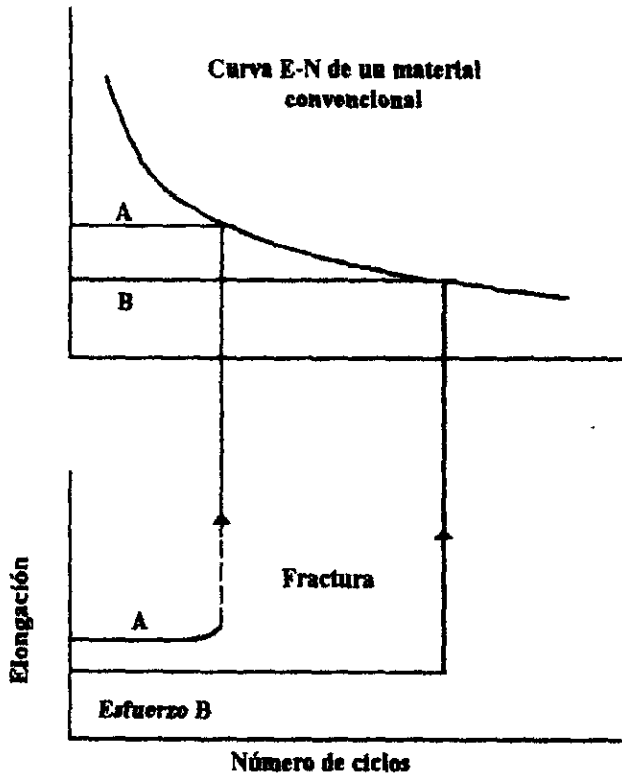


Figura no. 4.10. Relación entre la curva E-N y el cambio dimensional en un material convencional.

La deterioración de la función de un material es generalmente *continua*. Un cambio continuo en las características de memoria de forma de un componente toma lugar con la operación de ciclos de carga y descarga de un esfuerzo. Una medida de la vida debería ser de esta manera la recuperación de la forma. Ahí están dos parámetros, la recuperación del esfuerzo y la recuperación del estiramiento, en los cuales se cuantifica la *recuperación de la forma*. La figura no. 4.11 muestra una unidad típica de doble efecto de memoria de forma: sus posiciones y la tendencia de los resortes para una alta y baja temperaturas determinadas en base a los primeros pasos del diseño de este tipo de resortes.

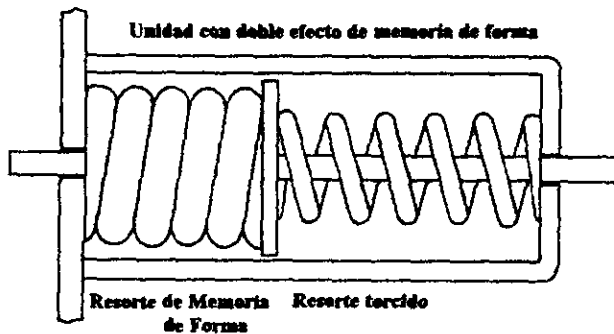


Figura no. 4.11. Unidad típica con doble efecto de MF compuesta de un resorte de AMF que actúa con los cambios de temperatura.

La figura no 4.12 muestra un esquema de Número de ciclos-recuperación del esfuerzo y las curvas de deterioración de un componente de AMF. En la construcción de la curva Número de ciclos- recuperación del esfuerzo, se debe definir a N como el número de ciclos para los cuales la fuerza de recuperación llega a ser de un 70% del valor inicial. Por lo que a cada "punto" le corresponde un punto en la curva de deterioración. La curva deterioración es similar a una curva de deslizamiento, donde la abscisa indica el tiempo de duración. Se debe hacer notar que el esfuerzo de recuperación decrece definitivamente solo después de altos ciclos de operación.

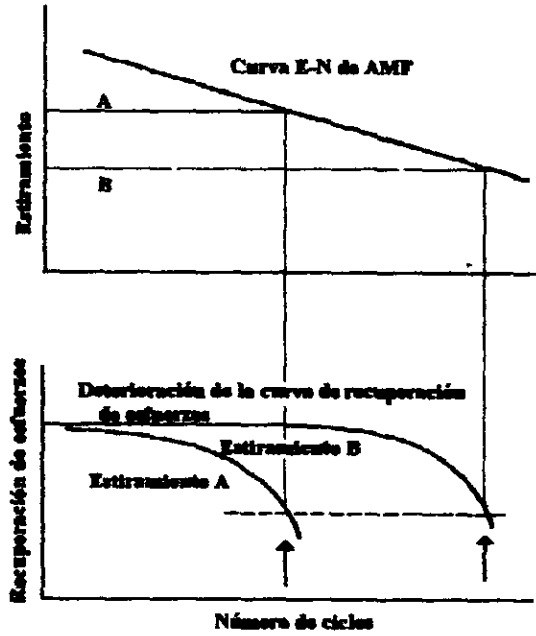


Figura no.4.12. Esquema de curvas de deterioración de N-E de un componente de AMF.

4.8 PROPIEDADES DE FATIGA DE TI-NI Y DE ALEACIONES DE TI-NI-CU.

La tabla no. 4.5 muestra la relación entre la estructura cristalina de una fase de menor temperatura y las propiedades de fatiga de la aleación de Ti-Ni contra las mismas condiciones pero en las aleaciones de Ni-Ti-Cu. En las fases de alta temperatura se tiene la estructura B2 .

TABLA No.4.5. SUMARIO DE LA TRES FASES DE TEMPERATURA EN EL SISTEMA TI-NI.

| ESTRUCTURA DE LAS FASES DE MENOR TEMPERATURA | RECUPERACION DEL ESTIRAMIENTO | TIEMPO DE FATIGA |
|---|--------------------------------------|-------------------------|
| MONOCLINICA(ALEACION BINARIATI-NI). | ALTO | BAJO |
| ORTHOROMBICA (Ti-Ni-Cu) | MEDIO | MEDIO |
| ROMBOHEDRAL (TRABAJO DE ENDURECIMIENTO) | BAJO | ALTO |

Se analizaron las propiedades de fatiga de resortes de Ti-Ni cuidadosamente, y se ha encontrado un método para estimar el tiempo de inicio de las propiedades de fatiga. Tales componentes exhiben una excelente tiempo de fatiga que va más allá de un millón de ciclos.

4.9 PROPIEDADES DE FATIGA DE LOS RESORTES EN ESPIRAL DE TI-NI.

La figura no 4.13 muestra una máquina de ciclos térmicos. Los resortes en espiral de AMF están inmersos totalmente en baños calientes y fríos. Tres pares de baños fueron instalados, donde la temperatura puede ser fijada independientemente. El proceso de ciclos térmicos fueron conducidos con los componentes forzándolos a un constante estiramiento, induciendo el resorte a un doble efecto de memoria de forma.

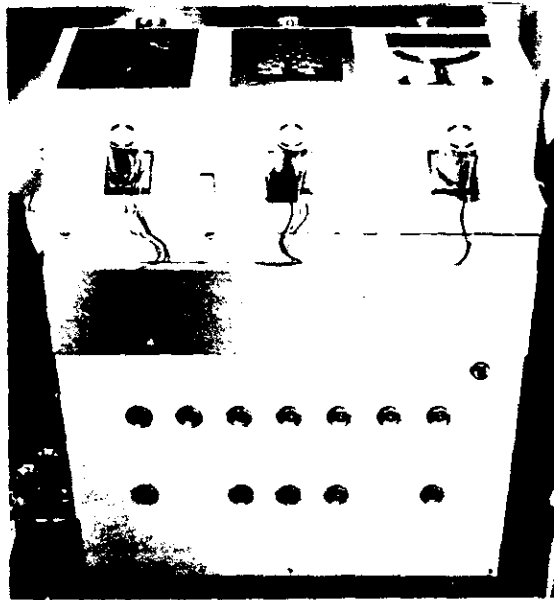


Figura no. 4.13. Máquina de ciclos térmicos.

La figura no. 4.14 muestra un pedazo de probeta. Las propiedades de memoria de forma del componente se miden por separado de la unidad.



50 60 70 80 90 100

Figura no. 4.14. Unidad de fijación de probetas para ciclos térmicos.

La tendencia del resorte durante la compresión es medida sin afectar las propiedades de memoria de forma. La eliminación de la posibilidad de una deformación imprevista del componente de AMF es difícil. Las unidades de procesos térmicos predeterminan el número de ciclos en base a la curva esfuerzo-temperatura ($T - \sigma$) para un componente de AMF.

La figura no 4.15 muestra un equipo para medir las propiedades de memoria de forma; en este el esfuerzo en tensión se mantiene constante.

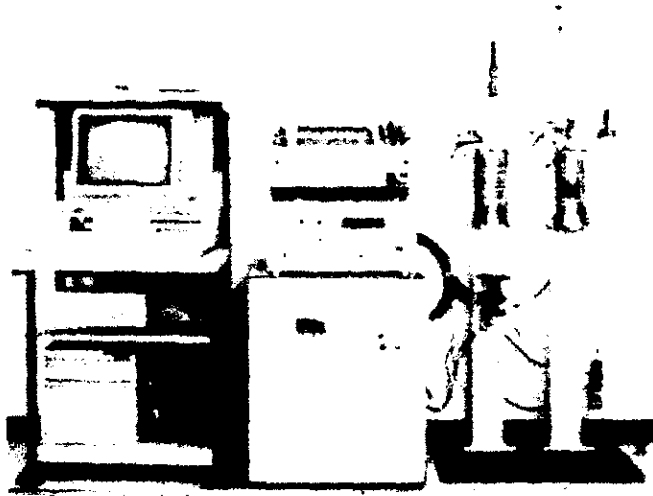


Figura no. 4.15. Equipo para medir de las propiedades de memoria de forma.

4.10 DEGRADACION DEL DEMF

Una vez que un material es educado para el doble efecto de memoria de forma la cuestión de vida expresada generalmente por el número de ciclos, es involucrada. La degradación es una de las propiedades menos exploradas, esto debido a la influencia, probablemente de los muchos parámetros involucrados y sus interacciones (precarga, temperatura, deformación, memoria de forma, composición de la aleación y el sistema de la aleación).

El efecto de memoria de forma se puede degradar en dos direcciones: el espontáneo cambio de forma por el método de educación durante la transformación y lo inverso, el cambio de forma durante la siguiente transformación. Generalmente, la degradación tiene que se observada durante el calentamiento. La mayor deformación aplicada, así como la máxima degradación que soporta un sistema de aleación con MF podrá ocurrir de acuerdo con el siguiente orden: Ti-Ni, Cu-Al-Ni, Cu-Zn-Al y Cu- Al-Be

Generalmente la degradación es considerada como la pérdida relativa de el doble efecto de memoria de forma para un valor de referencia del 100 %.

El doble efecto de memoria de forma es expresado como la diferencia en forma (es decir la diferencia : en el largo de un resorte, en la deformación de una barra, en el ángulo de flexión de un placa) antes y después de la transformación martensítica.

Esto ha determinado, que el comportamiento global de la degradación es influenciado por una combinación compleja de parámetros internos y externos. Los parámetros internos son: el tipo de sistema de aleación (la aleaciones base cobre son más propensas para la degradación en comparación con las aleaciones Ti-Ni), la composición de la aleación; el tipo de transformación (es decir martensita contra fase R), la estructura de la red, e incluso los defectos. Los parámetros externos son: la cantidad de esfuerzo aplicado, la deformación impuesta en memoria de forma, la amplitud del ciclado térmico y el promedio absoluto de la temperatura.

Para identificar los diferentes mecanismos de degradación, existe un vínculo cerrado para cambios en las dimensiones de ambas formas en frío y en caliente que son requeridos en la fase R. El investigador Stalmans analizó esto en detalle e identificó varios parámetros. En el trayecto de educación y en la degradación de tres diferentes tipos de deformación son importantes, la deformación entre la forma en caliente y la forma en frío, la deformación del DEMF, o la diferencia entre la deformación de la martensita después de N ciclos. Y finalmente la DR (Deformación Residual) y la deformación permanente de la fase β después de N ciclos.

Otro investigador francés Cnotardo mostró que la pérdida de memoria también depende del tiempo en que el material haya sido mantenido en la fase β .

Este proceso es térmicamente activo. La razón de degradación es así también debida parcialmente a las temperaturas absolutas usadas durante el ciclado y así indirectamente debido al calentamiento o la razón de enfriamiento.

Algunas observaciones revelaron que la razón de degradación también depende de la cantidad inicial del DEMF. Un alto DEMF puede degradar relativamente más rápido que un pequeño DEMF. Otras influencias son la forma de educación, la adición de elementos aleantes o el tipo de tratamiento térmico que se aplica a la aleación.

Otra observación hecha por el japonés Y. Susuki sostenía que la degradación en aleaciones Ti-Ni está relacionada con el tamaño de la histéresis, en histéresis más pequeñas, más pequeña será la degradación.

4.11 COMPORTAMIENTO DE CORROSION

En las series galvánicas, las aleaciones de Ti-Ni son una familia muy noble ya que muestran un comportamiento muy similar a la de los aceros inoxidable. La excelente resistencia a la corrosión debido a la formación natural de una capa delgada de óxido conocida como película. Esta película es muy estable, tanto que las aleaciones de Ti-Ni son resistentes a muchas formas de ataque por corrosión. Sin embargo algunas condiciones agresivas tan altamente acidificadas de soluciones clorhídricas, pueden dañar la película. Tales ambientes corrosivos son muy variados para muchos materiales de ingeniería.

Las medidas electroquímicas mostradas en las aleaciones de Ti-Ni tienen una buena resistencia en tuberías con medio ambiente clorhídrico. En muchas aplicaciones de actuadores, conectores eléctricos y ventiladores, la aleación de Ti-Ni es muy utilizada por su excelente comportamiento en contra de ambientes corrosivos.

4.12 EFECTOS DE LOS ELEMENTOS ALEANTES.

La adición de un tercero o cuarto elemento aleante a la aleación Ti-Ni proporciona una poderosa herramienta para controlar las propiedades, ya que se puede usar para:

- 1.- Controlar las temperaturas de transformación.
- 2.- Incrementar el temple austenítico.
- 3.- Incrementar la estabilidad de la temperatura M_s con respecto a la historia térmica de la aleación.
- 4.- Incrementar o reducir el esfuerzo en la fase martensítica.
- 5.- Mejorar la resistencia a la corrosión.
- 6.- Suprimir la fase R.

Algunas aplicaciones comerciales del efecto de memoria de forma en estas aleaciones martensíticas es el acoplamiento de tuberías. El acoplamiento se efectúa con un diámetro pequeño, y después se forma un diámetro mayor por enfriamiento. El cople, que se desliza sobre el tubo, se contrae a su forma predeterminada al calentarse. Se produce entonces una unión firme entre los tubos.

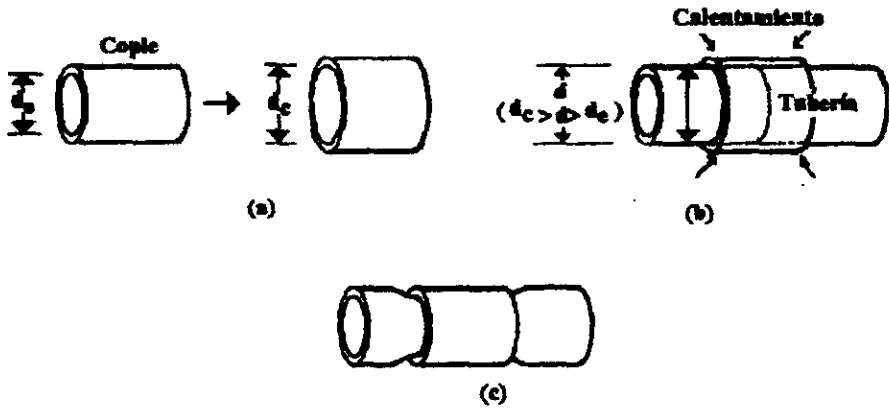


Figura no.4.16. Aplicación con memoria de forma en el acoplamiento de tubería. Un cople de aleación con memoria se expande (a) de modo que ajuste sobre la tubería (b) Cuando se calienta el cople se contrae a su diámetro original (c).

CAPITULO V

**PERSPECTIVAS DE APLICACION DE
LAS ALEACIONES CON MEMORIA
DE FORMA.**

- 5.1 ACTUADORES CON MEMORIA DE FORMA EN APLICACIONES AUTOMOTRICES.

Los actuadores son dispositivos que desempeñan tareas, como por ejemplo mover un objeto o dar respuesta a cambios en el medio ambiente (temperatura, presión etc.). En los automóviles modernos más de 100 activadores son usados en el control del motor, transmisión y el desempeño de la suspensión para mejorar la seguridad, la confiabilidad y el confort del conductor. Muchos de estos actuadores en la actualidad son accionados con motores eléctricos, solenoides, termobimetales o actuadores de presión.

Ya que Japón es el país que hace el mayor número de investigaciones en este campo, tiene un impresionante número de patentes aplicables en la actualidad. Arriba de 100 patentes para aplicaciones automotrices son archivadas anualmente en Japón , sobrepasando a EE. UU y a Europa en orden de magnitud. Pero Japón no es el único que lleva el desarrollo de estas nuevas aplicaciones, sino también la comercialización. Los actuadores con MF son producidos comercialmente en Europa pero no en EE.UU. Esto resulta asombroso ya que en los EE.UU las aleaciones con MF son usadas desde hace 20 años principalmente en el campo de la industria aeroespacial.

Existen actualmente dos tipos de aleaciones con MF para actuadores los cuales son: la aleación Cu-Zn-Al y la de Ti-Ni. Para aplicaciones automovilísticas es preferida la aleación TiNi por el número de ventajas que ofrece como son su mayor resistencia a la corrosión, la resistividad eléctrica, alta recuperación a la tensión y fácil maquinabilidad. El diseño de los actuadores está generalmente basado en la diferencia que existe en las curvas tensión-fatiga del material. Estos actuadores se utilizan en dos distintos tipos de trabajo básicos: el térmico y el eléctrico. El actuador térmico que es de nuestro interés combina la sensibilidad y la actuación, respondiendo a cambios de temperatura con cambios en la forma y/o generación de fuerza.

- 5.2 ACTUADORES TERMICOS.

Como se mencionó con anterioridad, los actuadores térmicos responden a cambios de temperatura con cambios en su forma y/o generación de fuerzas.

Los actuadores con MF generalmente compiten con los termobimetales y a veces con dispositivos eléctrico-electrónicos y con sistemas neumáticos de vacío. Los actuadores térmicos pueden tener una variedad de aplicaciones en los automóviles. La figura no.5.1 muestra las áreas de un automóvil donde se pueden emplear los actuadores térmicos.

Existen tres diferentes rangos de temperatura, en el cual los actuadores térmicos pueden ser usados para proveer significantes beneficios:

- Menor a 0 °C :- permanencia a bajas temperaturas
(motores, transmisiones, suspensiones y frenos).
inicia el enfriamiento
- 0-60°C: Inicio del enfriamiento.
Control de climas.
- 60-120 °C: sistemas de enfriamiento (motores y frenos).
 - habilidad para reiniciar el sistema.
 - control de climas.
 - accionar (motores y transmisión).

Muchos de estos rangos de temperaturas pueden ser cubiertos por las aleaciones con MF disponibles. Sin embargo, ciertas limitaciones, como son los rangos de temperaturas de transformación vs. el número requerido de ciclos, el ancho de la histéresis y la estabilidad tienen que ser consideradas. La figura no.5.2 muestra los rangos de temperatura de transformación los cuales son comunes en las aleaciones con MF de Ti-Ni. Para aplicaciones que requieren un ciclo múltiple, la aleación de Ti-Ni tiene temperaturas de transformación desde 50°C hasta aproximadamente 70 °C con un desempeño bastante bueno. Estas aleaciones exhiben una histéresis arriba de 30 a 50 grados y es razonablemente estable durante la repetición de ciclos.

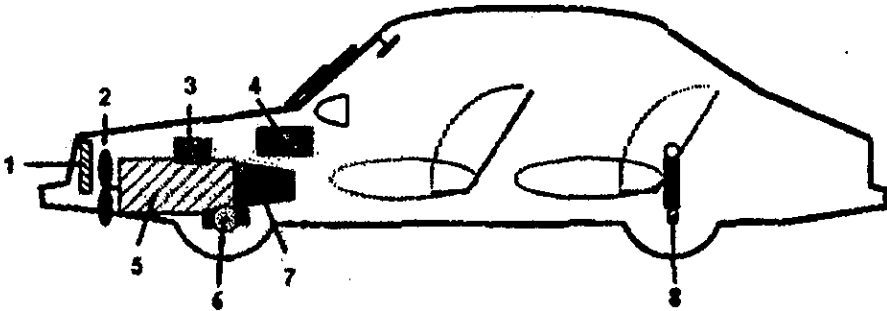


Figura no.5.1. Aplicaciones de los actuadores térmicos con MF en automóviles.

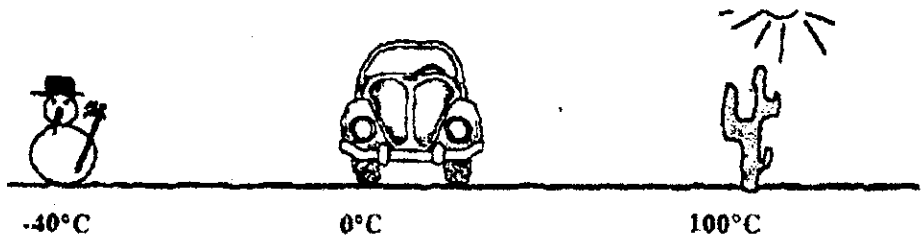
- 1.- Aletas del radiador.
- 2.- Ventilador.
- 3.-Tanque de gasolina.
- 4.-Control del clima
- 5.- Control del motor.
- 6.-Ventilación de los frenos.
- 7.- Control de la transmisión.
- 7.- Reducción de los niveles de ruido.
- 8.-Ajuste de la suspensión.

La amplitud de la histéresis de las aleaciones de Ti-Ni ternarias y cuaternarias, tienen temperaturas de transformación desde $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$ hasta $70\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Estas muestran una excelente estabilidad térmica uniforme después de 100, 000 ciclos térmicos. Otra importante ventaja de la aleación de Ti-Ni es el bajo esfuerzo martensítico, el cual permite un bajo reajuste de fuerzas y así mejorar el rendimiento al trabajo.

La literatura existente en la actualidad propone muchas aplicaciones para los actuadores de aleaciones con MF. Un éxito en las aplicaciones, es la temperatura sensible en la válvula patrón, en la cual los controles de cambio de presión se usan en transmisiones automáticas de automóviles. Las funciones de esta válvula se muestran en la figura no.5.3 .

Otra válvula patrón es controlada por la fase de calentamiento de la transmisión automática, reduciendo las emisiones de humo (smog) y el consumo de combustible.



Estandar de Ti-Ni (Histéresis de 30-80 oC)

Ancho de la histéresis de (15°C)

Ciclo particular de Ti-Ni

Fase R de Ti-Ni

Figura no.5.2. Rango de temperaturas de transformación de las aleaciones de Ti-Ni comercialmente disponible.

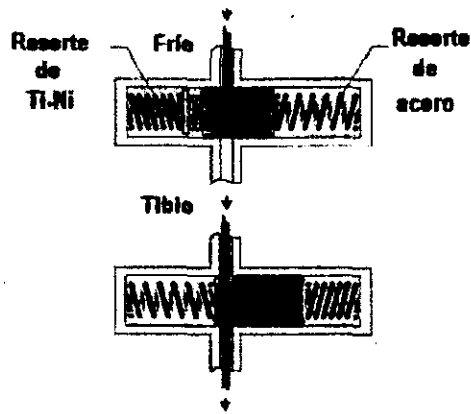


Figura no.5.3. Función de una válvula térmica .

En la figura anterior se muestra las temperaturas sensitivas de impulso de los compensadores en una válvula térmica.

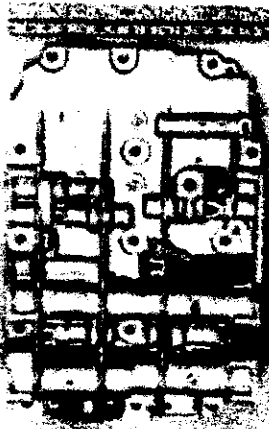


Figura no.5.4. Cuerpo de una válvula con dos válvulas térmicas.

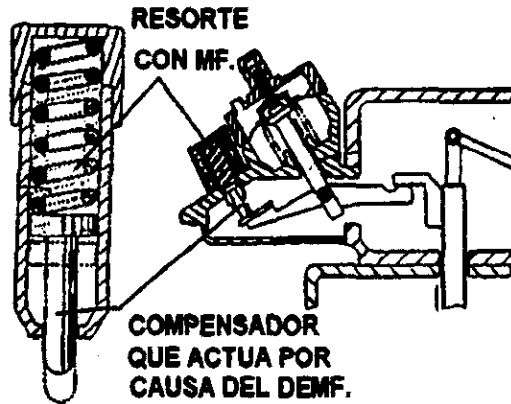


Figura no.5.5. La temperatura depende del impulso del compensador.

Se tienen muchas otra áreas en un automóvil donde los actuadores con MF pueden proveer significativas ventajas sobre las tecnologías de competencia. Algunos de los beneficios son:

- 1.- Tamaño.
- 2.- Altas fuerzas.
- 3.- Gran movimiento.
- 4.- Alto rendimiento.
- 5.- Pocas partes mecánicas.
- 6.- Características no lineales.

Por otra parte para ciertas aplicaciones las siguientes limitaciones se tienen que tomar en cuenta:

- a) Un limitado rango de temperaturas.
- b) Histéresis.
- c) Características no lineales.

- 5.3 PRINCIPIOS DE DISEÑO DE ACTUADORES DE Cu-Zn-Al.

Un elemento con memoria de forma puede ser usado como un actuador termomecánico para levantar cargas, como un sistema de control térmico o para operar interruptores térmicos.

El costo de los elementos que componen los actuadores esta finalmente determinado por el diseño del proceso y las características de operación de cada elemento con MF.

5.3.1 Compresión de resortes con MF aplicados en actuadores.

Quando se resiste una carga el cambio de longitud del elemento con MF, desempeña un trabajo. Un resorte con MF a compresión puede ser diseñado para operar con una carga constante o con una carga parcial.

5.3.2 Principios básicos de control.

Las técnicas de control y de calibración desarrolladas años atrás para otros actuadores termo-mecánicos son aplicables para los actuadores con MF. Para estos existen dos técnicas de calibración, que son las de precarga variable y las de datos variables. Como el nombre lo indica, la de precarga variable es un ajustamiento que se basa en una variación de la carga aplicada a un resorte en compresión. La tecnica de datos variable se ejecuta controlando la temperatura de inicio de la transformación ajustando la cantidad de aire que existe entre la producción de los primeros movimientos y el resorte de MF.

- 5.4 Cu-Al-Ni-Mn: UNA NUEVA AMF PARA APLICACIONES A ALTA TEMPERATURA.

La aleación Cu-Zn-Al, la cual es la más popular de las AMF base cobre, no siempre exhibe suficiente firmeza mecánica ni estabilidad térmica. Es bien sabido que la máxima temperatura M_s que puede alcanzar es la de la aleación de Ti-Ni., la cual ha llegado a ser la AMF más comercial en Japón, y esta tiene solo 100 °C de temperatura M_s . De otra manera la aleación Cu-Ni-Al exhibe una mucho más alta temperatura M_s que la de las aleaciones Ti-Ni o Cu-Zn-Al. Esto no es siempre, sin embargo normalmente exhibe una buena deformabilidad mucho mejor que la de la aleación Cu-Zn-Al, por lo quebradizo de los precipitados de la fase γ , de ahí que la aleación Cu-Al-Ni nunca ha sido comercialmente utilizada a pesar de la superior estabilidad térmica. El propósito del presente apartado es del dar a conocer como se mejora la deformabilidad de la aleación con MF de Cu-Ni-Al como base para desarrollar un nuevo tipo de aleación comercial, las series CANTiM, las cuales pueden ser muy útiles, en lugar de interruptores de circuitos eléctricos que operan a temperaturas de alrededor de 160-170 °C.

5.4.1 Principios del desarrollo del programa.

Un examen metalográfico de la fractura de una muestra de Cu-13.5% en peso de Al- 4 % en peso de Ni reveló que la fractura fue principalmente causada por la fragilidad de los precipitados de la fase γ . De esta forma se puede concluir que la supresión de la fase de precipitación γ traerá una mejor deformabilidad. Esto ha sido probado en el caso de la aleación Cu-13.5% en peso de Al- 4 % en peso de Ni, cuando el contenido de Al se reduce cerca del 12% y la fase de precipitación γ no ocurre. Sin embargo la temperatura M_s se incrementó desde 40 °C hasta 350 °C por este cambio, por lo que se ve que el efecto de contenido de Al en la temperatura M_s es muy grande. Para la disminución gradual de la temperatura M_s desde 350 °C hasta 125 °C fue necesario adherir otros elementos aleantes, tales como el Mn y el Ni, los cuales son solubles en la fase β .

Finalmente la adición del 1% de Ti ha llegado a definir un tamaño de grano fino, probablemente porque hay una dispersión de los precipitados. Estos pueden obstaculizar el movimiento de los límites de grano y suprimir su crecimiento.

Por lo que la composición final resultó de (en peso):

11.88% Al
 5.06 % Ni
 2.01% Mn
 1.01% Ti
 Balance de Cu.

La nueva aleación fue llamada "CANTiM 125" (el 125 indica la temperatura A_s de 125 °C). Con el ajuste del contenido de aluminio la temperatura A_s se controla en un rango de temperaturas desde 75 °C hasta 175 °C. Estas aleaciones son llamadas CANTiM-75, CANTiM-125, CANTiM-150, y CANTiM-175. Las composiciones químicas de estas aleaciones están dadas en la tabla no. 5.1

TABLA NO. 5.1 . COMPOSICION QUIMICA (% en peso) DE AMF

| Aleaciones | Al | Ni | Mn | Ti | Zn. | Cu | $M_s(°C)$ |
|------------|-------|------|------|------|-------|---------|-----------|
| CANTiM17 | 11.85 | 4.92 | 1.87 | 1.04 | | Balance | 172 |
| CANTiM12 | 11.88 | 5.06 | 2.01 | 1.01 | | Bal. | 126 |
| CANTiM75 | 12.4 | 5.08 | 2.02 | 1 | | Bal. | 74 |
| CZA-70 | 5.72 | | | | 20.59 | Bal. | 69 |
| CZA-50 | 4.3 | | | | 25.1 | Bal. | 40 |
| Ti-Ni-60 | | | | 44.6 | | Bal. | 60 |

5.4.2 Efecto de Memoria de Forma.

La figura no.5.6. indica el último esfuerzo tensil de una muestra de la aleación CANTiM-125 en función de la temperatura de la solución para el tratamiento. El esfuerzo tensil para ambas fases, martensita (a 10 °C) y la fase β austenítica (200 °C) son altas; para un esfuerzo de 880 MPa se tiene una solución tratada a 800 °C. Esta es mucho más alta que la de las aleaciones de Cu-Zn- Al.

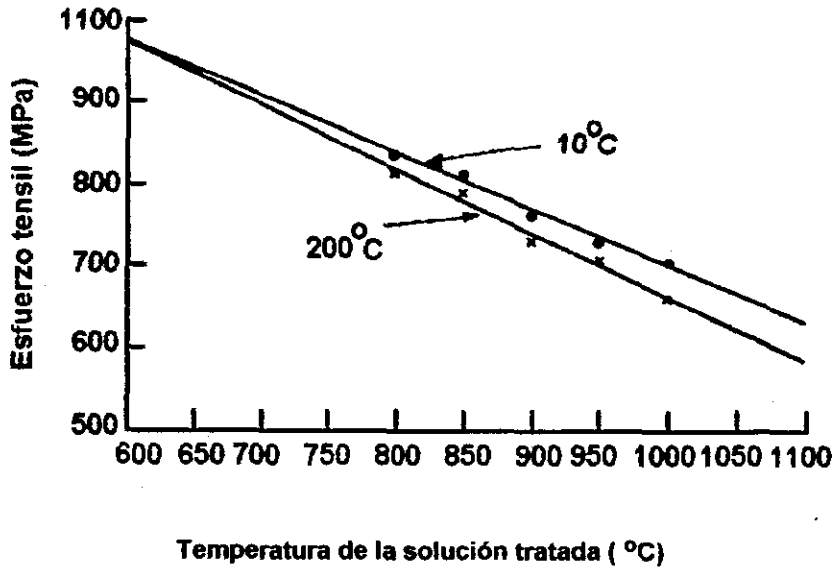


Figura no.5.6. Último esfuerzo en tensión de la martensita (10 °C) y austenita (200 °C) medidas de una hoja de aleación CANTiM-125 en función de la temperatura de la solución del tratamiento térmico.

La figura no.5.7 muestra el resultado de las medidas del desplazamiento de un resorte de MF hecho de CANTiM-150 en función de la temperatura bajo una carga constante de 1N (Newton). En esta se puede ver que el efecto de memoria de forma en esta aleación es casi perfectamente reversible aún para altos rangos de temperaturas de operación (100 °C - 180 °C).

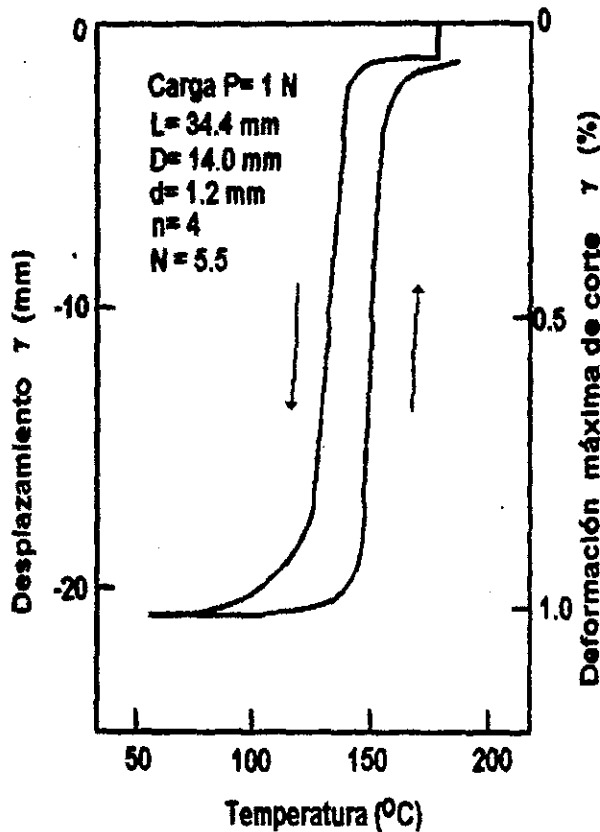


Figura no.5.7. Características de un resorte hecho de una aleación de MF CANTIM-150, para una solución tratada por 10 min. a 900 °C y en agua hirviendo.

5.4.3 Estabilidad térmica.

La figura no.5.8 muestra las medidas de las curvas del Espectrógrafo de Calorimetría para aleaciones CANTIM-75 y CZA-70. Estas fueron tratadas en solución y expuestas a 200 °C, mientras que el caso de la aleación CZA-70, que es una aleación típica de Cu-Zn-Al, la temperatura A_s disminuyó considerablemente después de 7 horas de ser expuesta a 200 °C, y ser completamente eliminada después de un día de exposición a 200 °C.

La figura no.5.9 muestra el comportamiento de las temperaturas de transformación con un tiempo de exposición de 200 °C para las dos aleaciones de la figura anterior.

De CANTiM-75 (figura no.5.9 parte superior) los restos de las temperaturas de transformación están muy por encima, para un tiempo de exposición de 36 horas con un incremento gradual de este. De otra forma las temperaturas de transformación de la aleación CZA-70 (figura no.5.9. parte inferior) muestran un drástico cambio con el transcurrir del tiempo, hasta llegar a 3 horas. Una mucho mejor estabilidad térmica de la aleación CANTiM-75 fue confirmada experimentalmente en comparación con los resultados obtenidos de la aleación CZA-70 para la misma temperatura de operación.

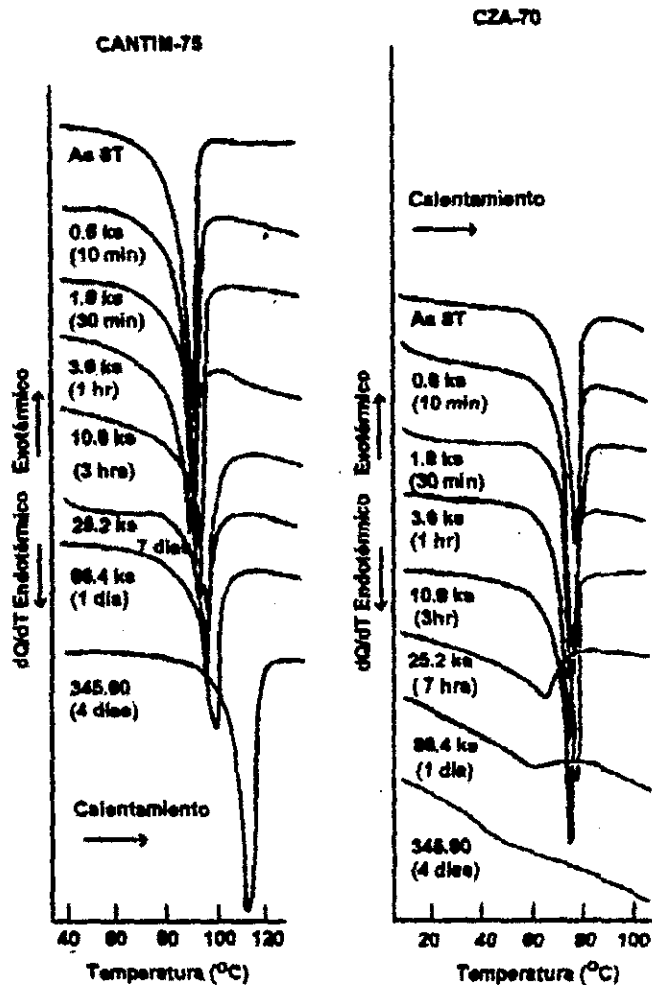
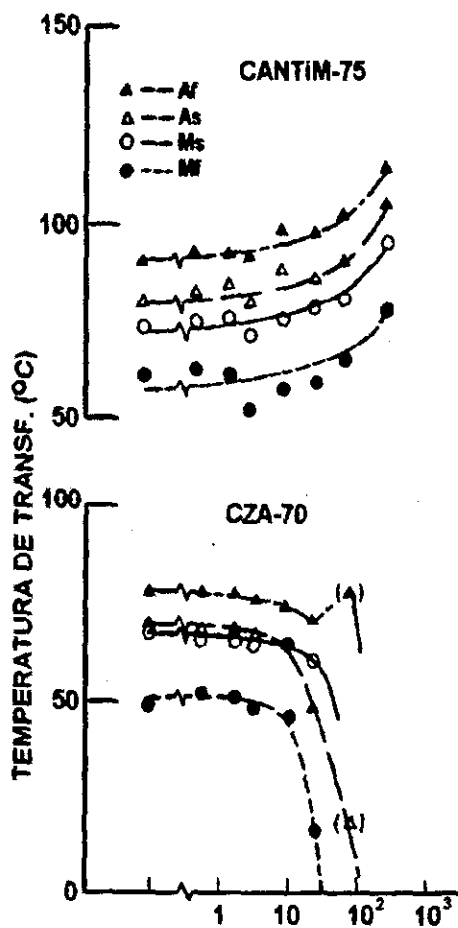


Figura no.5.8. Cambios en las curvas del Espectrógrafo de Calorimetría para las aleaciones CANTIM-75 (izquierda) y CZA-70 (derecha) para varios tiempos de exposición a 200 °C. CANTIM-75 no cambia mucho excepto por la exposición a 4 días, mientras que la CZA-70 cambio totalmente después de 7 horas de exposición a 200 °C. El tratamiento por solución fue hecho a 10 min a 900 °C (CANTIM-75) y 800 °C (CZA-70), respectivamente y sumergidas en agua caliente.



TEMPERATURA DE ENVEJECIMIENTO A 200 °C (ks).

Figura no.5.9. Cambios en las temperaturas de transformación martensítica (o reversión) contra el tiempo de exposición para 200 °C de aleaciones CANTIM-75 (gráfica superior) y CZA-70 (gráfica inferior). Las temperaturas de transformación de CANTIM-75 son estables después de 4 días de exposición a 200 °C, en contraste el cambio drástico de la aleación CZA-70 expuesta a la misma temperatura.

5.4.4 Fuerza de recuperación.

La figura no.5.10 muestra una comparación de la fuerza de recuperación de tres diferentes tipos de aleaciones con memoria de forma después de haber sido comprimidos y estar bajo una fuerza de torsión. Se debe hacer notar que la aleación CANTiM-75 llegó al límite de su fuerza de torsión repentinamente.

La curva de histéresis de la aleación CANTiM-175 fue mucho más pequeña que la de las aleaciones Ti-Ni-60 o CZA-50.

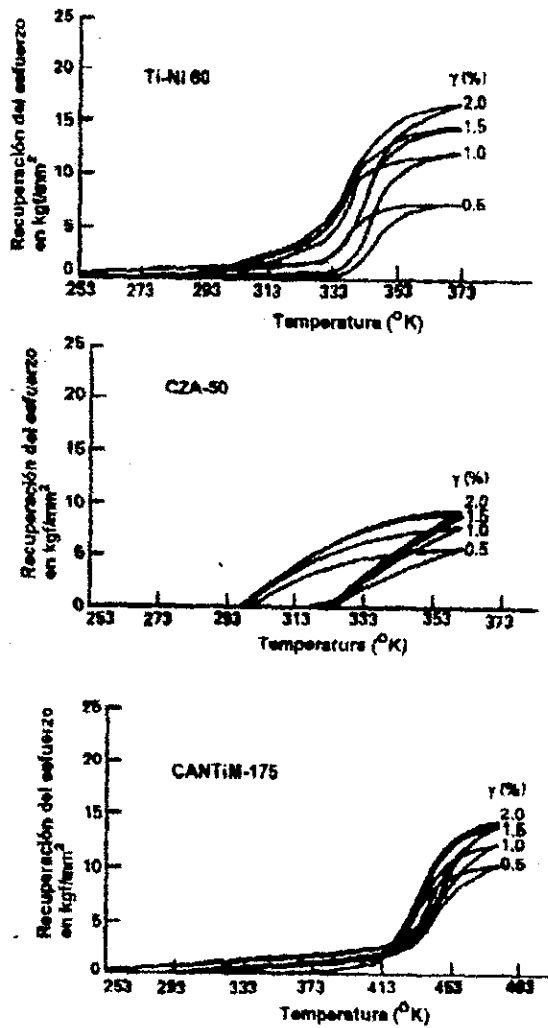


Figura no.5.10. Comparación de la fuerza de recuperación vs temperatura después de aplicarseles una fuerza de compresión a una muestra de alambre y con torsión a tres diferentes tipos de AMF, TiNi (gráfica superior), CZA-50 (gráfica intermedia) y CANTiM-175 (gráfica inferior). Se debe hacer notar que para un gran esfuerzo se incrementa la temperatura y se disminuye la curva de histéresis de la aleación CANTiM-175. Esta última más que las otras dos aleaciones.

Las nuevas series de aleaciones con MF base Cu, las series CANTIM, han sido desarrolladas para aplicaciones a elevadas temperaturas, especialmente para aplicaciones eléctricas que tienen temperaturas de alrededor de 160-170 °C. Es importante mencionar lo siguiente:

- a) Las aleaciones con MF de Cu-Al-Ni se pueden usar para aplicaciones que requieren un alto esfuerzo y son apropiadas dependiendo del tipo de aleante que se agregue y del tipo de tratamiento térmico a que sea sometida.
- b) Reduciendo el contenido de Al al 12% se suprime la fragilidad de la estructura de la fase γ y con esto se mejora drásticamente la ductilidad.
- c) La adición del 5% de Ni estabiliza la fase β y disminuye la temperatura A_s en un valor razonable. El Ni también incrementa el esfuerzo en tensión.
- d) La adición del 2% de Mn suprime la reacción eutectoide ($\beta \Rightarrow \alpha + \gamma$) y aquí se promueve la formación de la martensita a razón de un calentamiento lento.
- e) La adición del 1% de Ti resulta en un refinamiento del grano y en una mejora de las propiedades mecánicas de la aleación.

5.5 VALVULAS DE SEGURIDAD.

El presente subcapítulo describe uno de los puntos de aprovechamiento que consiste en el empleo de estas aleaciones como protectores térmicos, usando un actuador térmico de memoria de forma de Cu-Zn-Al.

5.5.1 Sistema de control tradicionales.

Pronto los sistemas de agua caliente eran básicos en el diseño y la construcción. Las fuentes de calor eran los mismos calentadores de agua, los cuales proporcionaron este calentamiento en los edificios. Pero en los baños, se tenían que separar los grifos y los suministros de agua caliente y de agua fría.

5.5.2 Válvula manual mezcladora.

La válvula de control más básica es una simple válvula mezcladora. Esta válvula combina las fuentes de agua caliente y de agua fría por medio de la manipulación manual de dos llaves.

5.5.3 Válvulas de mezclado termostático.

La válvula de control termostático es más efectiva en la compensación de las variaciones de temperatura y genera un balance de presión. Esto implica, que la válvula esta diseñada para compensar los cambios de temperatura del agua. Cuando la unidad está funcionando apropiadamente, esta es muy efectiva para proporcionar seguridad al usuario. En muchos hospitales y centros de salud, se facilita el manejo de agua con estas válvulas, en hoteles de lujo y en zonas residenciales. Pero debido a su alto costo esta válvula no es ampliamente utilizada.

5.5.4 Diseño de la válvula a una respuesta térmica.

En general el concepto de diseño se puede establecer y optimizar para cubrir un amplio rango de presión (flujo) y condiciones de temperatura.

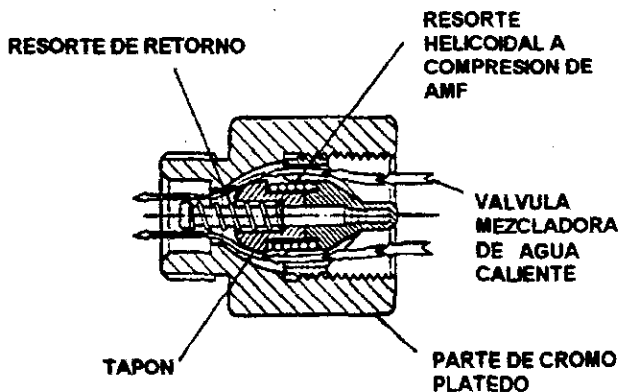


Figura no.5.11. Válvula Anti-Scald termostática.

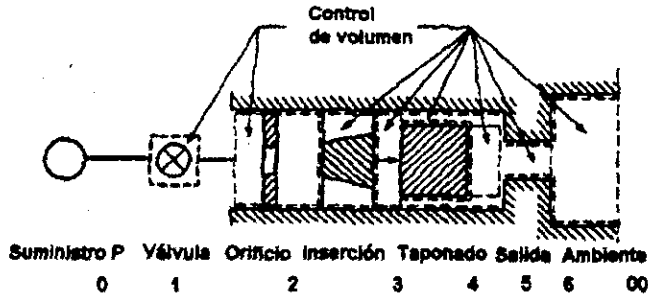


Figura no.5.12. Análisis de un modelo idealizado utilizando entradas de flujo localizadas en la válvula, desde una fuente de suministro P hasta una salida hacia el medio ambiente.

5.5.5 Operación de la válvula.

El paso del flujo de agua a través de la válvula con una mínima restricción (40 litros por minuto para flujo máximo). Cuando la temperatura excede el máximo esta se calibra durante la manufactura, y el elemento actuador de MF se expande y empuja el tapón de la válvula contra el flujo del fluido forzando este a ser detenido y cerrando esta. Cuando el tapón se cierra, la válvula puede tener un flujo residual de no más de 20 litros por minuto previniendo un cruzamiento de flujo de agua caliente y agua fría. La válvula se restablece por enfriamiento del actuador de MF y nivelando la presión del agua. El regreso del resorte mueve el tapón del agua de regreso a su posición original.

-5.6 PRINCIPIOS DE DISEÑO DE ACTUADORES DE TI-NI.

El objetivo de diseñar un resorte convencional es producir un elemento mecánico que almacenará energía para generar fuerzas que produzcan deflecciones. El diseñador usa fórmulas estándares basadas en la teoría elástica para determinar el diámetro del alambre, el diámetro del resorte y el número de vueltas. Con un material como el acero, el comportamiento de la fuerza de deflección de un resorte helicoidal obedece a la Ley de Hooke, esto es una relación lineal de forma entre la fuerza y la deflección del resorte, con la constante de proporcionalidad y de acuerdo al tipo de resorte.

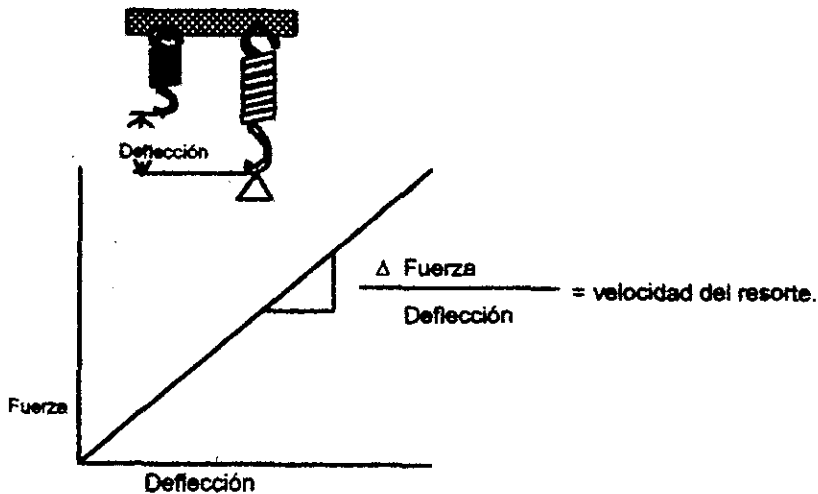


Figura no. 5.13. Comportamiento de un resorte de acero.

5.6.1 Comportamiento de histéresis.

Como una importante característica del calentamiento y enfriamiento de un resorte de memoria de forma es la ocurrencia de la histéresis. Como se muestra en la figura no. 5.14 para una temperatura menor a M_f el resorte es 100% martensita y se extiende completamente. Durante el calentamiento el resorte empieza a contraerse hasta A_s y completa el movimiento hasta A_f donde el resorte es 100% austenita. Durante el enfriamiento los resortes no empiezan a extenderse (restablecerse) hasta M_s . La extensión se completa hasta M_f .

Las temperaturas de transformación de la aleación dependen y pueden ser cambiadas por la composición de la aleación. El ancho de la histéresis de la aleación depende de esto.

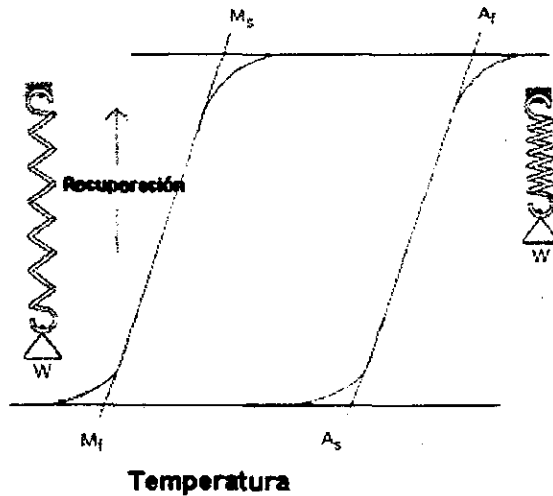


Figura no. 5.14. Temperaturas de histéresis.

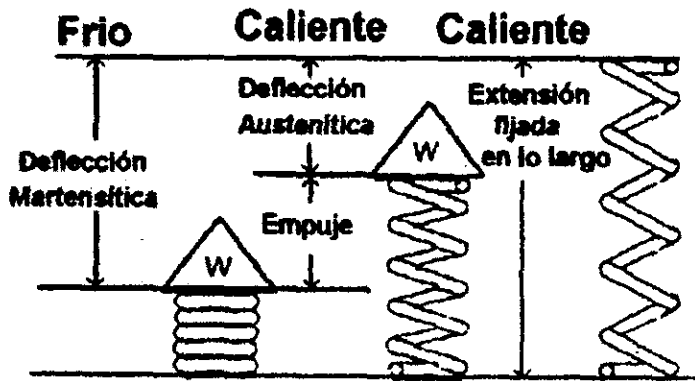


Figura no 5.16. Deflecciones de un resorte comprimido.

5.6.3 Ejemplo de un diseño.

El proceso de diseño puede hacerse en dos estados: (1) determinación del diámetro del alambre y contrario al diámetro del resorte por la restricción del máximo esfuerzo de corte y el inicio del resorte, y (2) determinación del número de enrollamiento activo en el resorte restringido por el esfuerzo de corte. El siguiente ejemplo ilustra este proceso para un extensión del resorte requerido para proporcionar una fuerza constante de $p = 4N$ por encima de un estiramiento superior a 10 mm.

(1) Determinación del diámetro: Asumir un índice de resorte de $C=6$ y un máximo de esfuerzo de corte de $\tau_c = 100$ Mpa. El diámetro del alambre d se puede calcular con la ecuación :

$$d = \sqrt{8Wpc / \pi\tau_c}$$

donde W es el factor de corrección de Wahl, el cual da un valor de 1.2525 para un resorte de 6 vueltas.

Resolviendo :

$$d = \sqrt{(8 \times 1.2525 \times 4 \times 6) / (3.14159 \times 100)} = 0.875 \text{ mm}$$

El diámetro promedio se determina con la siguiente ecuación:

$$D = cd = 6 \times 0.875 = 5.25 \text{ mm}$$

(2) Determinación del número de vueltas: los valores seguidos del módulos son asumidos:

Módulo de alta temperatura: $G_H = 24\ 500$ MPa.

Módulo de baja temperatura: $G_T = 27\ 00$ MPa.

El esfuerzo de corte a una alta temperatura γ_H esta dada por:

$$\gamma_H = \tau_c / G_H = 100 / 24500 = 0.00408$$

ó 0.408 %.

El esfuerzo de corte a una temperatura menor, γ_L esta limitado a 0.015 o 1.5%.

La deformación de corte asociada con el golpe, γ_s , es simplemente la diferencia entre la alta y la baja temperatura de esfuerzo de corte:

$$\gamma_s = \gamma_L - \gamma_H = 0.015 - 0.0048 = 0.0019 \text{ o } 1.09\%$$

Usando la ecuación en una diferencia de forma y resolviendo para n , el número de enrollamiento activado, se obtiene:

$$\begin{aligned} n &= (d \times \text{estiramiento}) / (\pi \times D^2 \times \gamma_s) \\ &= (0.875 \times 10) / (3.14159 \times 5.25^2 \times 0.0109) \\ &= 9.27, \text{ redondeando a } 9. \end{aligned}$$

Para las temperaturas baja y alta para el resorte; K_H y K_L pueden ser calculados :

$$\begin{aligned} K_H &= G_H d^4 / 8nD^3 \\ &= (24500 \times 0.875^4) / (8 \times 9 \times 5.25^3) \\ &= 1.38 \text{ N/mm} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} K_L &= G_L d^4 / 8nD^3 \\ &= (2700 \times 0.875^4) / (8 \times 9 \times 5.25^3) \\ &= 0.15 \text{ N/mm} \end{aligned}$$

La deflección, δ_H , es así

$$\begin{aligned} \delta_H &= \text{fuerza} / K_H \\ &= 4\text{N} / 1.38 \\ &= 2.9 \text{ mm} \end{aligned}$$

y la temperatura de deflección, δ_L , es

$$\begin{aligned} \delta_L &= \delta_H + \text{estiramiento} \\ &= 2.9 + 10 \\ &= 12.9 \text{ mm} \end{aligned}$$

El restablecimiento de la carga es calculado por:

$$\begin{aligned} \text{La mínima fuerza de recuperación} &= \delta_L \times K_L \\ &= 12.9 \times 0.15 \\ &= 1.94 \text{ N} \end{aligned}$$

Un tope mecánico puede ser así mismo requerido para guardar el peso desde el término de la extensión del resorte en el retorno.

Resumiendo los resultados, el resorte puede tener las siguientes especificaciones:

Diámetro del alambre= 0.875 mm

Diámetro promedio = 5.25 mm

Vueltas activas= 9

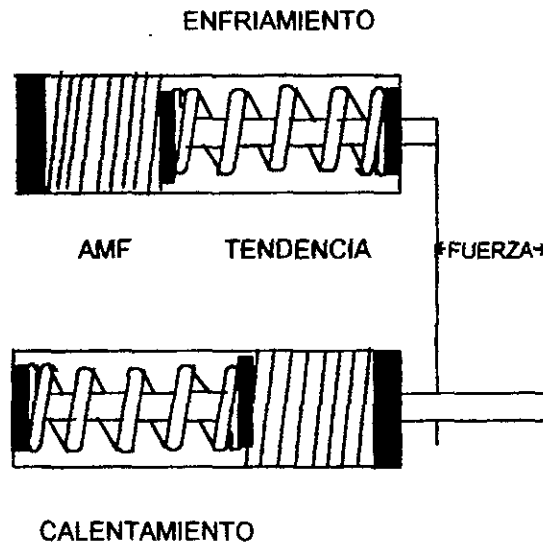


Figura no.5.17. Resorte de memoria de forma con tendencias en enfriamiento y calentamiento.

-5.7 TUBOS Y ACOPLAMIENTOS PARA TUBERIAS CON AMF.

El uso inicial fue en los acoplamientos del avión de combate Grumant F-14, el cual es uno de los primeros aviones que usa tubería de titanio para líneas hidráulicas. Desde hace muchos años, esta tecnología ha sido aplicada también para usos industriales y en la marina.

5.7.1 Principales acoplamientos para aleaciones con memoria de forma.

Típicamente este es un evento en particular cíclico, de acoplamiento para proporcionar una conexión permanente.

El primer paso para realizar el acoplamiento, es la parte de maquinado en las condiciones austeníticas, tal como el diámetro interior (DI) que es la parte pequeña de un tubo o el diámetro exterior de una tubería que es unida. La parte es enfriada hasta el estado martensítico y mecánicamente expandida en la martensita mientras el DI excede el diámetro exterior del tubo o tubería que es unida. Una vez expandida, esta parte puede acumular martensita hasta que esta lista para ser instalada. En el caso de la aleación **criogénica** esta requiere mantenimiento, el acoplamiento a una temperatura menor, y este se hace convenientemente mejor utilizando nitrógeno líquido. Desde entonces las aleaciones **criogénicas** fueron por muchos años solo uno de los acoplamientos útiles, por lo que muchas de las discusiones de hoy están concentradas en esta tecnología. Los altos esfuerzos que se generan crean la unión. Este proceso es ilustrado en la figura no. 5.18.

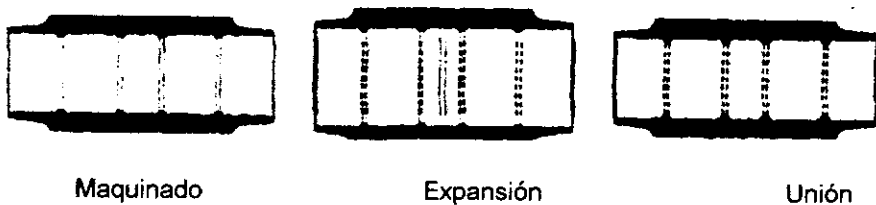


Figura no.5.18. Los principios de acoplamiento de AMF.

El herramientaje requerido para la instalación es muy simple (figura 5.19). Este comprende un calibrador de chequeo y una pluma que se inserta para conocer el espesor de la tubería, además, el calibrador sirve para inspeccionar la instalación una vez terminada esta. Todo esta dentro de una caja de herramientas pequeña, con capacidad para cargar nitrógeno líquido en un envase en aerosol, dentro del cual el acoplamiento es roseado. Las herramientas sirven para remover el acoplamiento. También hay una bomba hidráulica, un calibrador de carátula y unos dados.

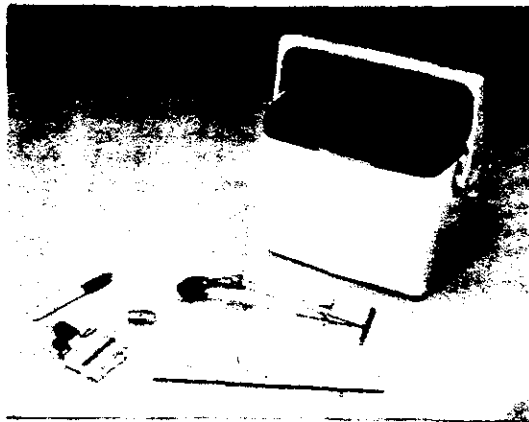
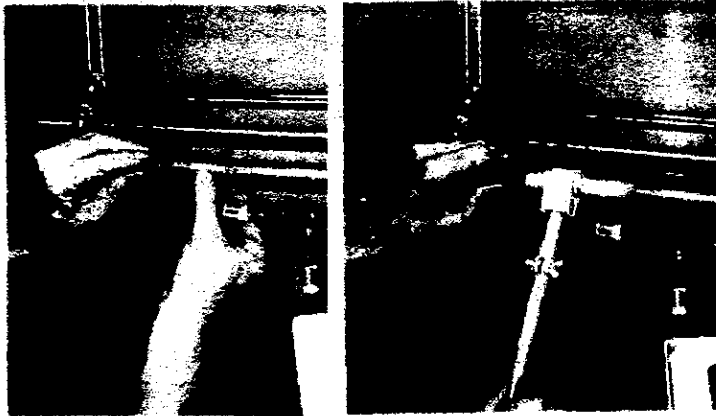


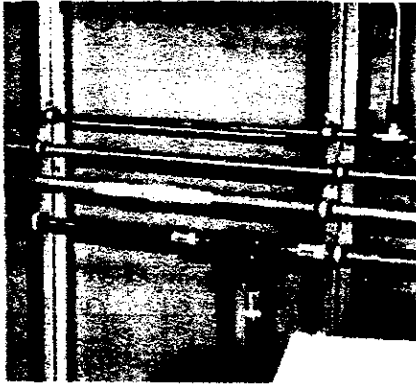
Figura 5.19. Herramientas necesarias para la instalación de acoplamientos con MF.

La figura 5.20 proporciona la secuencia de eventos para la instalación de un acoplamiento con MF.



(a)

(b)



(c)

Figura no. 5.20. El entubado empieza a estar listo con el uso de acoplamiento de prueba.

- (a) Este se posiciona sobre la tubería, al final del cual ha sido previamente sellado.
- (b) El acoplamiento está localizado por dentro la herramienta usada para removerlo con nitrógeno líquido desde la caja de herramientas.
- (c) El estado del acoplamiento desciende hasta la temperatura ambiente.

En el orden de proporcionar más tiempo de trabajo, las puntas de los tubos son enfriadas usando el sellado. La herramienta es entonces removida y el acoplamiento llega a la temperatura ambiente y la juntura es completada. La ineffectividad del sellado depende de la geometría de los tubos, de las propiedades mecánicas del material del tubo y de la aleación con MF misma.

Usando los tipos de datos generados por la prueba de la recuperación de la restricción, por el **Análisis del Método de Elemento Finito (MEF)**⁽¹⁴⁾, la interacción entre estos y el tubo puede ser modelado.

Programas de computadora capaces de manipular medidas de elemento finito en tres dimensiones y también en deformaciones plásticas no-lineales se usan como modelos de esfuerzos en un vuelo completo. Los acoplamientos de AMF permiten un control del esfuerzo en las diferentes partes del acoplamiento, el cual es de particular importancia para una apropiada funcionalidad en flexión.

5.7.2 Pruebas hechas a los acoplamientos.

(a) Fuga de gas

En donde el ensamblado de un aeroplano es internamente presurizado con gas normal a una presión de 7 MPa (1000psi).

(b) Pruebas hidráulicas

Donde el propio ensamblado es presurizado con un fluido hidráulico a una presión del doble de la presión operacional nominal. En ambos casos la presión se mantiene por un periodo de tiempo, y los requerimientos son que no existan goteras.

(c) Pruebas de explosión.

Después de las pruebas hidráulicas la presión se continua incrementando hasta que ocurre una falla. El requerimiento es que la falla no ocurra antes de 4 veces la presión nominal del sistema.

(14) ELEMENTO FINITO.- Método que permite analizar las deformaciones plásticas que se obtienen en acoplamientos con Memoria de Forma para diferentes niveles de esfuerzo. Programa de computadora capaz de manipular coordenadas en tres dimensiones para diferentes deformaciones plásticas no lineales y a diferentes niveles de esfuerzo, que se usa para modelar el comportamiento de las partes acopladas.

(d) Pruebas de flexión.

En los cuales un ensamblado apropiado es internamente presurizado hasta la presión nominal de operación y subsecuentemente descargado. Lo que se requiere es que la falla (indicada por una falta de presión) pueda llegar a la parte donde el esfuerzo la provoque.

5.7.3 Acoplamientos industriales y marítimos.

Estos acoplamientos pueden ser utilizados en tuberías hidráulicas de aeronaves. Se utilizan tubos en los que normalmente el espesor de la pared, las dimensiones y las tolerancias son diferentes.



Figura no. 5.21. Corte de dos tipos de acoplamientos con MF utilizados en tuberías hidráulicas.



Figura no.5.22. Ilustra un paquete altamente denso de tuberías los cuales fueron unidos usando acoplamientos de AMF. Esta fotografía fue tomada de la borda de un barco, ya que con otras técnicas de soldadura no podría ser posible.



Figura no 5.23. Anillos hechos de AMF para acoplamientos de tuberías.

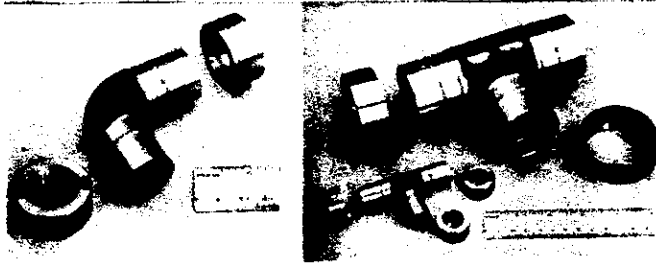


Figura no 5.24. Acoplamiento para uniones de tuberías de la marina los cuales son usados como anillos.

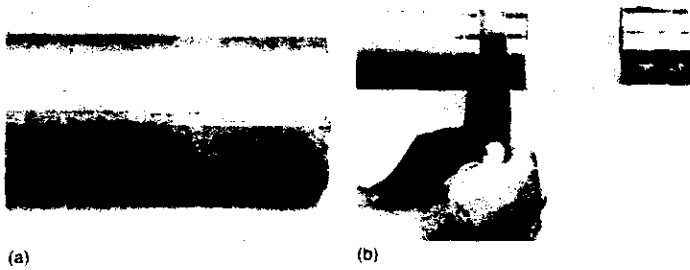


Figura no 5.25. Si los defectos tales como los canales (a) se presentan, entonces la punta de cada tubo tiene que ser lijada (b) para removerlos.

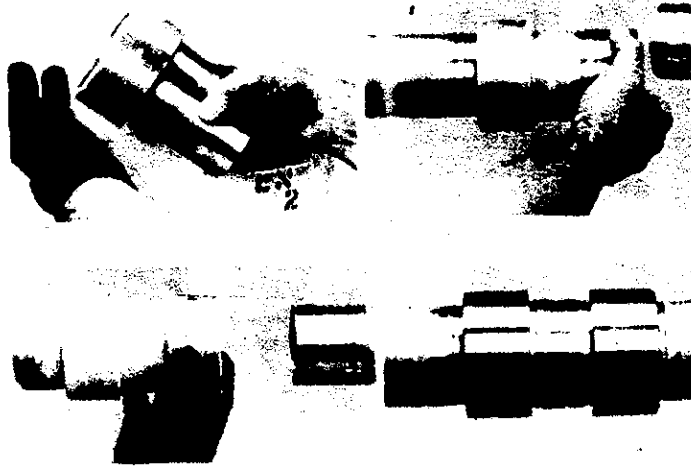


Figura no 5.26. Secuencia de la instalación de un anillo con MF. para acoplar tuberías.

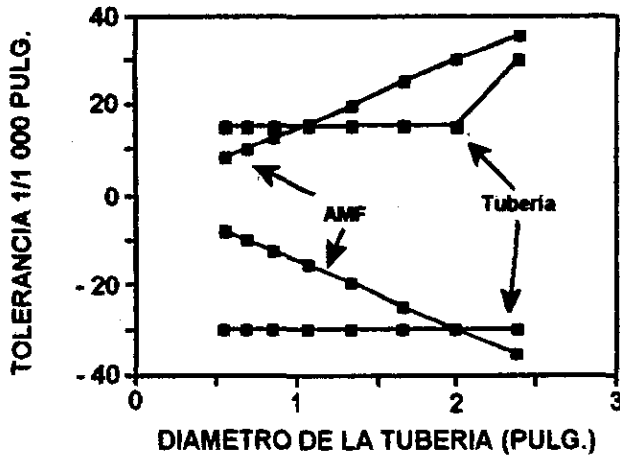
5.7.4 Tolerancias.

Cuando se fija la posibilidad de usar acoplamientos con MF para la aplicación en tuberías, las tolerancias dimensionales se tienen que tomar en consideración. La recuperación de los esfuerzos en el comienzo de la prueba de contracción caen en un valor de alrededor del 2%, es decir, la capacidad de la alta producción de esfuerzos del acoplamiento con MF es solo óptimamente utilizable si ahí no se requiere más del 2% de recuperación.

Aproximadamente la cantidad de memoria del efecto útil es del 8%, para Ni-Ti, con un 6% se puede dividir en:

- a) Tolerancia de acoplamientos de diámetro interior para maquinado.
- b) Fijar claramente la cantidad de inicio libre de recuperación antes de llegar a la contracción.
- c) La cantidad de contracción del tubo.
- d) La tolerancia del diámetro exterior del tubo.

Exactamente como tomar la decisión de donde se divide depende de los detalles de la aplicación en particular que se tenga.



La figura 5.27. Las tolerancias de la tubería como una función del diámetro de esta, comparada con las tolerancias permitidas para realizar el acoplamiento asumidos en las líneas del texto.

-5.8 SENSORES Y ACTUADORES DE MEMORIA DE FORMA PARA EQUIPOS DE AIRE ACONDICIONADO.

La demanda mundial total de acondicionadores para cuartos fue de 1.1 millones de unidades en 1987: cuatro millones en Japón, 3.5 millones en América del Norte, 1.1 millones en oriente medio, 1 millón en el Sureste de Asia y 1.4 millones en otros países. El mercado japonés ha crecido de 3.35 millones de unidades en 1985 a 3.5 millones en 1986, 4 millones en 1987 y ahora 4.45 millones de unidades son vendidas en 1988.

Este tipo de acondicionadores ha llegado a ser en Japón el del tipo mini-split (o también conocido como unidad dividida), que consiste de una unidad de tipo exterior y una unidad de tipo interior, como se muestra en la figura no.5.28. La unidad de tipo interior es generalmente instalada en la parte superior de la pared de un cuarto para hacer un mejor uso del espacio interior. En el caso de este sistema usa un sistema de control de temperatura de las habitaciones para encender o apagar el compresor, con estas temperaturas entra y sale el aire durante la operación como se muestra en la figura no.5.29.

Cuando el aire acondicionado está instalado en la parte superior de la pared, se necesita un tiro del difusor de aire hacia abajo en donde se encuentra el aire más caliente, cerca del piso, y cuando la temperatura del aire del difusor es menor a la temperatura ambiente, es necesario dirigir el difusor horizontalmente para que las personas del cuarto no sean expuestas a las corrientes de aire. La dirección del aire es convencionalmente automática y consiste en un mecanismo de intercambio a base de un plato instalado en la unidad interior, que está conectada a un motor, y este usa un sensor termistor para detectar los cambios en la temperatura del aire del difusor y un control IC para que arranque el sistema.

Esto ha determinado que el actuador debe utilizar un doble efecto y una transformación martensítica llamada de tipo R para satisfacer los requerimientos mencionados.

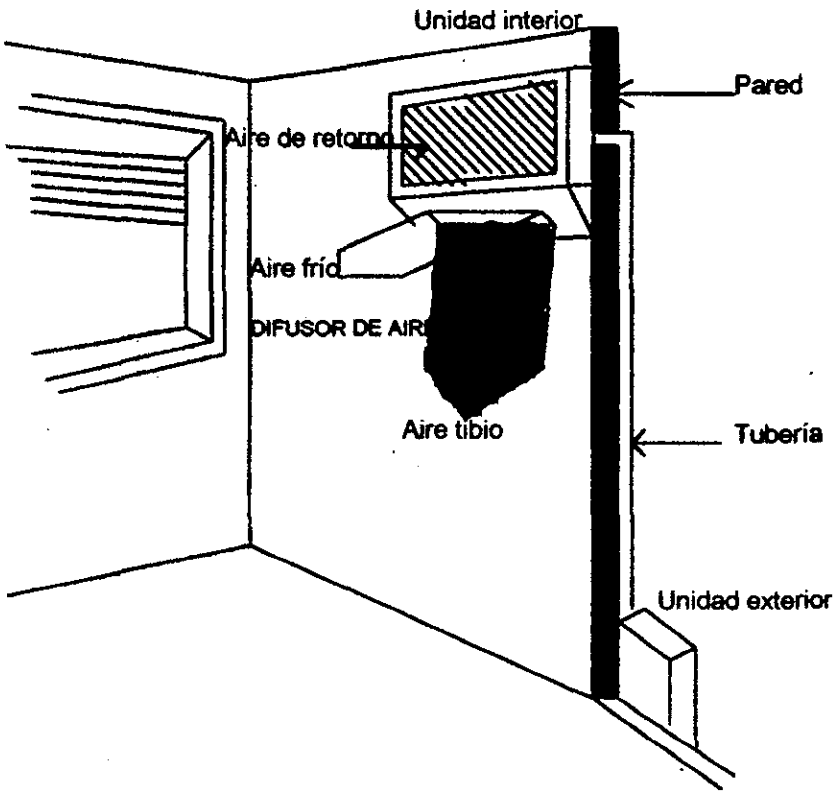
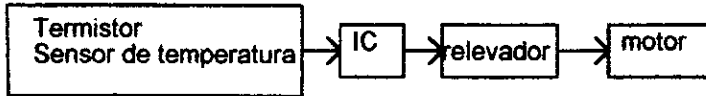


Figura no.5.28. Un cuarto típico acondicionado.

Difusor de aire convencional para control exterior.



Deflexión de temperatura por encima de : 34 ± 2.5 °C

Deflexión de temperatura por debajo de : 37 ± 2.5 °C

Torque: 1.5 hasta aproximadamente 2.0 N-cm

Ciclos de vida: 50 000 veces.

Tarjeta de valores de la aleación con memoria de forma.

Temperatura de Transformación (TT) : 34 ± 2.5 °C.

Temperatura de transformación reversible: 37 ± 2.5 °C.

Figura no.5.29. Especificaciones del mecanismo deflector de aire.

5.8.1 Doble efecto y transformaciones asociadas.

Un actuador con doble efecto se requiere para esta aplicación. Existen dos tipos de doble efecto: un doble efecto *intrínseco* que trae un entrenamiento y un doble efecto *extrínseco* introducido por una aplicación de carga inclinada opuesta a la dirección de la recuperación. Para las aleaciones de Ti-Ni, es más comúnmente usado un doble efecto *extrínseco* para estos casos.

Industrialmente, de 400-500°C tratados en caliente son generalmente óptimos para producir memoria en fase-R.

5.8.2 Diseño del mecanismo para cambiar la dirección del aire.

Ensamblar el actuador en la unidad con un resorte de Ti-Ni, la tendencia de la carga y el plato se muestran en la figura no.5.30. Cuando la temperatura de la espiral de Ti-Ni excede 37°C, la aleación de Ti-Ni se contrae para cambiar el plato hacia abajo y dirigir el aire difundido en esta dirección. Cuando el aire en el difusor crece en su temperatura y la espiral de Ti-Ni llega a tener una temperatura menor a 34 °C, la espira de aleación de Ti-Ni se expande en el resorte inclinado y los platos cambian hacia arriba para difundir el aire horizontalmente.

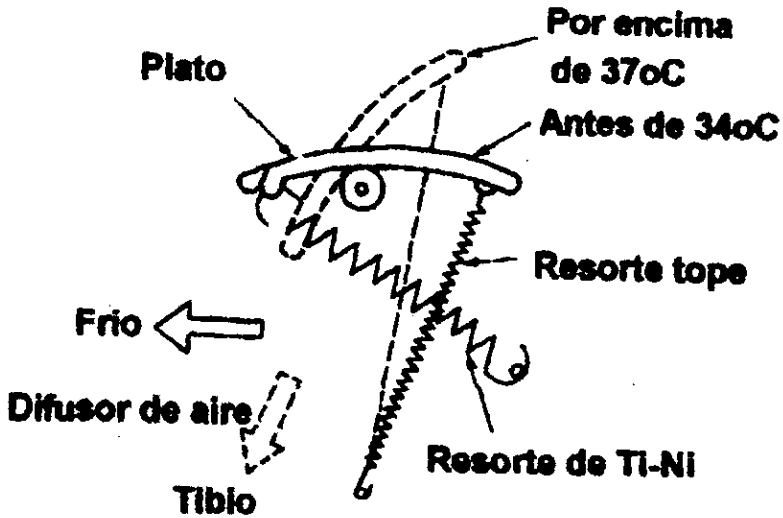


Figura no.5.30. Un esquema del ensamblado de un actuador en fase-R.

5.8.3 Algunos aspectos del mecanismo que cambian la dirección del aire.

La figura no.5.31. muestra la unidad interior de aire acondicionado con un resorte de Ti-Ni utilizado como mecanismo para intercambiar la dirección del aire.

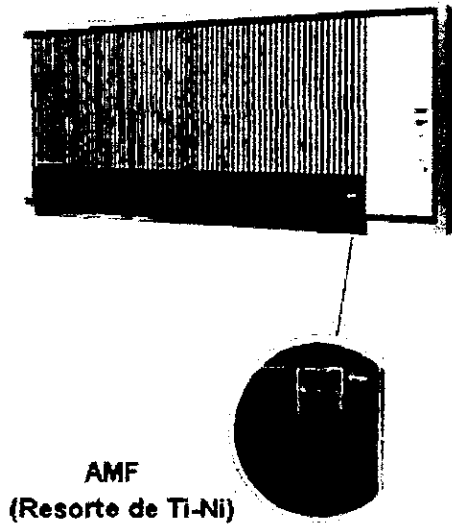


Figura no.5.31. Una fotografía de la unidad de aire acondicionado completa: en el interior se muestra el resorte con memoria de forma.

Una comparación con el sistema convencional, las ventajas del sensor/actuador son las siguientes:

- 1.- Las aleaciones con memoria de forma tienen ambas cualidades, sensor y actuador, requiere pocas partes y su tamaño y peso son reducidos.
- 2.- La aleación de Ti-Ni exhibe excelente resistencia a la corrosión y no requiere una cubierta protectora, consecuentemente responde más rápido a los cambios de temperatura del aire que sale del difusor.

-5.9 ACTUADORES DE MF. PARA APLICACIONES EN ROBOTICA.

Las aleaciones con memoria de forma representan una nueva clase de materiales, capaces de transformarse por energía térmica produciendo un trabajo mecánico. Si el calentamiento y el enfriamiento de estas aleaciones es controlado por el pulso directo de una corriente directa, se repiten movimientos cíclicos que pueden ser administrados y usados en aplicaciones de robótica como actuadores termo-mecánicos.

5.9.1 AMF en robots aplicados para la obtención de recursos submarinos.

Como un ejemplo específico de actuadores aplicados en robots, para la obtención de recursos submarinos el proyecto se puede describir con un poco de detalle. En el proyecto del robot se utilizó una aleación de Ti-Ni que opera de manera mucho más simple que si se utilizaran motores o sistemas hidráulicos; sin embargo, estas se caracterizan por su alto potencial, su excelente resistencia a la corrosión, y estiramiento. Esta es muy útil para operar en ambientes extremos tales como el espacio exterior, ambientes radioactivos, y en la profundidad del mar; en este caso el control y el mantenimiento de los motores y unidades hidráulicas es muy difícil. El caso que se describe a continuación está diseñado para operar en el fondo del mar, para investigar y recolectar recursos tales como pedazos de manganeso desde un control remoto operado desde un barco en la superficie.

5.9.2 Conceptos básicos del proyecto.

La figura no.5.32 esquematiza la extracción de trozos de manganeso utilizando un sistema de minado ahora utilizado por la agencia industrial japonesa desde 1981. El sistema consiste en tres componentes principales: un sistema de minado del fondo marino el cual utiliza un remolque con propulsión a chorro que sube hasta el barco carguero, un sistema ascensor el cual emplea cable y una tubería de succión, y un sistema de control operado desde el barco de carga. Sin embargo este arreglo tiene varios inconvenientes:

- (a) El sistema de control central es muy complejo, y falla en lugares de mucha profundidad.
- (b) El colector es remolcado por cables y estos son fáciles de obstruir en el fondo marino.
- (c) El remolque con propulsión a chorro que se utiliza para minar el fondo marino causa enormes daños en la superficie de este medio ambiente.

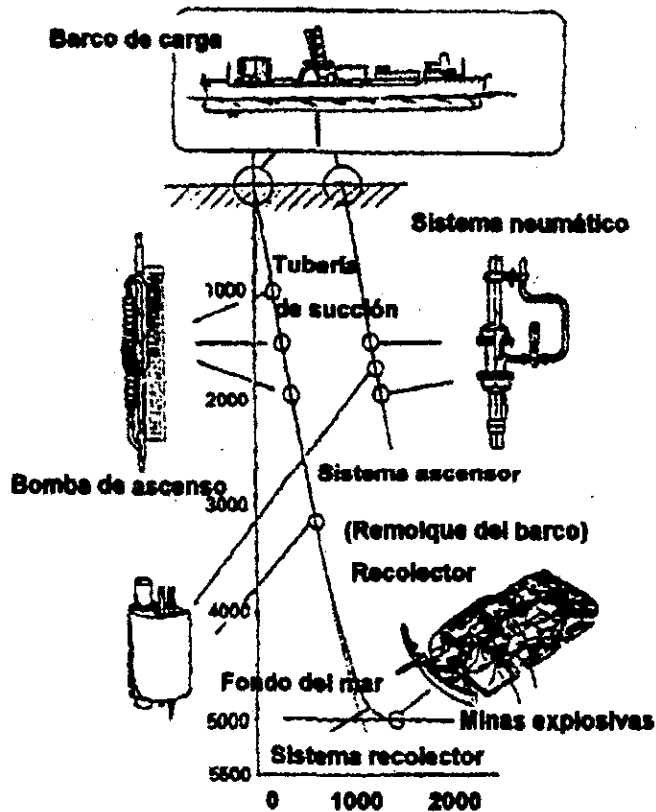


Figura no.5.32. Esquema básico de un minado marino hecho desde la superficie de un barco que tiene un sistema recolector y un sistema ascensor.

La solución de estos inconvenientes es un robot "caminante" de AMF capaz de examinar el fondo del mar sin ninguna dificultad.

El diseño original del robot con AMF se representa en la figura no.5.34. Externamente este está diseñado para imitar a un cangrejo, el cual aparenta una forma similar e ideal para moverse en la tierra y en el fondo del mar. El uso de actuadores con MF en el cangrejo robot se facilita por su uso en las uniones especiales para moverse como un cangrejo real. Los "músculos" del robot cangrejo consisten en actuadores con MF que son calentados eléctricamente y enfriados por el agua circundante en el que están inmersos. Con el uso de una microcomputadora que controla los pulsos eléctricos, el robot se mueve uniformemente, casi biológicamente, sobre el fondo del mar.

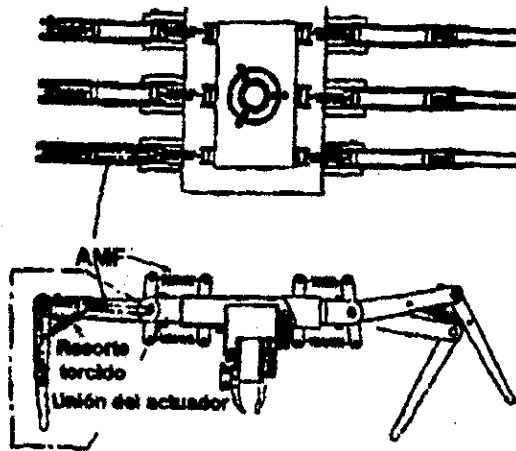


Figura no.5.33.-Esquema básico de un robot con AMF parecido a un cangrejo, con seis patas, cada par con dos uniones.

5.9.3 Características de las uniones.

Un modelo en partículas de las patas fue hecho para investigar las características dinámicas de estas (Figura no.5.34). Un alambre de Ti-Ni de un diámetro de 0.4 mm fue extendido desde una polea de 20 mm de diámetro hasta el final de la pata. Los pequeños estrangamientos del alambre de Ti-Ni son útiles para grandes desplazamientos angulares. La unión de la "rodilla" con la pata es abierta por la recuperación del alambre de AMF.

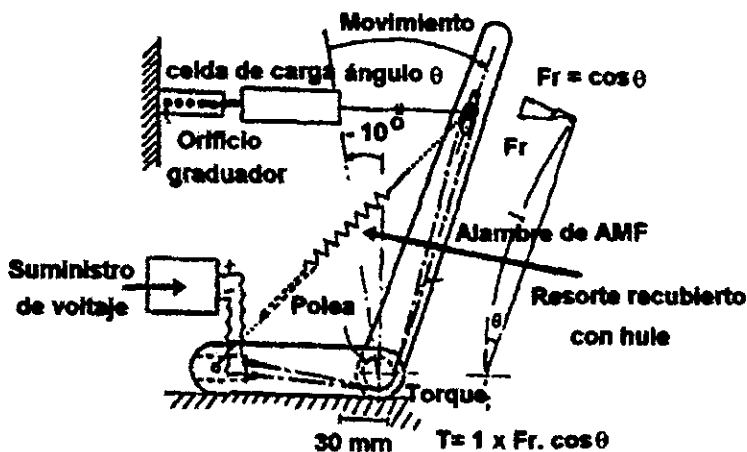


Figura no.5.34. La unión básica consiste de un alambre de AMF que rodea a una polea, y que tiene un resorte torcido como tope.

5.9.4 Movimiento del robot cangrejo.

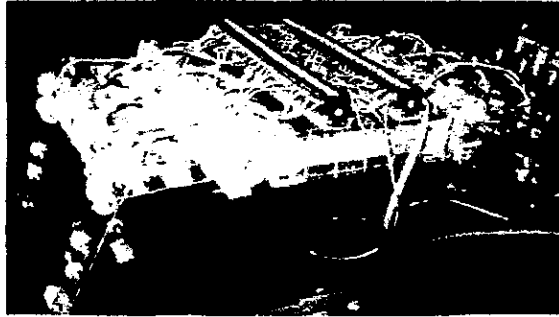
Tres modelos de robot cangrejo han sido desarrollados desde 1985. El primero (figura no.5.35 (a)) fue construido usando resortes de AMF, la segunda y tercera versiones puede ser actuadas por medio de un control remoto y una microcomputadora. El tercer modelo (c) está equipado con una cámara de microvideo y puede moverse e investigar bajo el agua. La figura no.5.36 muestra un esquema general del robot.

Los pulsos de corriente son aplicados por una microcomputadora que causa el movimiento de caminar con tres patas contactando la tierra en cualquier dirección.

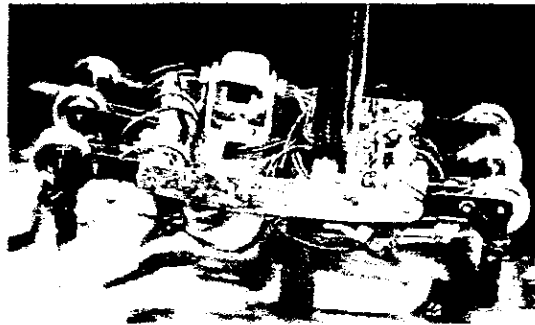
Los movimientos del cangrejo tienen una velocidad de 7.5 cm/segundo y consume aproximadamente 10 kW en el agua y 1 kW en el aire.



(a)



(b)



(c)

Figura no.5.35. Tres generaciones de robots cangrejo son representados. El segundo (b) era controlado por un microprocesador, y el tercero era controlado por un control remoto.

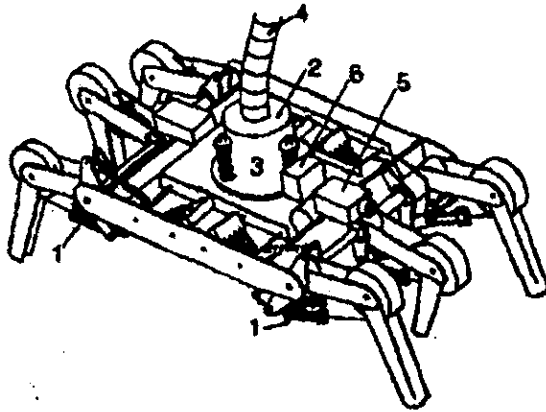


Figura no.5.36. Un dibujo esquemático de un robot cangrejo que muestra los seis componentes básicos (1) alambre o resorte de AMF, (2) recolector de trozos, (3) el recolector de partes rasgadas, (4) la tubería de succión, (5) el sensor de ultrasonido, y (6) la cámara de TV.

Resorte tipo AMF



- Tamaño: Largo: 60 cm
(1/200)
Ancho: 40 cm
Alto: 40 cm
- Control: Microcomputadora
(relevedor on/of)
- Velocidad: 15 cm por ciclo.
8 segundos
- Suministro eléctrico: 10 kW
(15 V 800 amp)
- Video grabado en agua.

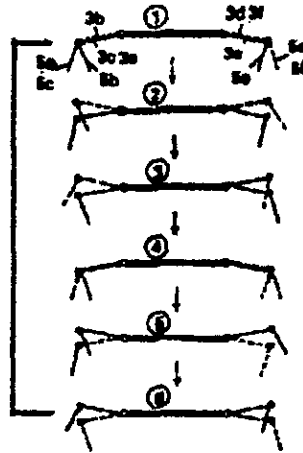


Figura no.5.37. El movimiento del cangrejo esta acompañado por un movimiento coordinado de las 6 patas. El tamaño de la unidad era de 60 cms. (de largo) y 40 cms. de ancho por 40 cms. de alto. La velocidad era de 15 cms. por ciclo (8 segundos), con un consumo de 10 kW en el agua (15 volts a 600 amperes).

Varios prototipos manipuladores en tres dimensiones y robots caminates han sido fabricados por universidades e industrias. Uno de estos se muestra en la figura no.5.38. Muchos de estos robots han sido desarrollados en Japón en los últimos 5 años. Las aleaciones con MF son usadas para realizar diseños compactos, disminuir el peso, suavizar y hacer movimientos uniformes, y realizar movimientos en tres dimensiones. Estas carecterísticas pueden proporcionar particulares ventajas en ambientes hostiles, como por ejemplo en el agua del océano, en el espacio y en ambientes nucleares.

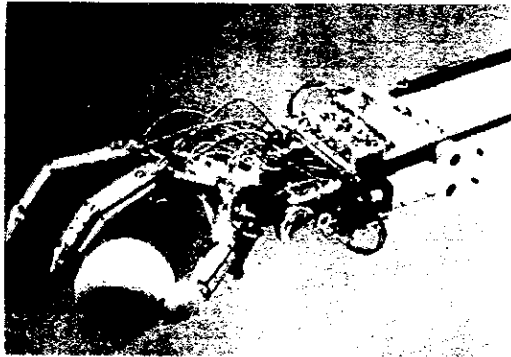


Figura no.5.38. Brazo de un robot con AMF construido por Hitachi y parecido a una mano humana que empuña una delicada pelota sin dañarla.

5.10 LOS ALAMBRES MUSCULARES CON MF. VAN A MARTE.

Los alambres musculares son utilizados en el Pathfinder como parte del sistema de medición de depósito de polvo (MDP) marciano sobre la celdas solares de este.

El experimento de medición de adherencia de materiales abordo del robot Sojourner Rover es el primer antecedente del uso de un actuador repetitivo construido con materiales de memoria de forma, como único material que puede cambiar de forma al enfriarse y al calentarse enviado en el año de 1997. Estos materiales son utilizados para reemplazar motores y solenoides para crear movimientos en mecanismos como eyectores de disketeras y robots.

El instrumento MDP mide el depósito de polvos marcianos sobre el robot; este está ubicado en la esquina frontal izquierda del robot como se muestra enseguida:

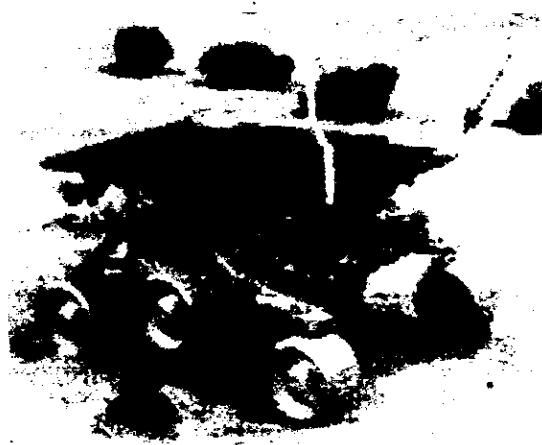


Figura no.5.39. Robot Surjouner Rover.

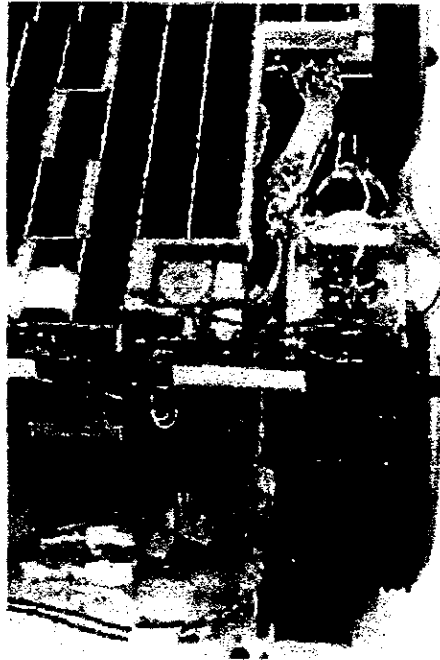


Figura no.5.40. Posición del músculo alámbrico en el robot.

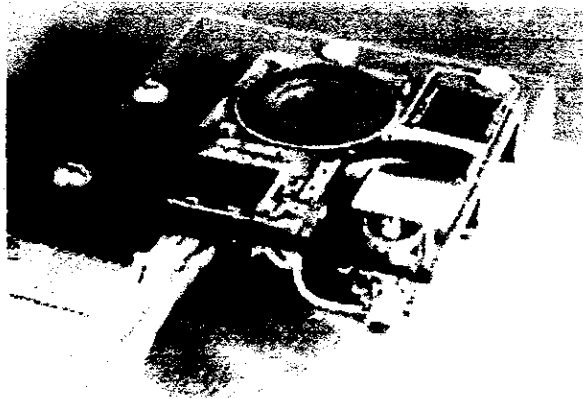


Figura no.5.41. Posición en el robot del Parthfinder.

5.11 METALURGIA DE POLVOS.

Los polvos con memoria de forma contienen una composición nominal de Cu- 25.5%Zn- 5.55Al y Cu- 21.1%Zn- 11.2% Al, pueden ser preparados partiendo de los polvos comerciales de 84%Cu- 16%Zn, 70%Cu- 30%Zn y Al usando la Técnica llamada Ateación Mecánica (TAM). Este proceso consiste en cargar de estos polvos un molino de bolas planetarias para diferentes tiempos (de 0.9 a 57.6 ks). Para reducir el proceso de oxidación durante la molienda, el contenedor fue llenado con gas argón antes de la operación. El radio de la bolas era de 20 cms. La velocidad de rotación del molino es de 150 a 300 rpm. El comportamiento de los polvos fue analizado con un calentamiento y enfriamiento a -10°C usando una calorímetro diferencial. La distribución de los polvos de Cu-Zn-Al fue analizado por una microscopio explorador de electrones T330A operando a 25kV. Los polvos son aleados mecánicamente, diluidos en resina y después son pulidos.

Cuatro etapas fueron observadas en el presente estudio:

- 1) Soldadura entre los polvos al principio del proceso de la TAM. En esta etapa los polvos son soldados y estos son plásticamente deformados hasta una estructura laminar.
- 2) Deformación de la estructura laminar. Aquí la estructura laminar es formada adicionando deformación plástica. El espesor de la lámina decrece hasta que la fractura ocurra.
- 3) Desaparición de la estructura laminar. La estructura laminar después de haber sido fractura es resoldada. Como resultado las láminas gradualmente desaparecen con el incremento de TAM.
- 4) Formación de la aleación. La aleación de los polvos es formada mediante un mecanismo de difusión que ocurre de manera rápida.

5.12 METALURGIA DE POLVOS PARA ALEACIONES TI-NI.

Comercialmente las aleaciones Ti-Ni son producidas por colada inducida al vacío o por refundición en arco al vacío de lingotes puros. La técnica de metalurgia de polvos provee una alternativa de fabricación pero los problemas crecen con la homogeneidad química. Dos calentamientos fueron usados: 5 °K/min y 10 °K/min. Una microestructura de Ti-Ni puede ser producida después de un recocido a 1 000 °C por 6 hrs.

La síntesis convencional de las aleaciones de Ti-Ni resulta de la combinación de metales elementales y de un horno de inducción al vacío o bien de un horno con arco refundidor al vacío, seguido de un trabajo en caliente hasta la manufactura final.

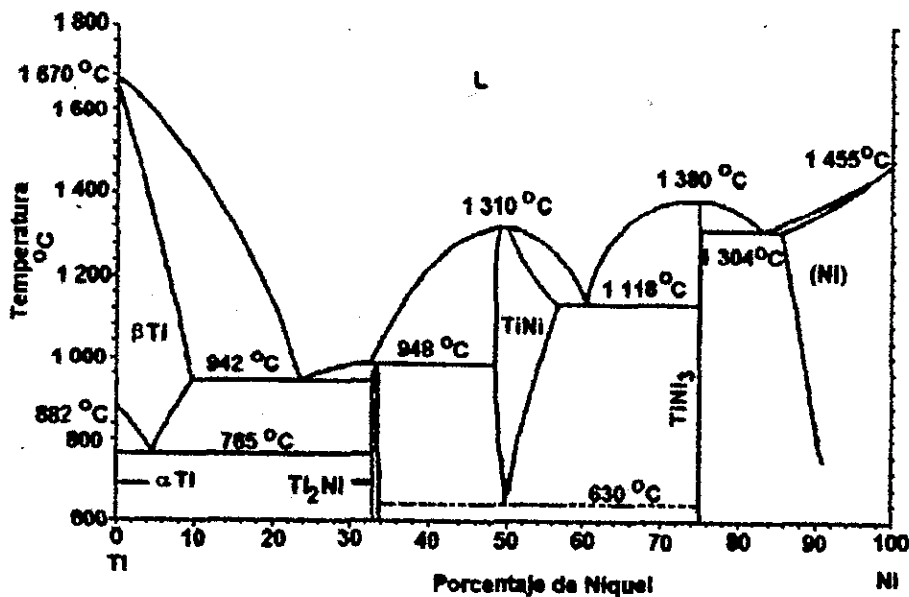


Fig. 5.42. Diagrama de fases de la aleación de Ti-Ni.

Sin embargo Zhang desarrollo un modelo matemático que involucra los requerimientos del tiempo de sinterizado de la aleación de Ti-Ni y concluye que debe realizarse a 900 °C, para completar la homogeneidad de 45 μm de los polvos que puede hacerse durante 5 hrs.

5.12.1 Detalles experimentales.

Se utilizan níquel y titanio en polvo, 99.9% y 99.5% respectivamente, y ambos a un diámetro de 44 μm , fueron combinados en el radio 50/50 % en peso atómico estos fueron mezclados y molidos con bolas, en una cámara cerámica durante 24 hrs. La muestra fue compactada en un dado uniaxial con una presión de 27.5 MPa por 5 min. El compactado de los especímenes fue de 29 μm de diámetro y un espesor de 3.5 μm . Los polvos compactados fueron tratados térmicamente en un vacío de 1×10^{-6} Torr en un horno con una variación de temperaturas de 800 y 1 000 °C. Se utilizaron dos calentamientos: uno lento a 5 °K/min y uno rápido a 10 °K/min. después la muestra fue colocada en un horno a 900 °C por una hora a una presión de una atmósfera de Argón. Sin moler, la muestra fue presionada y sinterizada en vacío a 900 °C por 6 horas.

5.12.2 Manufactura de las aleaciones en la industria norteamericana.

La Corporación Americana de Special of Metals, manufactura aleaciones Nitinol por el proceso llamado de colada con doble vacío para asegurar la calidad, pureza y otras propiedades del material. Después de una cuidadosa formulación de los materiales en bruto, la aleación es colada al vacío por inducción. Esto es seguido de una recolada por arco para mejorar la homogeneidad y estructura de la aleación. Después de la colada inicial, la temperatura de transición de la aleación es controlada por medio de una prueba directa debido a la sensibilidad de los pequeños cambios que se originan en la composición química de la aleación.

DYNALLOY, INC.

DYNALLOY, INC. es una compañía fabricante de aleaciones con MF, especialmente en el parte de los actuadores. Entre sus productos principales se encuentran alambres pequeños de Nitinol conocidos comercialmente como Flexinol. Su recuperación se encuentra entre el 4 y 5%.

DPRI (Desarrollo de Productos con Resistencia al Impacto).

DPRI en cooperación con el estado de Michigan en los Estados Unidos ha desarrollado un producto para absorber energía a base de compuestos que contienen Ti-Ni reforzado con fibras de vidrio con matrices orgánicas. Esta compañía además tiene registrada dos patentes con la oficina de armas de E.U de Norteamérica.

CONCLUSIONES

En este trabajo se concluye que en el caso de la investigación y desarrollo de estas aleaciones en México existen muchos problemas de índole económico que afectan el uso que se les pueda dar a nivel industrial. Pues aunque contamos con el material humano resulta muy difícil realizar su investigación por la falta de apoyo económico por parte del gobierno federal que a través del CONACYT quiere desarrollarlas. Lo que causa que los equipos que se utilizan tengan que ser adaptados y proporcionen datos y resultados solo aproximados del comportamiento mecánico que tienen estas aleaciones cuando son sometidas a diferentes condiciones.

Es necesario crear una verdadera conciencia sobre la investigación de estas aleaciones en las instituciones de nivel superior para aportar otro tipo de opciones a problemas específicos que tiene la industria nacional de hoy en día. El desarrollo de actuadores que funcionen con cambios de temperatura en dispositivos mecánicos, acoplamientos de tuberías más firmes y sin ser soldadas pueden impulsar nuevos campos de investigación que hasta ahora empiezan a ser desarrollados en forma experimental en México. Y que en otras naciones como Japón, Francia y Estados Unidos ya estas siendo aplicados y además comercializados vía internet a nivel mundial.

Es importante reconocer que el Instituto de Investigación de Materiales de la UNAM dedica un grupo de personas al desarrollo de la investigación de estas aleaciones, pero cuenta con equipos bastante obsoletos que tienen muchas fallas que dificultan una mejor comprensión de las mismas. Aunque se debe señalar que se han tenido algunos avances en la fabricación de las aleaciones de Cu-Al-Be que ya presentan el efecto de memoria de forma simple en este Instituto.

Creo importante mencionar que estas aleaciones tienen diferentes campos en los cuales se pueden emplear como son los acoplamientos de tuberías, el aire acondicionado, las válvulas de control de flujo, los actuadores mecánicos para aplicaciones automotrices que serían de mucho interés para la industria de nuestro país.

Pero para ello es necesario que universidades, gobierno e industria se unan para que en base a una cooperación mutua se pueda entrar al desarrollo de estas tecnologías que son nuevas en nuestro país. Por último es importante destacar que en México falta mucho por conocer acerca de estas aleaciones pero creo que los principios y las bases han sido fijadas para desarrollar su estudio y poder en un futuro aplicarlas a los problemas industriales que las requieran.

BIBLIOGRAFIA

- (1) B. WEBSTER SMITH. Copper. Sixty centuries of copper. Edit. C.D A. Huitchinson of London. For The Cooper Develoment Association. Publication no. 69.
- (2) C. BRISTON AND B. MORAN. Presented at 1994 International Mechanical Engineering Congress and Exposition Chicago, Illinois. November 1994. Mechanics Division and The Pressure Vessels and Piping Division, ASME. Edited by Nrthwestern University. The American Society of Mechanical Engineering Center- 345 East 47 Th Street/New York. New York. pp 6-11.
- (3) CHAVARRIA SANTILLAN LUIS. Puesta en marcha de un dispositivo para obtener muestras con doble efecto de memoria de forma. Tesis UNAM. 1997.
- (4) CORTEZ PEREZ JACINTO. Superelasticidad en aleaciones Cu-Al-Be con memoria de forma. Tesis UNAM. 1997.
- (5) C.T LIU Y HENRY KUNSMAN. Shape memory materials and phenomena. Fundamentals aspects and applications. Volumen 246. Editorial MRS. Japan.1994.
- (6) DONALD R. ASKELAND. La ciencia e ingeniería de los materiales. Grupo Editorial Iberoamérica. México 1985. pp 161-167.
- (7) EHSWORTH NEWCOMB AND HUGH KENNY. Metales maravillosos. Edit. Libreros Unidos Mexicanos. México D.f 1963. pp 1-50
- (8) GRANADA ALVA FRANCISCA Y SEGUNDO PEREZ. El cobre. Estructura del mercado internacional e importancia para América Latina y España. Ediciones Cultura Hispánica. España 1993. pp 13-110
- (9) GUENIN G..The two way memory effect in relation to the nucleation and growth of martensite. Proccedings of european conference on martensitic transformation in science and technology. 1989. Buchman Allemagne. pp. 39-52.
- (10) INSTITUTO NACIONAL DE ESTADISTICA, GEOGRAFIA E INFORMATICA. INEGI. La minería en México. México D.F. 1997.
- (11) JAMES F.SHACKELFORD. Ciencia de materiales para Ingenieros. Editorial Prentice Hall. Estados Unidos de América. 1995.

- (12) J. HOWARD MENDENHAL AND OLIN BRASS. The manufactures and use of copper and copper alloy. Edit. Robert E. Krieger Publishing Company. Malabar Florida. 1986.
- (13) J. STOIBER Y R. GOTTHARD. Changes in stacking fault sequences during the martensitic phase transformation in Cu-Zn-Al shape memory alloys. Materials Science and Engineering, A164 (1993) Paginas 443-448. Institut de Génie Atomique, Ecole Polytechnique Fédérale de Lausanne, CH-1015 Laussane, Switzerland. Editorial ELSEVIER.
- (14) KAZANAS, E. BAKER Y THOMAS G. GREGOR. Procesos básicos de manufactura. Edit. Mc. Graw-Hill. México 1981. pp 74.
- (15) L. DELAY AND G. OLSEN. Transformaciones Martensíticas. 6a. Conferencia Internacional en Sydney Australia. Julio de 1989. pp 34-56.
- (16) MINORUM MATSUMOTO Y DAISUKE SHINDO. Crystallinity of rapidly Ti-Ni-Cu alloy. Materials Science and Engineering, A181/A182 (1994) paginas 1317-1319. Institute for Advance Materials Processing University, Sendai, Japan. Editorial ELSEVIER.
- (17) N. ZARUBOVA AND A. GEMPERLE. Initial stages of γ_2 precipitation in an aged Cu-Al-Ni shape memory alloy. Materials Science and Engineering, A222 (1997) Paginas 166-174. Institute of Physics, Academy of Sciences of Czech Republic, Na Slovance 2. CZ-180 40 Praha Czech Republic.
- (18) OLSON M., COHEN G.B., CLAPP P.C. On the classification of displasive phase transformations. Proccedings of the international conference on martensite transformation. Cambridge Massachussets (U.S.A). 1979. pp 1-11.
- (19) PERKINS JEFF. Shape Memory Effects in Alloys. Edit. por Plenum Publising Corporation. 1975. Printed in the United States of America. pp 29-58.
- (20) RODNEY BOYER GERTHARD WELSCH AND E.W. COLLINGS. Materials properties hand book titanium alloys. Edited by ASTM International The Materials Information Society. United States of America. June 1994. pp1169-1174.
- (21) SAKAE SAITO, TAKACHI WACHI. A new fabrication process of Ti-Ni shape memory wire. Materials Science and Engineering, A161 (1993) 91-96. Institute for materials Research, Tonuko University, Sendai, Japan. Editorial ELSEVIER.

(22) S.BELKAHLA, H. FLORES ZUÑIGA. Elaboration and characterization of new low temperature shape memory Cu-Al-Be. *Materials Science and Engineering*, A169 (1993) Paginas 119-124. Institute National des Sciences Appliquées de Lyon, Groupe d'Etudes de Metallurgie Physique et de physique des matériaux, URA CNRS No 341. Bat. 502, 20 Ave, 69621 Villeurbanne, France. Editorial ELSEVIER.

(23) S. ZHANG. *Materials Science and Engineering*, A171(1993) Paginas 257-261. from the school of mechanical and production Engineering, Nanyang Technological University, Singapore, Singapore. Editorial ELSEVIER.

(24) WAYMAN C.M. Introduction the crystallography of martensitic transformation. Mac. Millan Co. New York (U.S.A), 1964. 157p.

*** CONSULTA VIA INTERNET.**

(1) SHAPE MEMORY APPLICATIONS, INC. htm. 2380 Owen street. Santa Clara, C.A. 95054. Sales a SMA-INC.COM.MARCH 1998. NiTiNol, Materials, Componets, and Develoment Services.

(2) FLEXINOL TECHNICAL.htm. Trade mark of DINALLOY. htm. March 1996.

(3) ALCARAZ J., J.M MARTINEZ, ESNAOLA AND GIL SEVILLANO J. Departamento de Ingeniería Mecánica. Escuela Técnica Superior de Ingenierías. e mail: impalta a bi.ehu.es

(4) RICHARD LIN. Shape Memory Alloys and Their Applications. University High Scool. Rich a mark.uni.uiuc.edu

(5) STALMANS AND L. HURTADO. Shape Memory Alloys.htm. Scientific report 1992-1994.

(6) MING. H. W. AND ROBERT BIERMAN HARRISON ALLOYS, INC. htm.Shape Memory Applications Inc. 25 March 1998.

APENDICES

APENDICE A

TABLA 2.6

| Números que designan a las aleaciones de cobre (lb/plg) | Densidad (lbm/plg3) | Gravedad específica (gr/cc) |
|---|------------------------|--------------------------------|
| C12900 | 0.321 | 8.90 |
| C15100 | 0.323 | 8.94 |
| C19400 | 0.322 | 8.92 |
| C19500 | 0.322 | 8.92 |
| C19700 | 0.320 | 8.84 |
| C19750 | 0.319 | 8.82 |
| C21000 | 0.320 | 8.86 |
| C22000 | 0.318 | 8.8 |
| C22600 | 0.317 | 8.77 |
| C23000 | 0.316 | 8.75 |
| C24000 | 0.313 | 8.67 |
| C26000 | 0.308 | 8.53 |
| C26200 | 0.308 | 8.53 |
| C26800 | 0.306 | 8.47 |
| C28000 | 0.303 | 8.39 |
| C35000 | 0.306 | 8.47 |
| C35300 | 0.306 | 8.47 |
| C40500 | 0.319 | 8.83 |
| C41100 | 0.318 | 8.8 |
| C42200 | 0.318 | 8.8 |
| C42500 | 0.317 | 8.77 |
| C44300 | 0.308 | 8.53 |
| C50500 | 0.321 | 8.89 |
| C51000 | 0.320 | 8.86 |
| C51100 | 0.320 | 8.86 |
| C52100 | 0.318 | 8.8 |
| C54400 | 0.321 | 8.89 |
| C63800 | 0.299 | 8.28 |
| C65400 | 0.309 | 8.55 |
| C66400 | 0.317 | 8.77 |
| C66700 | 0.308 | 8.53 |
| C68800 | 0.296 | 8.2 |
| C69910 | 0.277 | 7.67 |
| C70400 | 0.323 | 8.94 |
| C70500 | 0.323 | 8.94 |
| C70600 | 0.323 | 8.94 |
| C71000 | 0.323 | 8.94 |
| C71300 | 0.311 | 8.94 |

| Alloy | Temper | Tensile Strength, ksi | 0.2% Yield Strength, ksi | Fatigue Strength, ksi | | | Thick-nesses, in., Other Than 0.040 in. | Direction of Specimen Axis* |
|----------------|--------------|-----------------------|--------------------------|------------------------|------------------------|------------------------|---|-----------------------------|
| | | | | 10 ⁶ Cycles | 10 ⁷ Cycles | 10 ⁸ Cycles | | |
| C19400 | Annealed | 47.3 | 21.9 | >20 | 16.4 | 15.5 | | 45° Transverse |
| | 1/2 Hard | 66.4 | 34.1 | 28.4 | 20.8 | 20.0 | | |
| | Hard | 65.0 | 62.3 | 30.0 | 22.8 | 21.3 | | |
| | Extra Hard | 66.4 | 63.2 | — | 21.7 | 19.6 | | |
| | | 65.6 | 58.5 | — | 21.9 | 17.0 | | |
| | Spring | 68.4 | 63.9 | 23.5 | 20.9 | 20.0 | | |
| | | 66.1 | 62.9 | 22.7 | 21.8 | 21.7 | 0.060 | |
| | | 67.3 | 63.9 | — | 21.5 | 18.8 | 0.020 | |
| | | 67.6 | 65.5 | 18.7 | 17.8 | 17.5 | 0.010 | |
| | | 71.2 | 67.9 | — | 21.9 | 21.8 | | |
| | | 69.5 | 65.0 | — | 22.0 | 21.8 | 0.060 | |
| | | 72.9 | 69.9 | — | 23.1 | 21.0 | 0.020 | |
| | | 69.7 | 67.7 | 19.1 | 18.2 | 17.5 | 0.010 | |
| | | 70.5 | 67.9 | 27.5 | 21.4 | 19.0 | | |
| | | 76.1 | 72.2 | — | 21.0 | 20.5 | | |
| | Extra Spring | 81.2 | 75.4 | 20.8 | 20.6 | 20.3 | 0.020 | |
| | | 86.8 | 79.3 | 19.2 | 18.2 | 18.0 | 0.010 | |
| | Super Spring | 81.9 | 75.6 | 25.7 | 18.6 | 17.0 | 0.015 | |
| | | 83.1 | 76.5 | 20.9 | 16.7 | 16.0 | 0.010 | |
| | C19800 | Soft | 61.8 | 40.1 | 28.0 | 25.8 | 25.5 | |
| Light Annealed | | 83.5 | 75.0 | 37.0 | 33.3 | 31.5 | | |
| 1/2 Hard | | 82.9 | 72.6 | 34.6 | 32.7 | 32.0 | | |

TABLE NO. 2.7

| Alloy | Temper | Tensile Strength, ksi | 0.2% Yield Strength, ksi | Fatigue Strength, ksi | | | Inclusions, in. Other Than 0.040 in. | Direction of Specimen Axis* |
|-------------------------|-------------------------|-----------------------|--------------------------|------------------------|------------------------|------------------------|--------------------------------------|-----------------------------|
| | | | | 10 ⁶ Cycles | 10 ⁷ Cycles | 10 ⁸ Cycles | | |
| C26000 | Hard | 90.1 | 91.6 | 56.2 | 52.2 | 31.5 | 0.050 | |
| | Spring | 98.0 | 89.5 | 59.0 | 55.0 | 34.0 | | |
| | Extra Spring | 97.2 | 94.5 | 55.6 | 28.2 | 28.0 | | |
| | 1/2 Hard | 61.0 | 56.0 | 26.5 | 21.4 | 21.0 | | |
| | Hard | 80.3 | 70.6 | — | 24.5 | 25.5 | | |
| | Spring | 91.2 | 83.8 | 29.1 | 27.0 | 26.6 | | |
| | Extra Spring | 101.5 | 82.9 | 52.8 | 27.8 | 27.0 | | |
| C42500 | | 104.0 | 86.1 | 35.3 | 31.2 | 29.5 | 0.050 | 45° Transverse |
| | | 109.1 | 92.9 | 41.7 | 39.0 | 37.5 | | |
| | Super Spring | 104.5 | 95.6 | 33.1 | 30.7 | 30.2 | | |
| | Extra Hard | 81.5 | 77.9 | 32.5 | 29.1 | 29.0 | | |
| | Extra Spring | 90.5 | 86.2 | 36.5 | 36.0 | 36.0 | | |
| | Super Spring | 102.8 | 92.7 | 39.5 | 33.0 | 32.0 | | |
| C51000 | Ultra Spring | 108.2 | 96.5 | 43.6 | 36.9 | 33.0 | 0.050 | |
| | | 103.3 | 96.2 | 39.7 | 37.7 | 37.5 | | |
| | Hard | 86.7 | 84.3 | 35.6 | 34.5 | 34.0 | | |
| | Spring | 106.2 | 105.3 | 38.7 | 34.9 | 34.1 | | |
| C51000 | Super Spring | 114.4 | 108.0 | — | 33.5 | 28.5 | 0.033 | |
| | Ultra Spring | 116.3 | 108.4 | — | 33.5 | 28.5 | | |
| | Ultra Spring | 119.7 | 113.6 | 34.2 | 32.9 | 32.5 | | |
| C51000 | H.T. 250°C ^b | 113.7 | 110.0 | 46.8 | 41.7 | 39.5 | 0.050 | Transverse |
| | H.T. 250°C ^b | 133.5 | 130.0 | 58.8 | 58.1 | 58.0 | | |
| C52100 | Hard | 102.5 | 97.2 | — | 32.5 | 29.6 | 0.050 | |
| | Spring | 114.6 | 110.2 | 35.2 | 33.9 | 38.0 | | |
| | Super Spring | 127.4 | 115.7 | 36.0 | 34.4 | 33.5 | | |
| | Ultra Spring | 135.3 | 126.7 | 34.0 | 30.5 | 30.0 | | |
| | | 132.0 | 125.9 | 34.4 | 31.6 | 31.0 | | |
| C63800 | Soft | 78.8 | 52.0 | 36.9 | 34.4 | 34.0 | 0.050 | |
| | | 85.8 | 59.2 | 27.3 | 26.6 | 26.5 | | |
| | 1/4 Hard | 68.3 | 66.7 | 33.5 | 32.1 | 32.0 | | |
| | 3/4 Hard | 109.1 | 91.8 | 38.3 | 35.2 | 35.0 | | |
| | | 115.7 | 96.8 | 36.5 | 34.5 | 34.5 | | |
| | Hard | 117.0 | 107.0 | 40.6 | 39.6 | 39.4 | | |
| | | 124.0 | 106.0 | 41.8 | 41.4 | 41.0 | | |
| | Spring | 129.0 | 112.0 | 41.7 | 38.5 | 32.5 | | |
| | Extra Spring | | | | | | | |
| | H.T. 300°C ^b | 141.5 | 129.5 | 52.5 | 46.5 | 45.0 | | |
| H.T. 300°C ^b | 178.5 | 155.8 | 69.0 | 57.7 | 57.5 | | | |
| C68800 | Soft | 80.5 | 56.5 | 33.0 | 33.0 | 22.0 | 0.024 | Transverse |
| | | 84.2 | 58.5 | 33.8 | 32.4 | 32.0 | | |
| | 1/4 Hard | 93.2 | 78.3 | 32.9 | 32.1 | 32.0 | | |
| | Hard | 115.0 | 97.0 | 37.7 | 27.2 | 26.0 | | |
| | Extra Hard | 122.9 | 110.9 | 32.0 | 30.7 | 30.5 | | |
| | Spring | 123.0 | 101.5 | 36.4 | 34.9 | 34.5 | | |
| C76200 | | 128.8 | 103.7 | 35.3 | 33.2 | 32.5 | 0.024 | |
| | 3/4 Hard | 95.6 | 93.8 | 36.4 | 33.4 | 33.0 | | |
| | Extra Hard | 107.4 | 104.6 | 40.5 | 29.5 | 29.0 | | |
| | Spring | 116.9 | 108.3 | 34.5 | 30.4 | 30.0 | | |

*Longitudinal indicates the specimen's axis is parallel to the rolling direction; transverse indicates the specimen's axis is across the direction of rolling; 45° indicates the specimen's axis is at 45° to the direction of rolling.

^bH.T.—Heat treated for 1 hour at temperature shown.

TABLA NO. 2.10.

RESISTENCIA A LA BIODEGRADACION DE MATERIALES

SUMERGIDOS EN AGUA.

| Aleación | Resistencia a la biodegradación |
|---|---------------------------------|
| Copper | |
| Alloy C14200 (phosphorus deoxidized, arsenical) | Best |
| Alloy C19400 (phosphorus deoxidized, iron) | Best |
| Alloy C70600 (copper-nickel, 10%) | Best |
| Alloys C44300-44500 (admiralty brass) | Best |
| Alloy C68700 (aluminum brass, arsenical) | Good |
| Alloy C60800 (aluminum bronze, 5%) | Fair |
| Alloy C71500 (copper-nickel, 30%) | Fair |
| Aluminum | Least |
| Carbon steel | Least |
| Stainless steel | Least |
| Titanium | Least |

TABLE NO. 2.11.

Atmospheric Stress-Corrosion-Cracking Data

| Alloy | Temper | New Haven (Time to Fail) | Brooklyn (Time to Fail) | Daytona Beach (Time to Fail) |
|--------|------------------------|-----------------------------|----------------------------|---------------------------------|
| C11000 | Soft | NF* in 7 yr | NF in 7 yr | NF in 6 yr |
| C11000 | Hard | NF in 5 yr | NF in 5 yr | NF in 3 yr |
| C19400 | Extra Hard | NF in 2 yr | | |
| C19500 | Spring | NF in 4 yr | NF* in 4 yr | NF in 4 yr |
| C29000 | Hard | NF in 7 yr | NF in 7 yr | NF in 7 yr |
| C26000 | Hard (T) ^c | 37 days | 12 days | NF in 3 yr |
| C26000 | Hard (L) ^d | 1 of 3 in 115 days | | |
| C42200 | Hard | NF in 7 yr | NF in 7 yr | NF in 7 yr |
| C42500 | Extra Hard | NF in 2 yr | NF in 6 mo | NF in 6 mo |
| C51000 | Extra Hard | NF in 7 yr | NF in 7 yr | NF in 5 yr |
| C52100 | Hard | NF in 9 yr | NF in 9 yr | NF in 9 yr |
| C65800 | Extra Hard | NF in 8 yr | NF in 6.5 yr | NF in 7 yr |
| C66400 | Extra Hard | NF in 3 yr | NF in 2 yr | NF in 3 yr |
| C68700 | Hard | 401 days avg. | 3 of 5 in 1000 days | |
| C68800 | Hard | 4 of 5 in 1500 days | 2 of 5 in 1500 days | NF in 10 yr |
| C68800 | Hard (HT) ^e | 1325 days avg. | | |
| C70600 | Hard | NF in 4 yr | NF in 3 yr | NF in 4 yr |
| C72500 | Hard | NF in 4 yr | NF in 3 yr | NF in 4 yr |
| C75200 | Extra Hard | NF in 3 yr | NF in 3 yr. | NF in 3 yr |
| C76200 | Extra Hard | 106 days avg. | 266 days avg. | NF in 2 yr |
| C76600 | Extra Hard | 366 days avg. | 132 days avg. | 1 of 5 at 754 days |
| C77000 | Extra Hard | 277 days avg. | 515 days avg. | 4 of 5 at 904 days |

*NF = no failures in exposure time given.

^bBlank = not tested.

^cT = transverse.

^dL = longitudinal.

^eHT = aged.

APENDICE B

PUESTA EN MARCHA DE UN DISPOSITIVO DE EDUCACION.

El efecto de memoria de forma es un efecto que sólo depende de la existencia de la transformación martensítica del material, para que el efecto tenga lugar. Sin embargo, en el caso del Doble efecto de memoria de forma (DEMF) no basta con que la muestra sufra una transformación martensítica, es necesario que la muestra se le aplique un tratamiento térmomecánico llamado "educación", para que adquiera este efecto.

Instalación del dispositivo.

Este dispositivo fue construido en el taller del Instituto de Investigación de Materiales de la UNAM. La mayoría del material utilizado fue acero y aluminio.

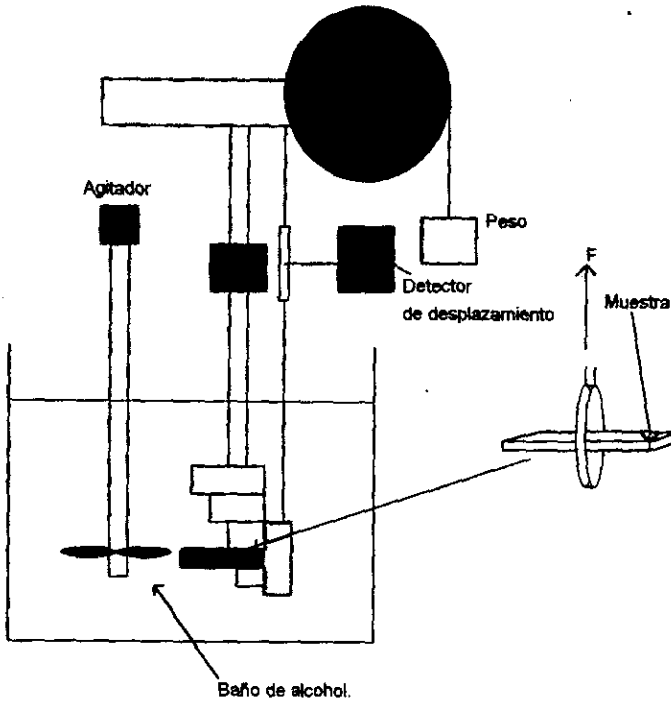


Fig. B-1. Dispositivo de educación de aleaciones con memoria de forma.

La muestra es sujeta entre dos mordazas para ser deformada en flexión. Cerca de un extremo, la muestra tiene un barreno cónico, donde entra un tornillo con punta de la misma forma. El tornillo va acoplado a un anillo de aluminio de diámetro mayor al ancho de la muestra y el anillo va unido a una varilla de acero inoxidable. Esta varilla tienen en la parte posterior un alambre flexible que pasa por una polea y en su otro extremo cuelga el peso que se le aplicará a la muestra. Una placa soldada a la varilla va unida a un detector de desplazamiento "LVDT" (Linear Variable Differential Transformer). Este transductor mide las variaciones del desplazamiento al deformarse la muestra y las variaciones son registradas en milivoltios.

El LVDT va conectado a un demodulador que tienen la función de transformar la señal. El demodulador debe tener una alimentación de 12 a 36 volts por medio de una fuente de poder. Así mismo del demodulador se encuentra conectado a otro circuito que tienen la finalidad de amplificar, rectificar, y filtrar la señal obtenida. Posteriormente la señal es enviada al circuito de un multímetro digital Hewlett Packard 3457A, del cual la señal es procesada en una computadora.

Al correr el programa, se le dan los datos de temperatura máxima, mínima, incrementos, (mínimo y máximo) en voltaje, el tiempo entre cada una de las mediciones y el número de puntos de la medición.

Con el programa se obtiene una gráfica de voltaje contra temperatura y los datos de la gráfica son guardados en un archivo con extensión dat. después el archivo se cambia de extensión*.bt y se utiliza el paquete de Excell para cambiar los datos de voltaje por desplazamiento y realizar cálculos de deformación (*.xls), después se utiliza el programa de Origin plot para importar los datos *.xls y obtener una gráfica de deformación contra temperatura.

Puesta en marcha de dispositivo y preparación de las muestras.

Las muestras son fabricadas en Francia por la compañía TREFIMETAUX en placas de 70 mm de largo por 3 mm de ancho. La composición de la aleación es de Cu-11.9% en peso de Al-0.5% en peso de Be. Las muestras fueron cortadas en 30 mm de largo por 3 mm de ancho y 1 mm de espesor. Estas fueron homogeneizadas 10 min a 750 °C en la región de la fase β estable entre 650 y 850 °C después de ser templadas a 100 °C y mantenidas por 10 minutos en agua hirviendo a esta temperatura. Esto es con la finalidad de obtener una temperatura M_s de -42°C que concuerda con la fórmula reportada por Belkahlia.

Los experimentos de educación y de DEMF son realizados en un dispositivo específico para flexión sin embargo nos encontramos con algunas limitantes, una de las cuales es la deflexión (y) que no debe ser mayor a 0.5% , ya que este es el intervalo máximo que puede medir el LVDT.

Al enfriar la muestra en el proceso de educación la temperatura más baja que podemos obtener es de -120°C porque a esta temperatura el alcohol etílico se congela, por ello debemos tomar en cuenta la temperatura Ms de la muestra, o de lo contrario no se podría educar.

Se educaron 7 muestras en total, con diferentes esfuerzos aplicados, contenidos entre 100 y 125 MPa. Las temperaturas mínima y máxima fueron alrededor de -100°C y 30°C respectivamente.

A una de las muestras se le aplico una fuerza de 33 grs. equivalente a 125 MPa, pero la deflexión obtenida en el ciclo 100 casi alcanzaba el valor máximo que puede medir el LVDT por lo que a las siguientes muestras se les modificaron las medidas de la carga aplicada para disminuir la deflexión.

Calculo de esfuerzos y deformaciones de las muestras en las pruebas mecánicas de deflexión.

El cálculo del esfuerzo y la deformación máxima en las muestras de Cu-Al-Be fueron calculadas a partir de las leyes convencionales de elasticidad. Estas leyes son aproximaciones sobre todo para deformaciones importantes, sin embargo sirven para establecer las evoluciones cualitativas.

Consideremos una viga empotrada y sobre esta fuerza F aplicada en el otro extremo como se muestra a continuación.

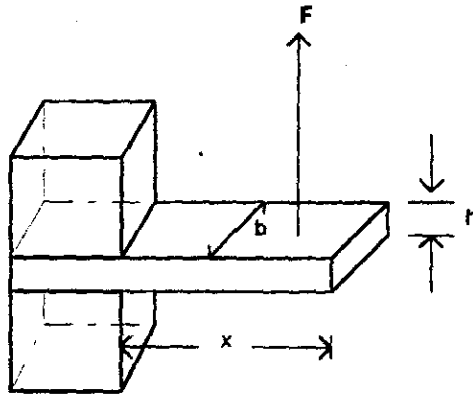


Fig. B-2. Viga empotrada en un extremo con una fuerza aplica en un extremo.

La distribución de los esfuerzos de la sección S situada a una distancia x del extremo libre se encuentra esquematizada en la siguiente figura:

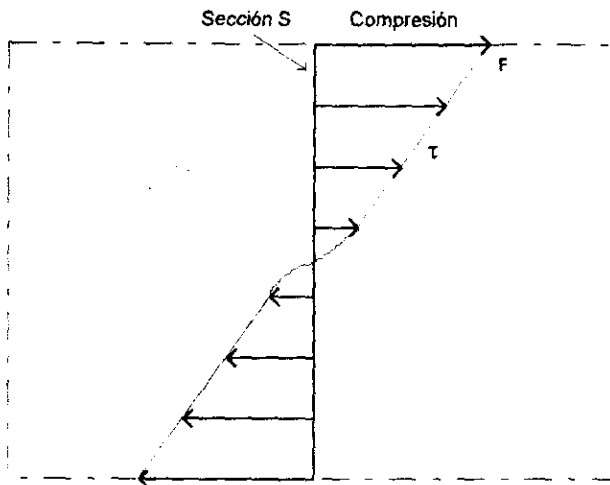


Fig. B-3. Distribución de esfuerzos de la muestra en flexión.

El esfuerzo máximo es obtenido cerca del empotramiento y en la superficie de la muestra.

$$\sigma = \frac{6 F x}{b h^2}$$

El comportamiento correspondiente es representado en la figura a. Después de un cierto número de ciclos (llamados ciclos de educación) una deformación espontánea se manifiesta durante el ciclado térmico, en ausencia de todo esfuerzo externo, esta deformación, corresponde al DEMF representado en la figura b.

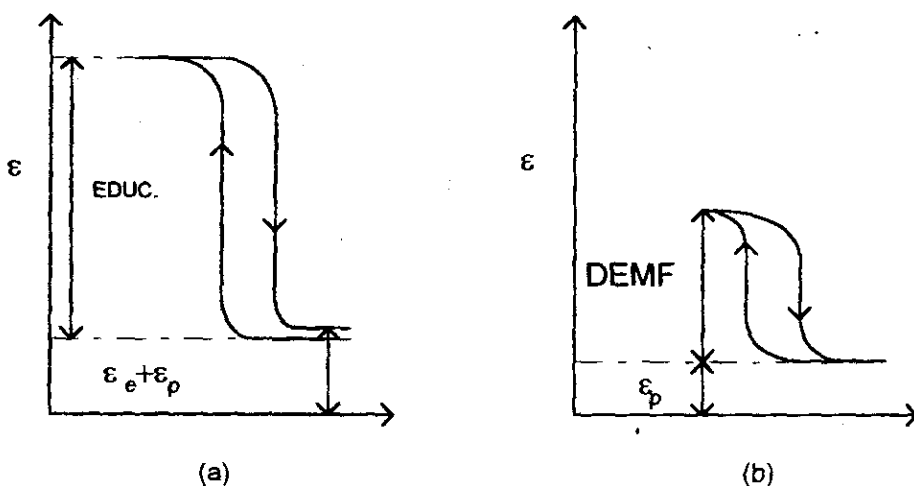


Fig. B-4. Representación esquemática de los ciclos de educación y del DEMF.

En el cálculo de las deformaciones, las unidades utilizadas son centímetros debido a la deflexión (Y) que se obtienen en las mediciones obtenidas por el LDTV.

TABLA DE ESFUERZO VS. DEFORMACION EN MUESTRAS DE Cu-AI-Be.

| No. de muestras | Esfuerzo (MPa) | Deformación (%) |
|-----------------|----------------|-----------------|
| Muestra no. 4 | 124.605 | 4.125 (Y) |
| Muestra no. 5 | 103.753 | 4.087(Y) |
| Muestra no. 6 | 118.876 | 4.031(Y) |
| Muestra no. 7 | 120.746 | 3.772(Y) |

Esfuerzos aplicados y deformaciones obtenidas en las muestras educadas.

La deformación correspondiente esta dada por:

$$\epsilon = \frac{3h}{2x^2} (Y)$$

las dimensiones y los cálculos para las muestras 1, 2, y 3 no se mencionan debido a que fueron sólo una prueba para echar a andar el equipo.

MUESTRA NO 6

La muestra no. 6 tiene las siguientes dimensiones y se le aplico la siguiente fuerza:

$$b = 2.665 \text{ mm.}$$

$$h = 1.075 \text{ mm.}$$

$$x = 20 \text{ mm.}$$

$$F = 311 \text{ gre.}$$

$$\sigma = \frac{6Fx}{bh^2} = \frac{6(0.311)(9.81)(20 \times 10^{-3})}{(2.665 \times 10^{-3})(1.075 \times 10^{-3})^2} = 118.876 \text{ MPa}$$

$$\epsilon = \frac{3h}{2x^2} (Y)(100) = \frac{3(0.1075)}{2(2)^2} (Y)(100) = 4.031Y$$

MUESTRA NO 7

La muestra no. 7 tiene las siguientes dimensiones y se le aplico la siguiente fuerza:

$$b = 2.996 \text{ mm.}$$

$$h = 1.006 \text{ mm.}$$

$$x = 20 \text{ mm.}$$

$$F = 311 \text{ grs.}$$

$$\sigma = \frac{6Fx}{bh^2} = \frac{6(0.311)(9.81)(20 \times 10^{-3})}{(2.996 \times 10^{-3})(1.006 \times 10^{-3})^2} = 120.746 \text{ MPa}$$

$$\epsilon = \frac{3h}{2x^2} (Y)(100) = \frac{3(0.1006)}{2(2)^2} (Y)(100) = 3.772Y$$