

Universidad Internacional del Ecuador



Facultad de Ingeniería Mecánica Automotriz

ARTÍCULO DE INVESTIGACIÓN PREVIO A LA OBTENCIÓN DEL TÍTULO DE
INGENIERÍA MECÁNICA AUTOMOTRIZ

Tema:

ESTUDIO DE LAS CARACTERÍSTICAS MECÁNICAS EN EMPAQUES
SOBREDIMENSIONADOS

Jefferson Gabriel Bustamante Chuma

Bryan Xavier Paspuel Cerón

Director: Ing. Andrés Castillo

Quito, diciembre de 2018

CERTIFICADO

Por medio del presente certificado doy a conocer que el artículo presentado es de la autoría de Jefferson Gabriel Bustamante Chuma y Bryan Xavier Paspuel Cerón declaran bajo juramento que el trabajo aquí descrito es de su propiedad intelectual, este documento no ha sido presentado anteriormente en ningún grado o certificado profesional y que se ha consultado la bibliografía detallada.

Jefferson Gabriel Bustamante Chuma

Bryan Xavier Paspuel Cerón

Yo, Ing. Andrés Castillo certifico que conozco a los autores de la presente investigación, siendo el responsable exclusivo tanto de su originalidad y de su autenticidad, como de su contenido.

Ing. Andrés Castillo

DIRECTOR

ACUERDO DE CONFIDENCIALIDAD

La Biblioteca de la Universidad Internacional del Ecuador se compromete a:

1. No divulgar, utilizar ni revelar a otros la **información confidencial** obtenida en el presente trabajo, ya sea intencionalmente o por falta de cuidado en su manejo, en forma personal o bien a través de sus empleados.
2. Manejar la **información confidencial** de la misma manera en que se maneja la información propia de carácter confidencial, la cual bajo ninguna circunstancia podrá estar por debajo de los estándares aceptables de debida diligencia y prudencia.

DOLORES ROMERO CABEZAS
DIRECTORA DE BIBLIOTECA

AGRADECIMIENTO

Agradezco a Dios por brindarme la fuerza necesaria para cumplir con una de mis metas.

A mis padres, que han sido la guía permanente a lo largo de mi vida, brindándome incondicionalmente sus mayores esfuerzos, para así verme cumplir todos los objetivos propuestos, motivándome continuamente y siendo una guía por el mejor camino. En especial a mi madre, la cual ha sido una inspiración que me llevo siempre a sacar lo mejor de mí.

También a mis maestros los cuales han sido un eje fundamental para mi formación, nutriéndome siempre de conocimiento y grandes experiencias.

Y finalmente a todos mis amigos y colegas que han sido una gran compañía a lo largo de este importante periodo de vida.

Jefferson Gabriel Bustamante Chuma

AGRADECIMIENTO

Agradezco a los seres más importantes Katherine y Leo que son mi inspiración para seguir adelante y que me brindaron las fuerzas para finalizar con éxitos mi carrera profesional.

A mí querida madre por brindarme la oportunidad de realizar mis estudios y su inquebrantable amor por su hijo. También a mi abuela y hermana que nunca desistieron de su apoyo durante estos 5 años de carrera.

A Hernán por enseñarme como debe ser un ser humano y por su constante apoyo, a mis estimados profesores de toda la carrera de Ingeniería Automotriz por impartirme sus conocimientos para así lograr un éxito en mi vida profesional.

Bryan Xavier Paspuel Cerón

DEDICATORIA

Dedico el esfuerzo realizado a lo largo de mi carrera a mi madre, que ha sido la mayor inspiración la cual ha estado ahí para apoyarme y guiarme siempre, siendo el pilar fundamental en mi formación personal; brindándome siempre las herramientas necesarias para salir adelante, impulsándome a conseguir todos mis sueños desde pequeño, demostrándome que las grandes metas se las consigue día a día con perseverancia.

Jefferson Gabriel Bustamante Chuma

DEDICATORIA

Dedico este logro a mi madre por todo el esfuerzo brindado durante estos cinco años en mi carrera profesional, le retribuyo todas sus enseñanzas que con sabiduría me dirigió a obtener esta ayuda que me guiará hacia un mejor futuro en el ámbito profesional y personal.

Bryan Xavier Paspuel Cerón

ÍNDICE DE CONTENIDOS

UNIVERSIDAD INTERNACIONAL DEL ECUADOR	i
CERTIFICADO	ii
ACUERDO DE CONFIDENCIALIDAD.	iii
AGRADECIMIENTO Jefferson Gabriel Chuma.....	iv
AGRADECIMIENTO Bryan Xavier Paspuel Cerón.....	v
DEDICATORIA Jefferson Gabriel Bustamante Chuma.....	vi
DEDICATORIA Bryan Xavier Paspuel Cerón	vii
ESTUDIO DE LAS CARACTERÍSTICAS MECÁNICAS EN EMPAQUES SOBREDIMENSIONADOS	1
RESUMEN	2
1. INTRODUCCIÓN	3
2. FUNDAMENTACIÓN TEÓRICA	4
2.1. Diagrama hierro carbono	4
2.2. Cabezote.....	5
2.3. Aleaciones de aluminio.....	5
2.4. El cobre	6
2.5. El hierro	6
2.6. El magnesio.....	6
2.7. Transferencia de calor.....	7
2.8. Primera ley de la termodinámica	7
2.9. Segunda ley de la termodinámica	7
3. METODOLOGIA Y MATERIALES	8
3.1. Metodología.....	8
3.2. Materiales.....	8
3.3. Vehículo.....	8

3.4. Empaque	9
3.5. Equipos de pruebas	9
3.5.1. Normativa.....	10
3.5.2. Software	11
4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....	11
4.1. Ensayo de Espectrometría.....	11
4.2. Ensayo Metalográfico	12
4.3. Ensayo a tracción	13
5. COMPARATIVA DE RESULTADOS.....	13
6. CONCLUSIONES.....	15
7. REFERENCIAS	15

ANEXOS

ANEXO 1: Normativa AEADE 2014.....	187 - 19
ANEXO 2: Resistencia a la fatiga de la aleación de aluminio 7075-t6 en función del tipo de ensayo y espesor del recubrimiento.....	21 - 25
ANEXO 3: Desarrollo de las aleaciones de titanio y tratamientos superficiales para incrementar la vida útil de los implantes.....	27 - 37
ANEXO 4: Análisis de la influencia del cobre en la soldabilidad de aceros de bajo carbono.....	39 - 47
ANEXO 5: Cabezote.....	49 - 52
ANEXO 6: Estructura y propiedades de las aleaciones.....	54 - 64
ANEXO 7: Metalurgia básica de algunas aleaciones de aluminio extruidas o laminadas.....	66 - 84
ANEXO 8: Transferencia de calor.....	86 - 87
ANEXO 9: Termodinámica.....	89 - 90
ANEXO 10: Termodinámica.....	92 - 94
ANEXO 11: Transferencia de calor.....	96 - 97
ANEXO 12: Estudio de los gases contaminantes modificando la relación de compresión en un vehículo.....	99 - 119

UNIVERSIDAD INTERNACIONAL DEL ECUADOR

**ESTUDIO DE LAS CARACTERÍSTICAS MECÁNICAS EN EMPAQUES DE
MOTOR**

Jefferson Gabriel Bustamante Chuma

Bryan Xavier Paspuel Cerón

Estudiantes egresados de la Facultad de Ingeniería Automotriz

UIDE, Quito, Ecuador

Email: gaboand44@gmail.com

bpceron@gmail.com

ESTUDIO DE LAS CARACTERÍSTICAS MECÁNICAS EN EMPAQUES DE MOTOR

Jefferson Gabriel Bustamante Chuma, Bryan Xavier Paspuel Cerón
Estudiantes egresados de la Facultad de Ingeniería Automotriz UIDE, Quito, Ecuador
gaboand44@gmail.com, bpceron@gmail.com

RESUMEN

En el siguiente estudio se demostrará y explicará las diferentes características mecánicas existentes entre, un empaque original y un alternativo de un vehículo de procedencia coreana del año 2013, mediante la utilización de varias pruebas destructivas para obtener datos cuantitativos y realizar una comparación acertada entre las características físico/químicas que tiene cada uno de ellos, teniendo en consideración varios parámetros fundamentales tanto en resistencia mecánica y térmica. Adicionalmente es sustancial mencionar que los materiales empleados en cada uno de estos empaques manifiestan diferentes tipos de reacciones a un nivel molecular, lo que varía el estado físico del mismo, de la misma manera su comportamiento al instante que el block y el cabezote llegan a su adecuada temperatura de funcionamiento debe conservar sus propiedades, proporcionando a cada uno de sus elementos la firmeza para alcanzar el uso apropiado con el aluminio y el hierro fundido dando como resultado que el empaque no sufra ninguna elongación prematura.

Palabras clave: Resistencia mecánica, resistencia térmica, empaque, cabezote, molecular, elongación

ABSTRACT

The following study aims to demonstrate and explain the different mechanical characteristics between, an original packaging and an alternate vehicle Kia Rio R in the year 2013, by using several destructive tests to obtain data quantitative, in order to later make a successful comparison between the benefits of each one of them, taking into consideration several fundamental parameters in both mechanical and thermal resistance.

Additionally it is substantial to mention that the materials used in each of these packages manifest different types of reactions at a molecular level, which varies the physical state of the Same. In the same way its behavior instantly that the block and the cylinder head reach its proper operating temperature must retain its properties provided by each of its elements to achieve proper use with aluminum and cast iron resulting in no premature elongation of the packaging.

Keywords: mechanical resistance, Heat resistance, packaging, stringhead or cylinder head, Molecular, elongation

1. INTRODUCCIÓN

En el parque automotor ecuatoriano, existen vehículos que han pasado más de 30 años en circulación, (AEADE, 2014, pág. 66) es por esta razón que la mayor parte de ellos se encuentran realizando su segunda reparación de motor; estos vehículos tienen este problema debido a un mal manejo o por un mantenimiento que no ha sido el adecuado, resultando en una reparación parcial o completa del cabezote; por esta razón al momento de reparar el motor las tolerancias entre el block y cabezote empiezan a modificarse, al presentarse este problema el fabricante del vehículo recomienda en su manual técnico colocar un empaque con la tolerancia necesaria para que el motor funcione eficientemente, este caso también se presenta de cierta forma en los talleres artesanales, los cuales colocan un empaque sobre medida para así mantenerse en un régimen de tolerancia adecuado; hacer este tipo de reparaciones repercute directamente en la garantía del elemento, además de disminuir directamente la vida útil de los demás componentes del motor; por lo cual el presente estudio analizará cual es el material idóneo para fabricar el empaque con sobre medida y comparar si tiene similares o mejores

características al empaque original con la tolerancia correcta.

Teniendo en cuenta que la mayoría de fabricantes automotrices han optado por construir los cabezotes de sus motores con aleaciones de aluminio; ya que así disminuyen considerablemente el peso del mismo. En esta aleación es muy importante evidenciar las diferencias entre: los métodos de ensayo a la fatiga, flexión rotativa, flexión reversible sobre probetas planas, flexión en cuatro puntos, además de la temperatura a la que se someterá al realizar su trabajo. Lo que un estudio acerca de la resistencia a fatiga de la aleación de aluminio 7075-T6 en función del tipo de ensayo y espesor del recubrimiento nos indica que. “El aumento del espesor del recubrimiento de anodizado no supone un deterioro en las propiedades de fatiga, mejora sensiblemente el límite de fatiga del material”. (Toledano, y otros, 2014, pág. 5)

Es importante conocer el tratamiento superficial que se realiza a los materiales sometidos a esfuerzos, para determinar de una forma acertada los resultados deseados con el estudio, en cada empaque para ello se debe tomar en cuenta que “Estas aleaciones presentan un módulo elástico y una densidad menor que los aceros

inoxidables o las aleaciones de Co-Cr utilizados como biomateriales” (Femenía, Mata, Escuder, & López, 2016, pág. 4)

Los materiales como el cobalto y el cromo uno los materiales importantes para la elaboración de los empaques es el Cobre “Por su coeficiente de dilatación alto, al momento del enfriamiento el cobre sufre una mayor contracción que el acero, sumado a esto fragilizarían del material, da inicio a la formación de fisuras”. (Báez & Galeano, 2017). Por esta razón el uso del cobre en empaques sobredimensionados es fundamental.

Con el uso de pruebas de laboratorio, mediante norma NTC ISO 7500-1, ASTM-109, ASTM B577M-02^a, ASTM A370, ASTM E415-17, realizadas a los empaques sobredimensionados, se obtiene datos cuantitativos en los cuales se analiza las distintas variables, para así comenzar con la comparativa de las características mecánicas de cada uno de los empaques logrando así determinar si tienen la capacidad de soportar el perfecto funcionamiento de un motor.

2. FUNDAMENTACIÓN TEÓRICA

2.1. Diagrama hierro carbono

El diagrama hierro-carbono es la representación del campo de estabilidad de las distintas fases en función de la temperatura y del porcentaje en carbono. Se obtiene principalmente mediante curvas de enfriamiento y mediante los ensayos metalográficos.

La obtención de este diagrama sugiere la clasificación de la aleación en hierro, acero y fundición. El hierro corresponde a la ferrita, disolución sólida de hierro y pequeñas cantidades de carbono: 0.025% a 723 °C y 0.008% a la temperatura ambiente. Si la aleación contiene un porcentaje en carbono hasta el 2% de hierro se denomina acero. Las aleaciones que contienen mayor porcentaje en carbono se denominan fundición

El punto de fusión o de cristalización experimenta con la introducción de otros elementos químicos al sistema hierro-carbono, un descenso, pero estos varían aumentando o disminuyendo según la naturaleza del elemento añadido.

En la cinética se estudia la transformación en el diagrama hierro-carbono según condiciones metaestables, lo cual constituye el

fundamento de los tratamientos térmicos de los aceros. .

Si el enfriamiento de los aceros se realiza en un modo continuo, a distintas velocidades es muy difícil, en estas condiciones estudiar la naturaleza de la transformación. Por este motivo se recomienda analizar la transformación que ocurre en un proceso isotérmico a lo largo del tiempo de permanencia a una temperatura determinada (Sola, 1991)

2.2. Cabezote

Es la parte de arriba del motor. Cierra herméticamente los cilindros por su parte superior esta hecho de aluminio o de hierro colado. Cuenta con una serie de orificios que permiten el paso, tanto del líquido del sistema de enfriamiento, de las varillas que empujan los balancines y de los tornillos con los que se sujeta al bloque, como de las entradas del aire de admisión y las salidas de los gases de escape (Chavez, 2004, pág. 42)

En la producción se utilizan diferentes materiales en función del perfil requerido por los motores y del método de fundición empleado. Además de aluminio, también se pueden utilizar materiales de hierro fundido para motores grandes y vehículos comerciales. El aluminio es con algunas

excepciones, el material empleado en el sector de los motores para turismos. En el caso de presiones de encendido de 150 bar, se necesitan aleaciones específicas que deben cumplir las más altas exigencias en cuanto a alta resistencia a la tracción, también en temperaturas comprendidas entre 250 °C por ello es requerida una alta conductividad térmica; teniendo además una ductilidad y elasticidad con una buena resistencia al choque térmico. Buenas propiedades de fundición y baja susceptibilidad a las grietas de solidificación (Coenen, 2012)

2.3. Aleaciones de aluminio

Las aleaciones de aluminio son económicas en muchas aplicaciones. Se utilizan en la industria del automóvil, la industria aeroespacial, en la construcción de máquinas, aparatos y estructuras, así como en utensilios de cocina y carcasas para equipos electrónicos, además de recipientes a presión para aplicaciones criogénicas

Todas las aleaciones de aluminio comerciales contienen hierro y silicio, así como dos o más elementos agregados intencionalmente para mejorar las propiedades. Las fases formadas y la función de los elementos de aleación (Maffia, 2013)

2.4. El cobre

El cobre aumenta de manera notable la resistencia a la tracción y la dureza, tanto en condiciones de extrusión como tratado térmicamente. Las aleaciones que contienen de 4 a 6% Cu tienen una respuesta más efectiva al tratamiento térmico. Por lo general, al cobre reduce la resistencia a la corrosión y, en ambientes muy específicos en ciertos tipos de aleaciones, induce a la corrosión bajo tensión. Las adiciones de cobre reducen la resistencia al agrietamiento en caliente y disminuye la colabilidad en piezas fundidas.

2.5. El hierro

El hierro es altamente soluble en estado líquido pero virtualmente insoluble (0,04% Fe) a temperatura ambiente. Por ello aparece como compuestos intermetálicos insolubles, siendo los más comunes Al_3Fe , Al_6FeMn y α $AlFeSi$. Mejora la resistencia al agrietamiento en caliente, la resistencia a la fluencia a altas temperaturas y disminuye la tendencia a la adhesión en fundición a presión. El hierro refina el grano en los lingotes de fundición. Un incremento en el contenido de hierro aumenta la resistencia mecánica pero disminuye notablemente la ductilidad, por la presencia de las segundas fases. En presencia de altos contenidos de

hierro, dichas fases afectan adversamente la colabilidad y las características de alimentación de las piezas fundidas. Junto con el manganeso y el cromo, el hierro ayuda a la formación de fases que pueden retirarse por escoriación de la colada.

2.6. El magnesio

El magnesio mejora notablemente la resistencia y la dureza en las aleaciones Al-Si tratadas térmicamente normales o en aquellas más complejas que tienen elementos como el Cu, Ni y otros elementos. La fase endurecible responsable de la mejora de la dureza es el Mg_2Si y exhibe una alta solubilidad hasta un máximo de 0,7% Mg. Por encima de esta concentración no ocurre endurecimiento posterior, por efecto del ablandamiento de la matriz de aluminio. Las composiciones recomendadas para aluminios de alta calidad varían en el rango de 0,40 a 0,70%. Las aleaciones binarias, se utilizan ampliamente cuando se requiera un acabado superficial brillante, buena resistencia a la corrosión y una excelente combinación entre resistencia y ductilidad. (Echavarría & Orrego P, 2012)

En la cámara de combustión del motor se alcanzan temperaturas de entre los 2.000 y 2.500 °C, en las válvulas de

escape 800 grados y en las paredes de los cilindros 200 °C. Con la particularidad de que en un corto espacio vuelve a 90 °C. Los materiales a emplear son diferentes tipos de aleaciones entre aluminio, hierro fundido y carbono dependiendo de las características en las que opera el motor.

2.7. Transferencia de calor

Todos los procesos de transferencia de calor comprenden el intercambio y/o la conversión de energía. Por tanto, deben obedecer la primera ley de la termodinámica así como la segunda. (Kreith, Manglik, & Bohn, 1959, pág. 3)

2.8. Primera ley de la termodinámica

En cualquier transformación física o química la cantidad total de energía del universo permanece constante.

Esta primera ley establece que la energía del universo, el sistema más su entorno, es constante no puede haber un cambio de energía. (Melo & Cuamatzi, 2006, pág. 9)

2.9. Segunda ley de la termodinámica

La segunda ley de la termodinámica establece que existe otra magnitud, denominada entropía, que en algunas transformaciones permanece constante,

pero en otras crece, siendo imposible que esta magnitud decrezca.

Esta formulación muestra obviamente el paralelismo entre los dos principios pero también explica por qué solo la segunda ley nos permite inferir un sentido para los procesos físicos. (Reichenbach, 1988, pág. 75)

El modo de transferencia de calor por convección se compone de dos mecanismos. Además de la transferencia de energía debida al movimiento molecular aleatorio, la energía también se transfiere mediante el movimiento global, o macroscópico del fluido. El movimiento del fluido se asocia con el hecho de que, en cualquier instante, grandes números de moléculas se mueven de forma colectiva o como agregados. Tal movimiento, en presencia de un gradiente de temperatura, contribuye a la transferencia de calor. Como las moléculas en el agregado mantienen su movimiento aleatorio, la transferencia total de calor se debe entonces a una superposición de transporte de energía por el movimiento aleatorio de las moléculas y por el movimiento global del fluido. (Incropera & DeWitt, 1999, pág. 5)

El empaque de motor o también conocida como junta mecánica, junta de motor es el encargado de realizar un selle hermético entre la culata y el block del motor, y es el encargado de mantener separado el aceite y el líquido refrigerante. Es un elemento sometido a altas temperaturas y presiones, los materiales de los empaques pueden ser caucho, silicona, metal blando, corcho, fibra de vidrio o compuesto de un polímero plástico o dos capas de amianto y de cobre. (Rodríguez , Serrano, & Vela , 2018, pág. 10)

3. METODOLOGIA Y MATERIALES

3.1. Metodología

Es importante conocer que muchos de los materiales de empaques que se usan en el campo automotriz, por más materiales de buena calidad que posean, posiblemente no sean utilizadas adecuadamente para la aplicación deseada, por lo que la presente investigación analizará el comportamiento termodinámico al interactuar el material del block motor, con el material del cabezote, tomando como variable en su eje longitudinal el empaque del cabezote con diferentes materiales y dimensiones, las pruebas normadas realizadas en el laboratorio serán evaluadas cuantitativamente para

comparar los diferentes valores obtenidos y determinar si poseen características similares o mejores al empaque original.

3.2. Materiales.

Se estudiará los diferentes parámetros e insumos a utilizar de una forma estadística, para garantizar los resultados a obtener, estandarizando las variables de entrada.

3.3.Vehículo.

A nivel nacional, existe una gran variedad de vehículos, muchos de ellos fabricados localmente, por tal motivo, para la investigación se utilizó un vehículo importado como se observa en la figura 1, ya que el empaque empleado en el vehículo según su origen de fábrica, será de gran importancia para la comparación con las muestras sugeridas.



Figura 1. Auto de pruebas
Fuente: Autores

El vehículo utilizado es uno de fabricación coreana, en este caso KIA, Rio R del año 2013, tomando en cuenta que este vehículo nunca adquirió un

inconveniente de recalentamiento o daño mecánico o eléctrico. El vehículo utilizado es uno de los importados dominantes vendidos a nivel nacional, como se observa en la figura 2.



Figura 2. Autos vendidos en Ecuador
Fuente: Diario el Telégrafo (El Telégrafo, 2017)

3.4. Empaque

Para los diferentes ensayos se utilizó muestras de empaques de cabezote, nuevos, 1 original y otro alterno, con una trayectoria de 20000km, el empaque original se encontró en un precio mayor al 448%, por lo que muchas de las personas optan por adquirir un empaque de menor precio.



Figura 3. Empaque original y alterno
Fuente: Autores

3.5. Equipos de pruebas

Los ensayos a realizar para la obtención de datos cuantitativos, son específicamente destructivos, por lo que se procedió a maquinar varias muestras o probetas según los requerimientos de la normativa para garantizar los resultados a obtener. Inicialmente con 5 probetas se realizó ensayos a tracción en una maquina calibrada bajo norma NTC ISO 7500-1



Figura 4. Equipo prueba a tracción
Fuente: (EPN, 2017)

Se utilizó una máquina que realiza ensayos metalográficos de elementos metálicos para determinar la estructura del grano, importante para comparar los datos de las 2 muestras de empaques, el cual posee una calibración de coordenadas DMS-680 MICROREP, de

igual manera posee un perfilómetro C800

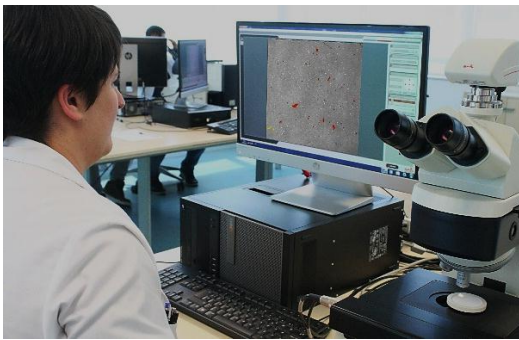


Figura 5. Equipo ensayo metalográfico
Fuente: (EPN, 2017)

Para la obtención de los diferentes materiales con los que se forman los anillos de los cilindros del empaque del motor se utilizó un ensayo de espectrofotometría.

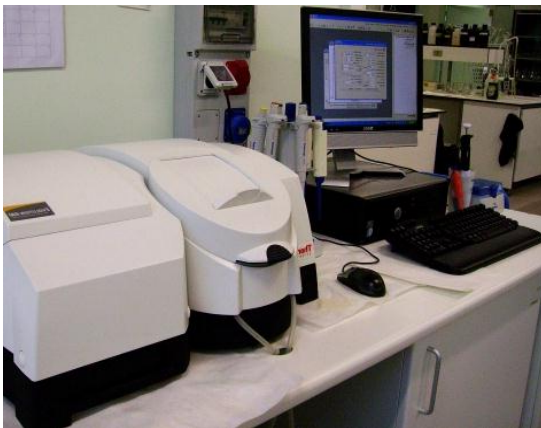


Figura 6. Laboratorio Espectrofotometría
Fuente: Autores

Para valorar los materiales que conforman las muestras originales y alternas, la maquina posee una calibración de fábrica como se observa en la tabla 1, el cual garantiza los datos a obtener y a comparar en las 2 muestras, para el respectivo ensayo se utilizó la normativa ASTM-109 el cual utiliza una celda electroquímica plana y

un electrodo de referencia plata más un electrodo secundario de grafito, que trabajaran en conjunto con las probetas del empaque original, y observar si poseen algún otro elemento que el del empaque alterno.

Tabla 1. Calibración espectrofotometría

Calibración o servicio de medición			Intervalo del mensurado		Condiciones de medición /Variable independiente		
Magnitud	Instrumento o dispositivo	Tipo de instrumento o método	Valor mínimo	Valor máximo	Unidades	Parámetro	Especificaciones
Transmitancia espectral regular	Filtro de densidad óptica neutra	Espectrofotómetro	0.01	0.9		Longitud de onda	225 nm a 750 nm
						Ancho de banda espectral	1.075 nm
						Condiciones de medición	Incidencia de haz normal
Longitud de onda	Filtro de vidrio de óxido de holmio	Espectrofotómetro	279	638	nm	Ancho de banda espectral	0.729
Longitud de onda	Solución de óxido de neodimio	Espectrofotómetro	575	866	nm	Ancho de banda espectral	0.729

Fuente: Laboratorio de Espectrofotometría - Colombia

3.5.1. Normativa

Se realizó los diferentes ensayos destructivos a las muestras de los empaques; los empaques son elementos de muy poco espesor, por lo que para este ensayo de uso la normativa ASTM B577M-02a, que utiliza espesores de 1,2mm, ideal para realizar pruebas de este tipo de las probetas, como se observa en la figura 4

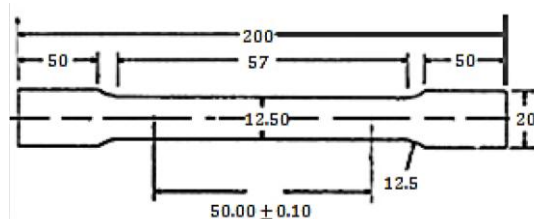


Figura 7. Dimensiones Probeta
Fuente: ASTM B577M-02a

Las muestras fueron maquinadas en el mismo laboratorio, para garantizar las

tolerancias mínimas que exige la normativa y obtener valores lo más similares posibles de los empaques utilizados.

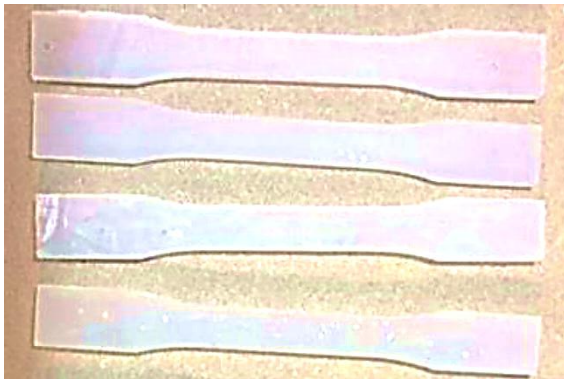


Figura 8. Probetas ensayo tracción
Fuente: Autores

3.5.2. Software

Es importante generar una prueba con los diferentes materiales que posee los empaques, para lo cual se apoyó de un software de ingeniería ANSYS 2015, en que se dibujó el empaque incluyendo en el programa los materiales obtenidos en el ensayo de espectrofotometría, para analizar el comportamiento termodinámico en los diferentes puntos de esfuerzos por presión – temperatura, y su disipación a los otros elementos como el bloque motor y el cabezote.



Figura 9. Software Diseño
Fuente: Engineering Simulation & 3D Design Software | ANSYS

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Los datos obtenidos en los diferentes ensayos en los respectivos laboratorios, serán determinados individualmente. Para finalmente comparar con el software el comportamiento termodinámico.

4.1. Ensayo de Espectrometría

El ensayo es considerado de composición química de emisión óptica, por lo que en la prueba de laboratorio se obtuvo 7 elementos considerados químicos, cada uno de ellos ocupando un porcentaje específico en la estructura final del material, con porcentajes diferenciadores que van desde el 0,065% al 96,450%, según su ponderación obtenida a la parte metálica del empaque del cabezote, específicamente el elemento circular que mantiene y expulsa la temperatura al momento de la explosión, llegando a temperaturas instantáneas de hasta 980°C.

Tabla 2. Ensayo espectrometría empaque

Elemento	Porcentaje
Cu	1,561
Fe	96,450
Ni	0,454
C	0,117
Mn	0,343
Si	0,065
S	<0,363
H	0,245

Fuente: Autores

En la tabla se puede apreciar que el material de mayor ponderación es el Fe, ya que las láminas de los empaques utilizados son generalmente de hierro galvanizado que es lo que se observa en la tabla 2. Con un porcentaje global de la muestra de un 99,455%.

Tabla 3. Valores espectrofotometría

ASTM 415-17		Composición Química		
Elm	R.Apli%	R.Cuant %	Elm	%
Cu	0 a 0,5	0,006 a 0,5%	Cu	1,561
Fe				
Ni	0 a 5,0	0,006 a 5,0%	Mn	< 0,343
C	0 a 1,1	0,02 a 1,1%	C	0,117
Mn	0 a 0,2	0,006 a 0,2%	Si	<0,065
Si	0 a 1,54	0,02 a 1,54%	S	<0,363
S	0 a 0,005	0,02 a 1,54%	Fe	96,450

Fuente: Autores

Al contactarse con residuos de aceite y por elevadas temperaturas en la combustión el empaque debe cumplir la función de disipar la temperatura y mantenerse estable a condiciones extremas como la elevada presión y la corrosión que se genera en la cámara de combustión, utilizando otros reactivos propios de la combustión para obtener las concentraciones de los elementos en las muestras de los empaques.

4.2. Ensayo Metalográfico

Al realizar los ensayos mediante prueba metalográfica, se generaban muestras diferentes según el acercamiento que se le podía dar a través del microscopio, visualizando la estructura del grano de los empaques sometidos al ensayo

Como se observa en la figura 9, tomando en cuenta la característica

natural del empaque donde será ubicado a compresión con un apriete específico para mantener sellado el bloc con cabezote, considerando el espesor del empaque, siendo los 2 de acero galvanizado endurecido, por lo que en el proceso de recocido el acero inoxidable utilizado para el empaque presenta material austénitico.

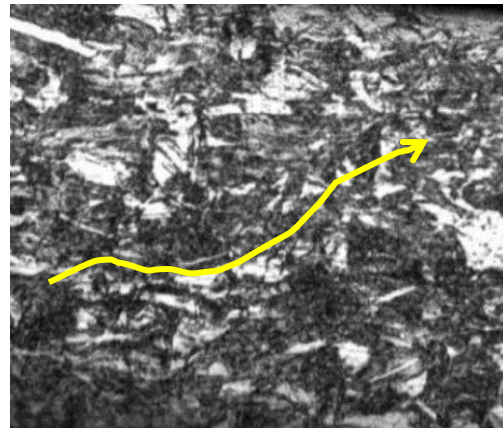


Figura 9. Ensayo a 20X

Fuente: Autores

Se observa que el empaque ha tenido una laminación en frío pasando por un proceso martensítico del material, obtenido así un grano más pequeño del material debido a la alteración del grano, mejorando exponencialmente las propiedades mecánicas del material disminuyendo su elongación. Se observa en la figura 10 que la estructura del material a un acercamiento de 20x está formada por granos alargados de austenita en sentido de la laminación, que se distribuye alrededor de una matriz martensítica,

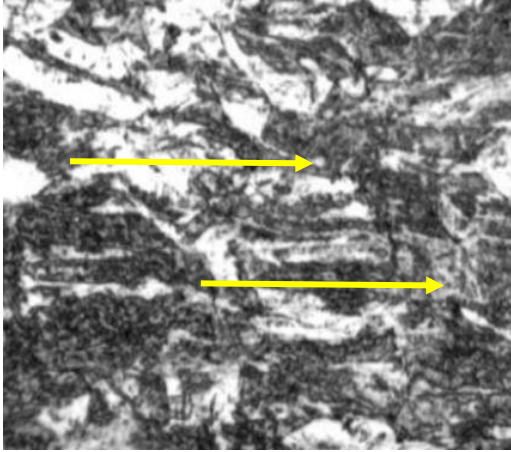


Figura 10. Ensayo a 60X
Fuente: Autores

4.3. Ensayo a tracción

Este tipo de ensayo determina los límites máximos que puede soportar el material de acuerdo a las probetas utilizadas. Se utilizaron 4 probetas, 2 de ellas del empaque original y las otras del material alternativo, en el que se obtuvieron los límites de su resistencia a la tracción.

Tabla 3. Pruebas Resistencia a la Tracción

Probeta	Resistencia
P1	173 Mpa
P2	171 Mpa
P3	149 Mpa
P4	156 Mpa

Fuente: Autores

5. COMPARATIVA DE RESULTADOS

La comparación será aplicada a las 2 muestras utilizadas de las láminas metálicas de los empaques, aplicando la normativa ASTM A370, cumpliendo con las especificaciones de la probeta como de la calibración del equipo a medir.

Tabla 3. Pruebas Resistencia a la Tracción

Prueba	Empaque alternativo	Empaque original
Carga máxima (N)	9,596	11,042
Límite de fluencia (MPa)	649,54	727,58
Resistencia a la tracción (MPa)	411,27	379,35
Elongación % (mm)	5,2	7,5

Fuente: Autores

Los ensayos a tracción utilizada en las muestras determino que el empaque original posee una mejor característica en su límite a la fluencia, lo que es muy importante si este elemento trabaja a levadas temperaturas y ni pueda diferir con otros materiales, en este caso el block y del cabezote, disminuyendo su erogación a elevadas condiciones térmicas.

Para conocer los materiales utilizados en las láminas metálicas de los empaques del cabezote se realizaron pruebas de espectrometría, para analizar las 2 muestras, de igual manera la norma ASTM E415-17, determina realizar una prueba química para comparar los valores del material utilizados en la estructura de los empaques del motor.

Tabla 4. Valores materiales

Elemento	original porcentaje	alternativo porcentaje
Cu	1,561	0,452
Fe	96,450	97,253
Ni	0,454	0,347

C	0,117	0,209
Mn	0,343	0,423
Si	0,065	0,031
S	<0,363	0,135
H	0.245	0,001

Fuente: Autores

Los valores de los materiales que poseen los empaques son ligeramente similares, lo que cambia con el empaque original es que posee un elemento extra de grafito, y este material posee en su composición química el benceno cuyos elementos base son el hidrogeno y carbono.

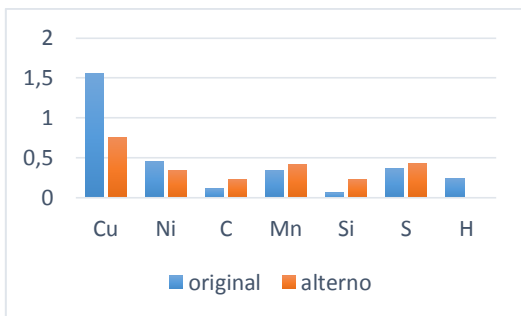


Figura 10. Porcentaje materiales empaque
Fuente: Autores

En la figura 10 se observa el porcentaje de valores existentes en los 2 tipos de empaques a analizados. Se cuantifica que la matriz del empaque es el hierro (*Fe*) en un porcentaje mayoritario del 96,450 en la muestra origina y 97,253 en la alterna. Los diferentes elementos diferenciadores que poseen los tipos de empaques son utilizados para mejorar su condición térmica, como se observa que el empaque original tiene cantidades controladas de grafito, y este

posee un elemento extra de hidrogeno la composición global del material.

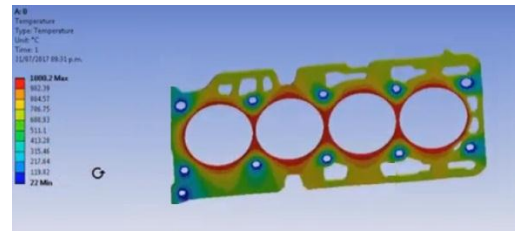


Figura 10. Prueba de temperatura empaque
Fuente: Autores

Para la muestra de disipación térmica se utilizó un software de ingeniería que exponga la condición de temperatura que alcanza el empaque alterno, ya que se conoce que el empaque original posee características térmicas eficientes en el motor.

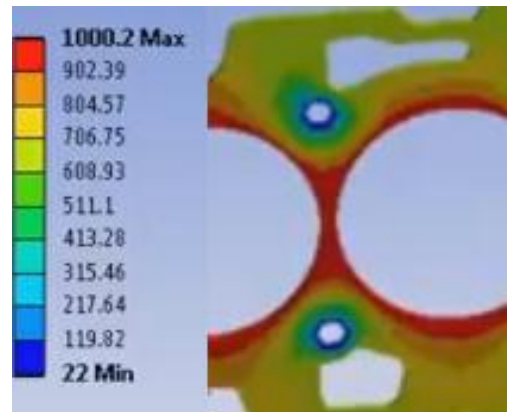


Figura 10. Valores colores temperatura
Fuente: Autores

Se observa por categoría de colores las temperaturas que puede alcanzar en toda el área del empaque al momento de la explosión, donde la cámara alcanza temperaturas instantáneas mayores a 900 °C. para el presente estudio se observa que en la cámara de combustión se genera un color rojo indicando que llega a una temperatura de 980°C; en

los ductos de refrigeración se observa un color verde-amarillo, llegando a un valor oscilante de 450 a 560°C, cuya temperatura es disipada por la estructura del empaque y evitar que en la parte donde se produce la explosión tenga un recalentamiento llegando a su punto plástico del material y pierda sus características mecánicas; mientras que los pernos alcanza una temperatura ambiente de 22°C

1. CONCLUSIONES

En el mercado nacional se ofertan productos alternos de diferentes procedencias y calidades, lo que respecta a los empaques, es adecuado utilizar un elemento original, ya que los vehículos con tecnología moderna alcanzan temperaturas ideales de funcionamiento mayores a los 98°C, y sus relaciones de compresión sobrepasan los 9,5:1, y es ideal que utilicen un empaque original que garantice la correcta disipación térmica y no sufran transformaciones y alteraciones mecánicas con elevadas temperaturas .

Al realizar los ensayos destructivos se observa que el límite a la fluencia el empaque original posee un porcentaje mayor a 173 m Pa y el empaque alterno posee un porcentaje menor a 156 m Pa.

Lo que significa que al momento de llegar a temperaturas de trabajo el empaque no cambia en sus características mecánicas como la dilatación y pueda mantenerse en su estructura mecánica adecuada al interactuar directamente con materiales diferentes como el cabezote que es de aleación de aluminio y el bloc motor de hierro fundido.

Mediante la prueba metalográfica, se generaron varias muestras que con la ayuda del microscópico al 20x de acercamiento, donde se pudo apreciar la dirección del grano el cual genera una estructura austenita, para lograr un apriete adecuado e uniforme en toda el área del empaque según el par de apriete entre el bloc y el cabezote. De igual manera se observa que el material ha tenido una laminación en frío por el proceso martensítico dando como resultado aumentar las características mecánicas y así disminuir su extensión a la exposición de altas temperaturas.

2. REFERENCIAS

1. AEADE. (2014). ANUARIO 2014. ANUARIO 2014. Quito, Pichincha, Ecuador: AEADE.
2. Baez, E. J., & Galeano, L. F. (26 de Abril de 2017). Análisis de la influencia del

- cobre en la soldabilidad de aceros de bajo carbono. Quito.
3. Báez, E. J., & Galeano, L. F. (2017). Análisis de la influencia del cobre en la soldabilidad de aceros de bajo carbono . *JSPUI*, 92.
 4. Budynas, R., & Nisbett, J. (2008). *Diseño en Ingeniería Mecánica de Shingley*. México: McGraw-Hill.
 5. Chavez, A. A. (2004). *Maquinaria y Mecanizado Agrícola* . Costa Rica: Universidad Estatal a Distancia.
 6. Coenen, F. (2012). FUNDICIÓN DE PIEZAS PARA CULATAS. (pág. 12). Germany: ASK Chemicals GmbH.
 7. Echavarría, A., & Orrego P, G. (2012). METALURGIA BÁSICA DE ALGUNAS ALEACIONES DE ALUMINIO EXTRUIDAS *O. biblioteca digital*, 20.
 8. Femenía, J., Mata, A., Escuder, Á., & López, F. (2016). Desarrollo de las aleaciones de titanio y tratamientos superficiales. *Revista de Metalurgia*, 13.
 9. Incropera, F., & DeWitt, D. (1999). *Fundamentos de Transferencia de Calor* . MÉXICO: PRENTICE HALL.
 10. Kreith, F., Manglik, R., & Bohn, M. (1959). *PRINCIPIOS DE TRANSFERENCIA DE CALOR* . México: CENGAGE Learning.
 11. Maffia, E. G. (2013). ESTRUCTURA Y PROPIEDADES DE LAS ALEACIONES . *DELL*, 19.
 12. Melo, V., & Cuamatzi, O. (2006). *Bioquímica de los Procesos Metabólicos*. México : REVERTÉ.
 13. Mott, R. L. (2009). *Resistencia de materiales 5ED*. México: PEARSON .
 14. Reichenbach, H. (1988). *EL SENTIDO DEL TIEMPO* . México .
 15. Rodríguez , C., Serrano, G., & Vela , P. (2018). Estudio de los gases contaminantes modificando la relación de compresión en un. *repositorio uide*, 129.
 16. Sola, P. M. (1991). *Tratamientos térmicos de los metales*. Barcelona: boixareu.
 17. Toledano, M., Arenas, M., Galán, J., Ramirez, L., Borja, S., Conde, A., & A. Monsalve. (2014). RESISTENCIA A FATIGA DE LA ALEACIÓN DE ALUMINIO 7075-T6 EN FUNCIÓN DEL TIPO DE. *ResearchGate*, 6.

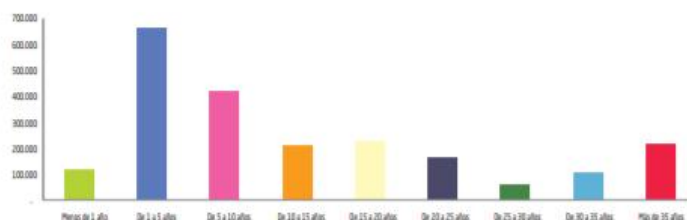
ANEXO 1

Tema: Normativa AEADE 2014

Fuente: <http://aeade.net/wp-content/uploads/2016/11/ANUARIO-2014.pdf>

Antigüedad del parque automotor al 2014

ANTIGÜEDAD	N° DE VEHÍCULOS	PORCENTAJE
Menos de 1 año	120.060	5,49%
De 1 a 5 años	660.042	30,19%
De 5 a 10 años	417.479	19,10%
De 10 a 15 años	211.314	9,67%
De 15 a 20 años	229.043	10,48%
De 20 a 25 años	161.750	7,40%
De 25 a 30 años	60.829	2,78%
De 30 a 35 años	106.836	4,89%
Más de 35 años	218.682	10,00%
TOTAL	2.186.035	100,00%



Edad promedio del parque automotor nacional: 13,69 años.

Antigüedad del parque automotor al 2014

PROVINCAS	Menos de 1 año	de 1 a 5 años	de 5 a 10 años	de 10 a 15 años	de 15 a 20 años	de 20 a 25 años	de 25 a 30 años	de 30 a 35 años	más de 35 años	Total
AZUAY	7.114	43.209	28.601	23.006	20.677	13.815	3.547	5.817	10.392	156.178
BOLIVAR	4	1.832	3.517	2.076	2.192	1.747	511	1.127	1.875	14.881
CAÑAR	678	5.013	6.617	6.551	6.144	4.423	1.308	2.105	3.545	36.384
CARCHI	239	2.807	3.751	2.746	2.554	2.760	1.398	2.183	4.348	22.786
CHIMBORAZO	2.508	16.560	10.701	6.237	6.732	5.370	1.711	3.294	6.628	59.741
COTOPAXI	842	10.026	8.983	6.516	7.995	6.551	2.424	3.943	7.738	55.018
EL ORO	2.752	12.809	12.095	5.793	6.449	6.277	1.763	3.400	8.003	59.341
ESMERALDAS	673	4.863	5.055	2.220	2.617	2.110	839	1.834	3.643	23.854
GALAPAGOS	2	161	232	57	56	37	16	37	64	662
GUAYAS	32.373	166.381	99.984	36.939	59.327	37.685	17.751	32.008	72.212	554.660
IMBABURA	3.360	21.363	13.394	7.314	6.075	4.576	1.769	3.006	4.820	65.677
LOJA	2.281	15.800	11.902	6.882	5.589	4.121	975	1.690	3.639	52.879
LOS RIOS	1.210	7.665	6.762	3.790	7.614	6.604	3.231	6.305	12.794	55.975
MANABI	4.078	20.933	12.616	7.337	13.159	10.067	3.887	9.209	21.868	103.154
MORONA SANTIAGO	4	716	1.400	1.005	745	546	229	296	392	5.333
NAPO	118	1.077	1.101	636	544	455	192	230	388	4.741
ORELLANA	1.007	2.600	2.075	800	525	347	142	201	302	7.999
PASTAZA	359	2.093	1.683	845	802	581	272	371	577	7.583
PICHINCHA	49.702	266.560	155.223	71.789	60.966	39.473	13.445	20.615	40.377	718.150
SANTA ELENA	102	654	645	321	544	362	217	471	899	4.215
SANTO DOMINGO	2.328	11.804	7.304	3.888	4.217	3.127	1.387	2.640	4.230	40.925
SUCUMBIOS	82	2.391	2.182	1.087	881	623	275	469	755	8.745
TUNGURAHUA	8.235	42.336	20.493	12.794	12.117	9.673	3.405	5.378	8.832	123.263
ZAMORA CHINCHIPE	9	389	1.163	685	522	420	135	207	361	3.891
Total general	120.060	660.042	417.479	211.314	229.043	161.750	60.829	106.836	218.682	2.186.035

Parque automotor provincial por tipo de servicio y segmento 2014

Provincia	Tipo de servicio	AUTOMÓVIL	BUS	CAMIÓN	CAMIONETA	SUV	VAN	Total general
AZUAY	ALQ	4.157	1.502	3.860	2.325	31	723	12.598
	PAR	55.496	675	10.266	40.448	34.748	1.947	143.580
Total AZUAY		59.653	2.177	14.126	42.773	34.779	2.670	156.178
BOLÍVAR	ALQ	291	282	430	443	14	14	1.474
	PAR	4.242	101	1.953	5.260	1.769	82	13.407
TOTAL BOLÍVAR		4.533	383	2.383	5.703	1.783	96	14.881
CAÑAR	ALQ	387	381	875	1.067	6	53	2.769
	PAR	11.328	192	3.808	12.284	5.703	300	33.615
Total CAÑAR		11.715	573	4.683	13.351	5.709	353	36.384
CARCHI	ALQ	752	321	970	225	54	43	2.365
	PAR	7.544	198	2.494	3.861	4.284	80	20.421
TOTAL CARCHI		8.296	479	3.464	6.086	4.338	123	22.786
CHIMBORAZO	ALQ	2.826	954	936	433	33	144	5.326
	PAR	23.518	296	4.902	16.482	8.605	612	54.415
TOTAL CHIMBORAZO		26.344	1.250	5.838	16.915	8.638	756	59.741
COTACACHI	ALQ	882	637	1.294	937	5	129	3.884
	PAR	18.202	179	6.800	18.416	7.156	381	51.134
TOTAL COTACACHI		19.084	816	8.094	19.353	7.161	510	55.018
EL ORO	ALQ	3.064	876	1.208	883	80	278	6.389
	PAR	17.547	306	6.829	19.608	7.855	807	52.952
TOTAL EL ORO		20.611	1.182	8.037	20.491	7.935	1.085	59.341
ESMERALDAS	ALQ	1.786	525	491	237	46	59	3.144
	PAR	6.935	130	3.177	7.017	3.206	245	20.710
TOTAL ESMERALDAS		8.721	655	3.668	7.254	3.252	304	23.854
GALÁPAGOS	ALQ	2	18	15	164		2	201
	PAR	46	10	144	186	66	9	461
TOTAL GALÁPAGOS		48	28	159	350	66	11	662
GUAYAS	ALQ	12.452	3.137	9.677	3.026	31	1.727	30.050
	PAR	262.373	2.033	39.211	119.260	90.665	11.068	524.610
TOTAL GUAYAS		274.825	5.170	48.888	122.286	90.696	12.795	554.660
IMBABURA	ALQ	1.563	920	1.744	952	28	314	5.521
	PAR	25.310	228	4.818	17.356	11.726	718	60.156
TOTAL IMBABURA		26.873	1.148	6.562	18.308	11.754	1.032	65.677
LOJA	ALQ	1.716	435	1.197	850	33	118	4.349
	PAR	19.347	208	4.301	15.537	8.636	501	48.530
TOTAL LOJA		21.063	643	5.498	16.387	8.669	619	52.879
LOS RÍOS	ALQ	1.202	829	745	233	11	31	3.051
	PAR	18.181	369	7.984	20.551	5.350	489	52.924
TOTAL LOS RÍOS		19.383	1.198	8.729	20.784	5.361	520	55.975
MANABÍ	ALQ	4.726	840	2.102	539	109	232	8.548
	PAR	37.629	505	8.993	32.753	13.518	1.208	94.606
TOTAL MANABÍ		42.355	1.345	11.095	33.292	13.627	1.440	103.154
MORONA SANTIAGO	ALQ	99	150	235	334	2	2	822
	PAR	759	67	826	1.933	894	32	4.511
TOTAL MORONA SANTIAGO		858	217	1.061	2.267	896	34	5.333
NAPO	ALQ	83	104	146	285	9	13	640
	PAR	1.060	52	675	1.370	875	69	4.101
TOTAL NAPO		1.143	156	821	1.655	884	82	4.741
ORELLANA	ALQ	280	113	675	364	5	6	1.443
	PAR	1.245	57	1.316	3.219	649	70	6.556
TOTAL ORELLANA		1.525	170	1.991	3.583	654	76	7.999
PASTAZA	ALQ	174	144	202	378		45	943
	PAR	2.667	47	822	1.748	1.263	93	6.640
TOTAL PASTAZA		2.841	191	1.024	2.126	1.263	138	7.583
PICHINCHA	ALQ	15.491	6.268	14.901	6.001	211	4.002	46.874
	PAR	307.693	2.902	40.261	144.799	163.998	11.623	671.276
TOTAL PICHINCHA		323.184	9.170	55.162	150.800	164.209	15.625	718.150
SANTA ELENA	ALQ	199	77	77	76		1	430
	PAR	1.526	26	472	1.414	312	35	3.785
TOTAL SANTA ELENA		1.725	103	549	1.490	312	36	4.215
SANTO DOMINGO	ALQ	1.628	499	895	248	46	173	3.489
	PAR	11.110	189	5.402	13.438	6.768	529	37.436
TOTAL SANTO DOMINGO		12.738	688	6.297	13.686	6.814	702	40.925
SUCUMBIOS	ALQ	360	221	391	364	8	11	1.355
	PAR	1.627	110	1.693	2.982	907	71	7.390
TOTAL SUCUMBIOS		1.987	331	2.084	3.346	915	82	8.745
TUNGURAHUA	ALQ	3.536	2.166	3.692	2.462	63	468	12.387
	PAR	44.566	1.185	10.083	35.981	17.408	1.653	110.876
TOTAL TUNGURAHUA		48.102	3.351	13.775	38.443	17.471	2.121	123.263
ZAMORA CHINCHIPE	ALQ	93	66	166	158	1	6	490
	PAR	856	40	651	1.330	499	25	3.401
TOTAL ZAMORA CHINCHIPE		949	106	817	1.488	500	31	3.891
Total general		938.556	31.530	214.805	562.217	397.686	41.241	2.186.035

Información del mercado Ecuatoriano 2013



Datos Generales	
Población 2013	15.662.618
Parque Automotor	2.065.975
Relación habitantes/vehículos	7,58
Ventas Totales 2013	113.812
Variación 2013/2012	-6,29%

Fuente: AEADE

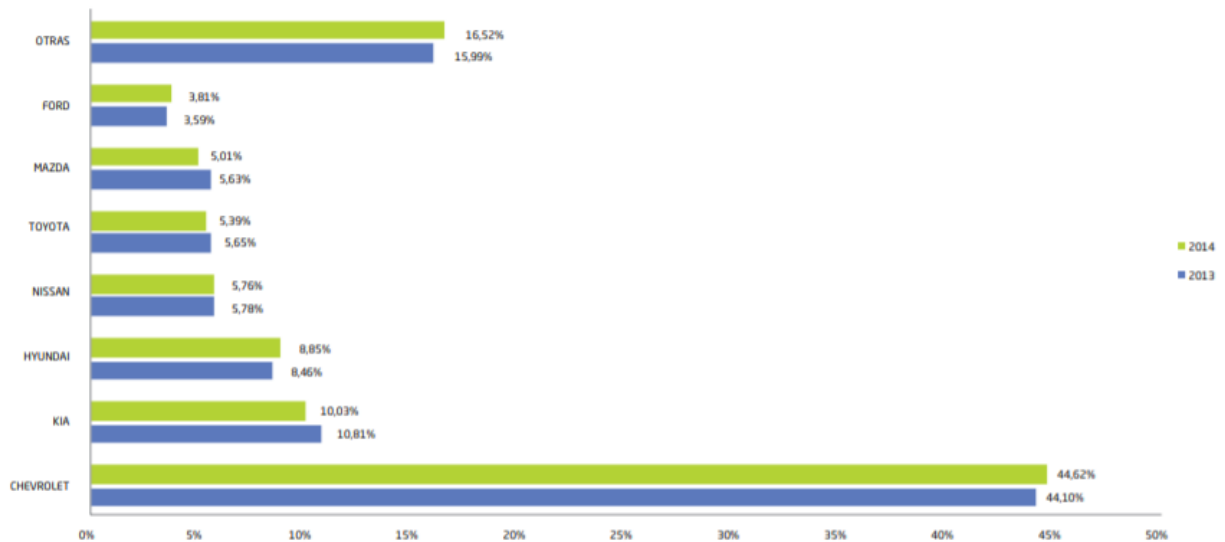
Participación de mercado 2013		
CHEVROLET	44,10%	50.195
KIA	10,81%	12.300
HYUNDAI	8,46%	9.629
NISSAN	5,78%	6.576
TOYOTA	5,65%	6.425
MAZDA	5,63%	6.402
FORD	3,59%	4.086
OTRAS	15,99%	18.199
TOTAL	100,00%	113.812

Información del mercado Ecuatoriano 2014

Datos Generales	
Población 2014	16.027.466
Parque Automotor	2.186.035
Relación habitantes/vehículos	7,33
Ventas Totales 2014	120.060
Variación 2014/2013	5,49%

Participación de mercado 2014		
CHEVROLET	44,62%	53.574
KIA	10,03%	12.038
HYUNDAI	8,85%	10.623
MAZDA	5,76%	6.916
TOYOTA	5,39%	6.476

Participación de mercado 2013 vs 2014



ANEXO 2

Tema: Resistencia a la fatiga de la aleación de aluminio 7075-t6 en función del tipo de ensayo y espesor del recubrimiento

Fuente:

[file:///C:/Users/DELL/Downloads/RESISTENCIA A FATIGA DE LA ALEACION DE ALUMINIO 70.pdf](file:///C:/Users/DELL/Downloads/RESISTENCIA_A_FATIGA_DE_LA_ALEACION_DE_ALUMINIO_70.pdf)

RESISTENCIA A FATIGA DE LA ALEACIÓN DE ALUMINIO 7075-T6 EN FUNCIÓN DEL TIPO DE ENSAYO Y ESPESOR DEL RECUBRIMIENTO

M. Toledano¹, M. A. Arenas², J.J. Galán¹, L. Ramirez¹, S.M. Borja², A. Conde², A. Monsalve³

¹Área de Ciencia e Ingeniería de Materiales, E.T.S.I. Caminos, Canales y Puertos.
Campus de Elviña s/n, 15071 Coruña. E-mail: mtoledano@udc.es

²Departamento de Corrosión y Protección
Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas (CENIM/CESIC)
E-mail: geles@cenim.csic.es

³Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Facultad de Ingeniería, USACH, Santiago, Chile.
E-mail: amonsalv@usach.cl

RESUMEN

En el presente trabajo se analizan los principales tipos de ensayos de fatiga existentes en la bibliografía científica para determinar las curvas S-N, y se comparan los distintos resultados que se obtienen en función de la metodología elegida. Los autores han desarrollado su trabajo con la aleación de aluminio 7075-T6 y se ha valorado las diferencias entre los métodos de ensayo de fatiga en flexión rotativa, flexión reversible sobre probetas planas y flexión en cuatro puntos. Utilizando como metodología de ensayo la fatiga en flexión en cuatro puntos (four point bending), se ha evaluado la influencia del espesor del recubrimiento de anodizado en probetas planas sobre la resistencia y el límite de fatiga. Los resultados obtenidos con distintos espesores han puesto de manifiesto que el aumento de espesor de la capa de recubrimiento anódica no afecta negativamente a la respuesta a fatiga de la aleación. Finalmente, en el artículo se presentan y analizan las diferencias fractográficas obtenidas para los recubrimientos más representativos y como influye en ellos los distintos niveles de carga.

ABSTRACT

This paper analyses and compares the influence of the experimental methods of testing cracking parameters in the fatigue behaviour studies. For this purpose, the authors have taken into account several bibliographical data for 7075-T6 aluminium alloy obtained from rotating bending fatigue and reverse plane rotating bending tests. Four point bending tests were carried out to evaluate the importance of anodize coating thicknesses in fatigue strength. These results seem to indicate that the increase the coating thickness improve the fatigue life. Finally, we compare the fractographic differences between several specimens of the more representative coating thicknesses and the influence of the level of external load on them.

PALABRAS CLAVE: fatiga, flexión en cuatro puntos, anodizado, aleación de aluminio

1. INTRODUCCIÓN

Las aleaciones de aluminio 7075 son un material de referencia en la industria aeronáutica por sus excelentes propiedades de resistencia mecánica y química frente a la corrosión. Desde hace varios años el campo de estudio de estos materiales se ha enfocado en mejorar estas propiedades utilizando recursos que no sean agresivos al ser humano y al medio ambiente [1]. Una de las alternativas con las que más se trabaja en industria es el anodizado porque supone un proceso económicamente rentable y los resultados obtenidos desde el punto de vista de la corrosión y la tenacidad son notables. Aunque existen bastantes datos en la literatura sobre el proceso del anodizado en distintas

probetas disponibles y la simplicidad del mecanizado. Por ambos motivos se descartaron los ensayos de fatiga en flexión rotativa, por la dificultad para mecanizar probetas de sección circular adaptadas a ese ensayo, y el de flexión reversible sobre probetas planas. Finalmente los autores se decidieron por utilizar el ensayo de fatiga en flexión en cuatro puntos, considerando las ventajas ya mencionadas por los autores en otro artículo publicado en esta revista [3]. Por otra parte, cuando se analiza el comportamiento de un nuevo tipo de material o recubrimiento con una metodología de ensayo diferente a las convencionales es importante considerar si los cambios en la metodología pueden influir en las magnitudes numéricas de las propiedades que se analizan. En el caso de los ensayos de fatiga son varios los tipos de ensayos que pueden utilizarse para definir las curvas de Wholer o curvas S-N, y existe una amplia bibliografía relativa al comportamiento de los materiales en distintas condiciones relativas al acabado superficial, tratamiento térmico o de fatiga a altas temperaturas. Los principales ensayos para los que es posible encontrar datos de referencia son los ensayos de fatiga en flexión rotativa (rotating bending fatigue - RBF), flexión reversible de probetas planas (reversed plane bending fatigue - RPB) y flexión axial, pero los autores no han encontrado en los manuales de referencia datos de fatiga relativos a los ensayos de fatiga en flexión en cuatro puntos (four point bending - 4PB). En este sentido, la primera parte del estudio se centra en analizar la influencia que el método de ensayo tiene sobre la respuesta del material, comparando distintos tipos de ensayos, para continuar el trabajo con los datos aportados por los autores y que servirán como referencia para trabajos futuros.

2. MATERIALES

La aleación de estudio es una aleación AA7075 en estado T6. En las Tablas 1 y 2 se describe la composición nominal, y las propiedades mecánicas, respectivamente. El material disponible para los ensayos procede de chapas laminadas de 2 mm de espesor, con orientación T-L. Las probetas fueron mecanizadas con un ancho de 1,95 mm.

Tabla 1. Composición de la aleación de aluminio

	Al	Zn	Cu	Mg	Mn
7075-T6	bal	5.1-6.1	1.2-2.0	2.1-2.9	0.30

Tabla 2. Propiedades mecánicas en tracción

Aleación	σ_{ult} (MPa)	σ_{ys} (MPa)	Alargamiento 50mm (%)	E (GPa)	K_{10} (MPa $m^{1/2}$)
7075-T6	570	505	11	71	25

aleaciones de aluminio (material base) y utilizando distintos tipos de electrolitos en el baño electrolítico, todavía son muy escasos los estudios enfocados a dilucidar la influencia del espesor del recubrimiento anódico en la respuesta a fatiga de los aluminios [2]. Con este trabajo de investigación, los autores pretenden aportar información en este campo estudiando las variaciones que se obtienen en las curvas S-N cuando se con 3 espesores bien diferenciados y uniformes sobre la superficie del material. Teniendo en cuenta que la variable principal de estudio es la variación de las condiciones superficiales, se descartó como metodología de ensayo la fatiga axial. Otros aspectos muy importantes que también se analizaron para elegir la metodología de ensayo fue la geometría de las

En la Tabla 3 se indican las nomenclaturas utilizadas para cada tipo de material.

Tabla 3. Nomenclatura de los tratamientos utilizados.

Nomenclatura	Recubrimiento
A7R	Ninguno - Material de referencia
A7SA2	Anodizado sulfúrico con espesor de 2 μ m
A7SA5	Anodizado sulfúrico con espesor de 5 μ m
A7SA10	Anodizado sulfúrico con espesor de 10 μ m

Las capas anódicas se crecieron sobre probetas planas de sección rectangular en una disolución de H_2SO_4 0,4 M a una temperatura de 35°C, aplicando un voltaje constante de 20V durante 5 minutos para las capas de 2 μ m de espesor. Las capas más gruesas, de 5 μ m y 10 μ m se obtuvieron aplicando un potencial en rampa de 4V/min, hasta alcanzar un valor de 20V, y después se mantuvo constante durante distintos periodos de tiempo hasta alcanzar el espesor deseado. La medida de los espesores se hizo con un equipo Fischerscope.

3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Para conocer como influye la metodología de ensayo en los resultados de la medida se consultaron los datos disponibles de la Royal Aeronautical Society [4] para los ensayos RBF (rotating bending fatigue) y RPB (reversed plane rotating bending) de la aleación de aluminio 7075-T6.

El esquema seguido por los autores para los ensayos de fatiga en flexión en cuatro puntos (4PB), consistió en dos puntos de apoyo separados una distancia L, de 45 mm, con una separación entre los puntos de carga (2/3)L. La Figura 1 que representa la distribución de tensiones de una viga sometida a flexión pura, es equivalente al estado en que se encuentran las probetas en el ensayo de flexión en cuatro puntos. Según se observa en el esquema, el estado tensional más desfavorable se localiza en la superficie de la probeta, porque es donde las tensiones alcanzan la máxima intensidad, siendo de tracción en la cara inferior y de compresión en la superior.

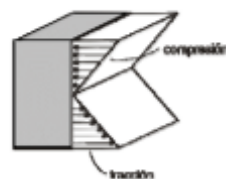


Figura 1. Distribución de tensiones en el material

Utilizando la formulación propia de resistencia de materiales se puede deducir que la tensión nominal de tracción máxima, que se alcanza en la superficie inferior está dada por la expresión:

$$\sigma = \frac{3e}{wh^3} F \quad (1)$$

donde F es la fuerza aplicada, a la distancia entre los puntos de carga y apoyo, w es el ancho y h el espesor.

Una vez definido y fijada la configuración del ensayo el único parámetro que es necesario medir en la probeta es el ancho. El ancho nominal que se definió para el ensayo fue de 19,5 mm. Es importante destacar en este punto que, el poder utilizar esta fórmula para la expresión de la tensión representa una ventaja con respecto al ensayo de fatiga en flexión rotativa, porque el único parámetro que es necesario medir sobre la probeta es el ancho, y la tensión es inversamente proporcional a este valor. En cambio en el ensayo de fatiga RBF la tensión es inversamente proporcional al cubo del diámetro que se mide. Por tanto, la incertidumbre del resultado debido a la medida de la dimensión de la probeta se reduce sensiblemente en el ensayo de fatiga 4PB.

Los ensayos de fatiga 4PB se realizaron a temperatura ambiente en una máquina de ensayos universales servo-hidráulica Instron con un controlador de la serie 8500 y con una célula de carga de 5kN de clase 0,5, calibrada por un laboratorio acreditado. El control del ensayo se realizó en carga aplicando una onda senoidal de amplitud constante y con razón de carga R=0,1. Debido a las limitaciones mecánicas de la máquina de ensayo, los ensayos de fatiga no superaron los 15 Hz de frecuencia y se consideró el límite de ciclos tecnológico en 2×10^8 ciclos.

5. RESULTADOS

5.1. Curvas S-N

En la Figura 2 se representan los datos de la amplitud de tensión frente al número de ciclos (curvas S-N), obtenidos de la bibliografía consultada [3] para una aleación de aluminio 7075-T6. En esta gráfica se presentan los datos del comportamiento a fatiga para el material de referencia, utilizando el ensayo de flexión rotativa (RBF). También se incluyen los datos de fatiga obtenidos para esta aleación con un tratamiento superficial de anodizado sulfúrico. Se observa que en función del tipo de ensayo utilizado (RBF ó RPB) los datos serán diferentes, tanto la resistencia como la vida a fatiga, y la valoración global del proceso de anodizado no será la adecuada si se compararan datos obtenidos con metodologías diferentes.

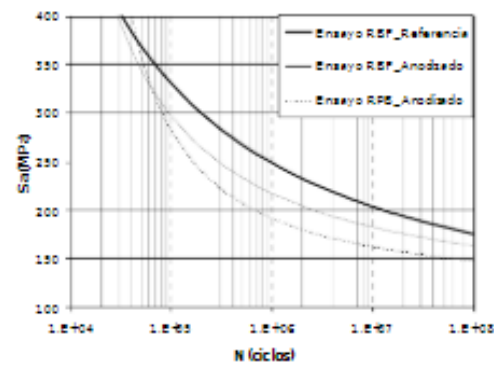


Figura 2. Datos bibliográficos del comportamiento a fatiga de la aleación 7075 en función de la metodología de ensayo y del recubrimiento.

A partir de este resultado se puede deducir que para acometer el estudio de la influencia del espesor del recubrimiento en la respuesta a fatiga de la aleación de aluminio 7075-T6, se hace necesario disponer de una base bibliográfica homogénea, en relación al tipo de ensayo, para poder comparar los resultados y valorar los efectos del tratamiento superficial.

Para analizar la influencia del recubrimiento en la respuesta a fatiga de la aleación de aluminio se utilizó como tratamiento superficial el anodizado sulfúrico, y se trabajó con tres espesores de recubrimientos, de 2, 5 y 10 μm . Los niveles de tensión aplicados para los ensayos de fatiga se establecieron en función de un porcentaje del valor del límite proporcional obtenido en el ensayo estático de flexión. Utilizando como valor promedio del límite proporcional, σ_p , 548 MPa, los niveles de carga con los que se trabajó fueron del 35%, 40%, 45%, 50%, 60% y 70%. Se comprobó que en todos los casos por debajo del 0,30 σ_p el número de ciclos hasta rotura superaba los 5×10^6 ciclos, y para niveles de carga de 0,70 σ_p las roturas se producían para $(1-2) \times 10^5$ ciclos.

Los datos experimentales fueron tratados estadísticamente utilizando la metodología de W. Maening [5] y aplicada según queda definido en otras publicaciones de los autores [6] para obtener las gráficas S-N-P (curvas S-N de probabilidad). Finalmente los datos de probabilidad del 1%, 50% y 99% fueron ajustadas con la ecuación hiperbólica (2).

$$(\log N+B)(\log S+D) = A \quad (4)$$

donde A, B y D son las constantes del ajuste.

En la Figura 3 se han incluido las curvas obtenidas después de aplicar a los datos la metodología estadística y el ajuste antes explicados. Los datos se representan en un gráfico S-N, que representan la máxima tensión cíclica de tracción frente a la vida a

fatiga. Destacar también que las gráficas que se presentan son las que corresponden a una probabilidad de fractura del 50%.

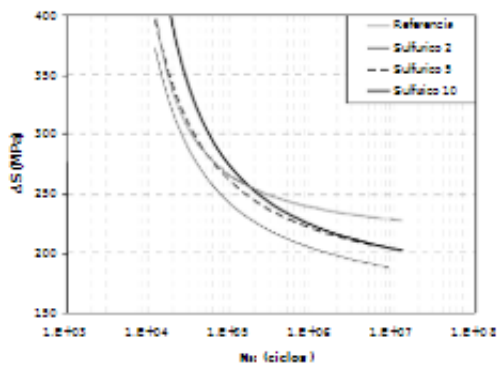


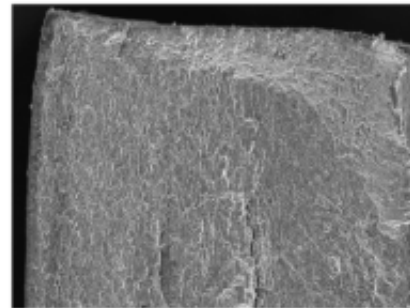
Figura 3. Curvas experimentales S-N₅₀ (50% de probabilidad de fractura) obtenidas en el ensayo de fatiga 4PB para la aleación de aluminio AA7075 sin tratamiento superficial, y con tres espesores de anodizado sulfúrico.

El análisis de los datos incluidos en la Figura 3 son bastante relevantes. Por un lado se observa que la respuesta a fatiga de la aleación con un anodizado convencional de 2 μm , realmente disminuye la respuesta a fatiga del material, dato que está suficiente corroborado en la literatura científica. Sin embargo, cuando se aumenta el espesor de anodizado, sobre las probetas planas con las que se trabaja, la respuesta a fatiga mejora con respecto a lo obtenido para el recubrimiento de 2 μm , y la misma tendencia se observa cuando el espesor del recubrimiento alcanza las 10 μm . En los niveles de carga más altos, que se corresponden con tensiones del 0,70 σ_p , el número de ciclos para los que se produce la rotura en los tres casos del material anodizado son muy similares y las diferencias no son muy significativas, teniendo en cuenta la dispersión propia de los ensayos de fatiga. Sin embargo, a medida que disminuye la carga la diferencia en la respuesta a fatiga se hace más clara. En particular, cabe destacar la tendencia observada a aumentar el límite de fatiga según aumenta el espesor del recubrimiento. Cuando se aumenta el espesor del recubrimiento desde 5 a 10 μm , no se observa una mejora significativa en la respuesta a fatiga del material hasta los 10^6 ciclos, pero a partir de estos valores es evidente que mejora la respuesta del material, y que incluso se supera el límite de fatiga que se obtiene para el material de referencia.

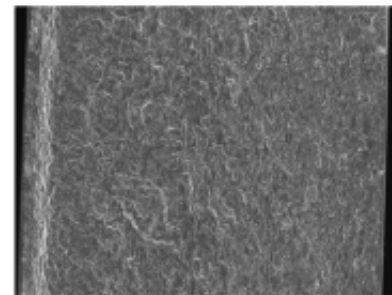
5.2. Análisis fractográfico de las superficies de rotura

En las figuras 4a, 4b y 4c presentan las imágenes de la fractura de tres secciones contiguas de una probeta A7SA10 cuya fractura se ha producido para un bajo nivel de carga (alto número de ciclos). Este es el

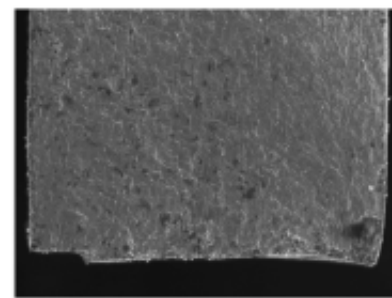
aspecto general que presentan las fracturas cuando se aplican niveles de carga bajos. El lugar donde se origina la fractura corresponde en la figura 4c a la esquina inferior derecha. A partir de este punto la grieta de fatiga se propaga hacia arriba y hacia la izquierda. A medida que avanza la grieta la superficie de fractura se va haciendo más dúctil, como se observa en las figuras 4a y 4b. En la figura 4b se observa que en el lado opuesto a la cara donde por donde avanza la grieta se produce un pequeño escalón con un ancho de 150 μm .



(a)



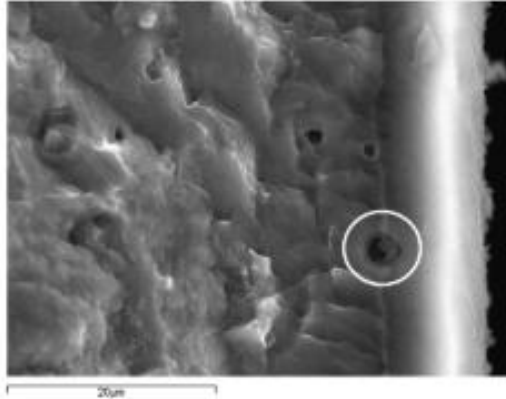
(b)



(c)

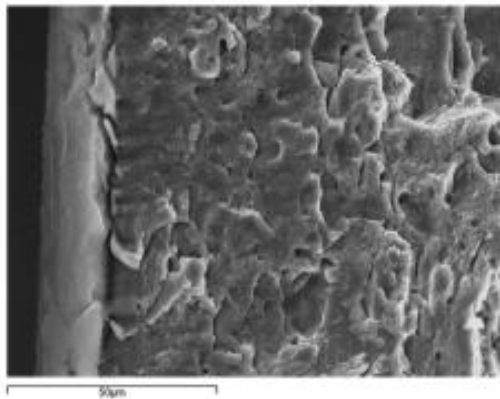
Figuras 4 a, b y c. Imágenes de la superficie de fractura de la aleación A7SA10 a 60x. La rotura se produce para $\sigma = 45\% \sigma_p$ a 1.430.500 ciclos.

La Figura 5 corresponde a la superficie de la probeta por donde se produce el avance de la grieta de fatiga. En esta imagen se aprecia claramente la capa de óxido de alúmina con un espesor de 10 μm . La rotura de esta capa es frágil y existe una perfecta adherencia con el material de base. También destaca la presencia de partículas de segunda fase con un tamaño aproximado de 2,5 μm en la interfase metal-óxido.



Figuras 5. Superficie de la probeta que se corresponde con el lado por donde avanza la grieta de fatiga. Imagen a 2500x.

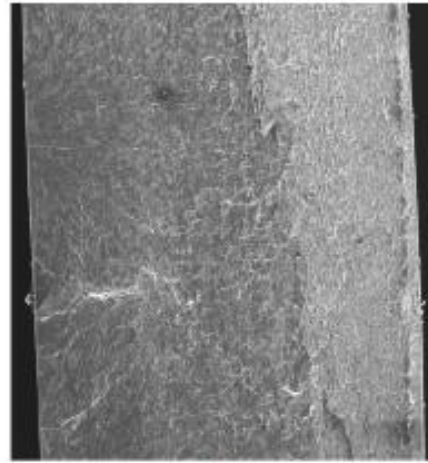
En la superficie opuesta al avance de la grieta de fatiga, en donde la fractura es más brusca porque se produce la rotura final de la probeta, la imagen de la capa de óxido ofrece un aspecto deslaminado según se observa en la Figura 6. Además, aparece una grieta entre la capa de óxido y el metal, que supone la pérdida de adherencia del recubrimiento con la aleación de aluminio.



Figuras 6. Superficie de la probeta que se corresponde con la cara superior (opuesta al lado de avance de la grieta de fatiga). Imagen tomada a 1000x.

Las fractografías de las Figuras 7 a y b corresponde a la fractura de la aleación de aluminio A7SA10 con bajo número de ciclos. A diferencia del caso anterior la

fractura se inicia en varios puntos. El origen de estas fracturas múltiples podría encontrarse en los poros de la interfase metal-óxido que actuarían como desencadenantes de la descohesión entre el metal y el óxido, dando lugar a grietas que favorecerían la rápida propagación de la fractura frágil.



(a)



(b)

Figuras 7 a, y b. Imágenes de la superficie de fractura de la aleación A7SA10. La rotura se produce para $\Delta S = 70\% \sigma_p$ a 13.500 ciclos.

CONCLUSIONES

- La metodología de ensayo de fatiga influye sobre el resultado numérico de la resistencia y límite de fatiga.
- El aumento del espesor del recubrimiento de anodizado no supone un deterioro en las propiedades de fatiga.
- El aumento del espesor del recubrimiento de anodizado mejora sensiblemente el límite de fatiga del material.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a la Xunta de Galicia el apoyo y la confianza otorgadas para la ejecución de este proyecto de investigación, mediante la adjudicación de la subvención con código PGIDIT 09TMT011CT.

REFERENCIAS

- [1] S. Wernick, R. Pinner, P.G. Sheasby, The surface treatment and finishing of aluminium and its alloys, Vol.1 5th ed., ASM International, Metals Park, OH 1995.
- [2] E. Cirik, K. Genel. Effect of anodic oxidation on fatigue performance of 7075-T6 alloy. Surface & Coatings Technology 202 (2008) 5190-5201.
- [3] M. Toledano, M.A. Arenas, A. Monsalve, A. Conde et al. "Caracterización del rango de vida finita en fatiga de la aleación AA7075 con distintos tratamientos superficiales utilizando el ensayo de fatiga en flexión en cuatro puntos". Anales de Mecánica de la Fractura, vol. 31, 2009.
- [4] Royal Aeronautical Society. EDU 87026. "Fatigue strength of anodised aluminium alloy".
- [5] Maenning WW. "Planning and evaluation of fatigue tests". ASM Handbook fatigue and fracture, 1997, pp. 303-313.
- [6] A. Monsalve, M. Páez, M. Toledano et al. "S-N-P curves in 7075 T7351 and 2024 T3 aluminium alloys subjected to surface treatments". Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. 30, 2007, 748-758.

ANEXO 3

Tema: Desarrollo de las aleaciones de titanio y tratamientos superficiales para incrementar la vida útil de los implantes

Fuente: <file:///C:/Users/DELL/Downloads/1397-3179-1-PB.pdf>

REVISTA DE METALURGIA 52(4)
Octubre-Diciembre 2016, e084
ISSN-L: 0034-8570
doi: <http://dx.doi.org/10.3989/revmetalm.084>

Desarrollo de las aleaciones de titanio y tratamientos superficiales para incrementar la vida útil de los implantes

Joan Lario-Femenia[✉], Angélica Amigó-Mata, Ángel Vicente-Escuder, Francisco Segovia-López, Vicente Amigó-Borrás

Universitat Politècnica de València, Instituto de Tecnología de Materiales, Camino de Vera s/n, 46022 Valencia
[✉]Autor para la correspondencia joalafe@posgrado.upv.es

Enviado: 7 Octubre 2016; Aceptado: 14 Noviembre 2016; Publicado on-Line: 19 Diciembre 2016

RESUMEN: El envejecimiento de la población junto con el incremento de la esperanza de vida, obligan al desarrollo de prótesis que presenten un periodo de vida útil cada vez mayor. El éxito clínico de los implantes está basado en la consecución de la osteointegración. Por lo tanto, las prótesis metálicas necesitan disponer de una compatibilidad mecánica con el hueso que sustituyen, que se consigue mediante una combinación de bajo módulo elástico, alta resistencia a la rotura y a fatiga. La mejora, a corto y largo plazo, de la osteointegración es función de múltiples factores, de entre los cuales son de gran importancia su diseño macroscópico y dimensional, el material y la topografía superficial del implante. Este artículo se centra en resumir las ventajas que presentan el titanio y sus aleaciones para ser empleadas como biomateriales, y la evolución que han sufrido estas, en las últimas décadas, para mejorar su biocompatibilidad. En consecuencia, se ha recapitulado la evolución que han sufrido los implantes, resumiéndose a través de tres generaciones. En los últimos años se ha incrementado el interés en los tratamientos superficiales de las prótesis metálicas, con el objetivo de alcanzar una integración del tejido óseo duradera y en el menor tiempo posible. En este artículo se exponen varios tratamientos superficiales utilizados actualmente para modificar la rugosidad o para obtener recubrimientos superficiales; cabe destacar la oxidación electroquímica con tratamiento térmico, para modificar la estructura cristalina de los óxidos de titanio. Tras la revisión bibliográfica llevada a cabo para la redacción de este artículo, las aleaciones β de titanio, con una superficie de nanotubos obtenida mediante oxidación electroquímica y una etapa posterior de tratamiento térmico para obtener una estructura cristalina, son la opción de futuro para mejorar la biocompatibilidad a largo plazo de las prótesis de titanio.

PALABRAS CLAVE: Aleaciones β de titanio; Anodizado; Biocompatibilidad; Nanotubos; Osteointegración; Tratamientos superficiales; Tratamiento térmico

Citación / Cómo citar este artículo: Lario-Femenia, J., Amigó-Mata, A., Vicente-Escuder, A., Segovia-López, F., Amigó-Borrás, V. (2016) "Desarrollo de las aleaciones de titanio y tratamientos superficiales para incrementar la vida útil de los implantes". *Rev. Metal.* 52(4):e084. doi: <http://dx.doi.org/10.3989/revmetalm.084>

ABSTRACT: *Development of titanium alloys and surface treatments to increase the implants lifetime.* The population aging together with increase of life expectancy forces the development of new prosthesis which may present a higher useful life. The clinical success of implants is based on the osseointegration achievement. Therefore, metal implants must have a mechanical compatibility with the substituted bone, which is achieved through a combination of low elastic modulus, high flexural and fatigue strength. The improvement, in the short and long term, of the osseointegration depends on several factors, where the macroscopic design and dimensional, material and implant surface topography are of great importance. This article is focused on summarizing the advantages that present the titanium and its alloys to be used as biomaterials, and the development that they

have suffered in recent decades to improve their biocompatibility. Consequently, the implants evolution has been recapitulated and summarized through three generations. In the recent years the interest on the surface treatments for metallic prostheses has been increased, the main objective is achieve a lasting integration between implant and bone tissue, in the shortest time possible. On this article various surface treatments currently used to modify the surface roughness or to obtain coatings are described; it is worthy to mention the electrochemical oxidation with post-heat treated to modify the titanium oxide crystalline structure. After the literature review conducted for prepare this article, the β titanium alloys, with a nanotubes surface of obtained by electrochemical oxidation and a subsequent step of heat treatment to obtain a crystalline structure are the future option to improve long term biocompatibility of titanium prostheses.

KEYWORDS: Anodization; β titanium alloys; Biocompatibility; Nanotubes; Osseointegration; Surface treatments; Thermal treatments

Copyright: © 2016 CSIC. Este es un artículo de acceso abierto distribuido bajo los términos de la licencia Creative Commons Attribution (CC BY) España 3.0.

1. INTRODUCCIÓN

En Octubre de 2007, la Unión Europea (UE) adoptó una estrategia basada en promover la salud en una población que va envejeciendo gradualmente. En la Fig. 1 aparecen representadas las pirámides demográficas de España en el año 1995 y 2015. Se observa que la parte inferior se está cerrando debido a la baja tasa de maternidad, mientras que la parte superior se está expandiendo por un incremento de la esperanza de vida y una baja tasa de mortalidad. El enfoque estratégico de la UE se basa en reconocer los vínculos entre la salud, la promoción de los sistemas sanitarios dinámicos, la

prosperidad económica y la integración de la salud en todas sus políticas.

El envejecimiento de la población tiene unas consecuencias sociales y económicas importantes. Las mayores necesidades de tratamientos médicos se deben a que cada vez más se alcanzan edades más elevadas ligadas a un aumento de la esperanza de vida y con ello al del gasto sanitario. En la Fig. 2 se muestra la cantidad de intervenciones médicas realizadas para atender fracturas, cada 10.000 habitantes, en función de la edad del paciente (National Center for Health Statistics, 2015). Se observa que a medida que se incrementa la edad del paciente aumenta la probabilidad de sufrir una intervención. En la Fig. 3 se puede observar que en España existe durante el periodo 2004 a 2012, una relación entre el aumento del gasto sanitario y el aumento de la esperanza de vida.

Una condición importante para que las personas envejecen activamente es que disfruten de un buen estado de salud (18th CEIES Seminar, 2002). Se entiende como envejecimiento activo aquel proceso con el que se mejora la calidad de vida con la edad, permitiendo que las personas presenten un bienestar físico, social y mental para poder participar en la sociedad de acuerdo con sus necesidades, deseos y capacidades.

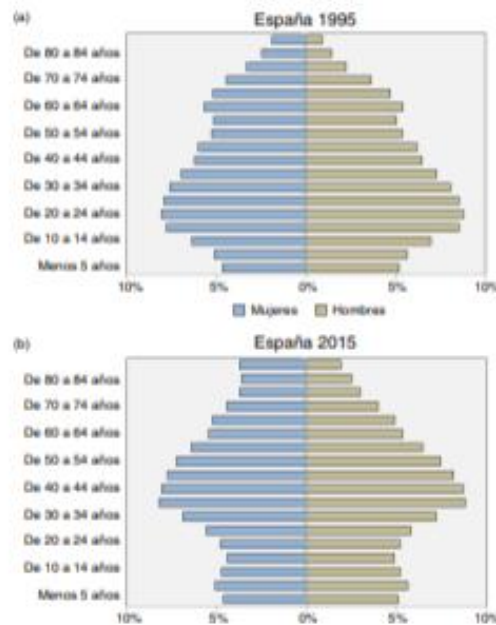


FIGURA 1. Pirámides demográficas española: a) Año 1995 y b) Año 2015.

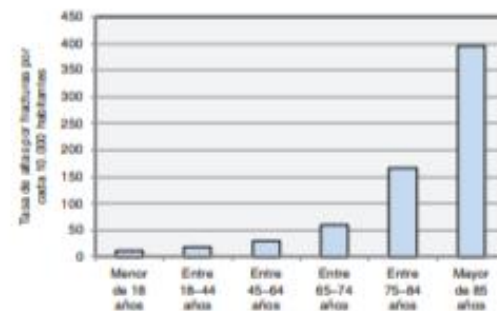


FIGURA 2. Tasa de altas por fracturas por cada 10.000 habitantes. Adaptado de: National Center for Health Statistics (2015).

Bjursten *et al.* (2010) resaltaron la importancia de incrementar la unión del implante al hueso, dado que la vida media de un implante ortopédico está comprendido entre los 10-15 años, lo que implica que los pacientes deben de someterse a dificultosas operaciones de revisión, con largos periodos de rehabilitación. El envejecimiento de la población junto con el incremento de la esperanza de vida, obligan al desarrollo de implantes quirúrgicos y materiales que presenten un periodo de vida útil cada vez mayor.

El aumento de la productividad y la reducción de costes en la sanidad dependen de la mejora de los métodos de diagnóstico y quirúrgicos, entre los que se englobarían las mejoras en las prótesis y la innovación en fármacos. Así pues es importante desarrollar nuevas prótesis con mayores tasas de osteointegración, que presenten un periodo de vida útil superior, reduzcan el tiempo de recuperación y de hospitalización, y el de revisión quirúrgica. Lo anterior podrá prevenir, retrasar y minimizar la dependencia de la población de edad avanzada y reducir, así, los costes de protección social.

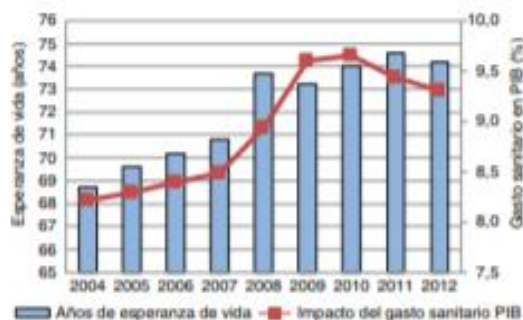


FIGURA 3. Evolución de la esperanza de vida y gasto sanitario en España en periodo comprendido entre 2004-2012.

La principal problemática en la sustitución de una prótesis, es que el hueso receptor se encuentra más deteriorado, presentando menores tasas de osteointegración. Por ello, es importante desarrollar nuevos materiales y tratamientos superficiales que aumenten la vida útil, mejoren la biocompatibilidad y pospongan las revisiones.

Los metales presentan elevadas propiedades mecánicas y físicas. Entre las principales a considerar en la selección del material, están la resistencia máxima a la rotura, el módulo elástico, el límite de resistencia a fatiga, las resistencias al desgaste y a la corrosión (Long y Rack, 1998; Okazaki y Gotoh, 2005; Niinomi, 2008). Las prótesis metálicas no solo necesitan disponer de una compatibilidad mecánica con el hueso que sustituyen, que se consigue mediante una combinación de bajo módulo elástico, una alta resistencia a la rotura y una elevada resistencia a la fatiga, sino que también deben de presentar una elevada biocompatibilidad. En la Fig. 4 se resumen los requisitos que deben cumplir los materiales para poder ser empleados como implantes.

Uno de los requisitos de biocompatibilidad de las prótesis metálicas es que posean unas propiedades físico-mecánicas que les permitan reemplazar o restaurar la función de un tejido del cuerpo, ya que están en contacto de manera continua o intermitente con fluidos corporales, y no deben provocar una respuesta adversa en el huésped (Niinomi, 1998).

El éxito clínico de los implantes está basado en la consecución de la osteointegración, es decir, la conexión directa estructural y funcional entre el hueso vivo y su superficie. La mejora, a corto y largo plazo, de la osteointegración es función de múltiples factores, de entre los cuales, su diseño macroscópico y dimensional, el material y la topografía superficial del implante son de gran importancia.

Requisitos de los implantes		
<p>Compatibilidad</p> <ul style="list-style-type: none"> - Reacción con los tejidos - Biocompatibilidad - Osteointegración - Biactividad <p>Resistencia a la corrosión</p> <ul style="list-style-type: none"> - Liberación de iones - Capa de óxido - Pasividad - Potencial de corrosión <p>Propiedades superficiales</p> <ul style="list-style-type: none"> - Rugosidad - Topografía - Mojabilidad - Energía superficial - Cristalinidad 	<p>Propiedades Mecánicas</p> <ul style="list-style-type: none"> - Tenacidad - Resistencia a la rotura - Ductilidad - Módulo Elástico - Resistencia a fatiga - Dureza - Resistencia al desgaste 	<p>Procesabilidad</p> <ul style="list-style-type: none"> - Métodos de fabricación - Consistencia y conformidad - Disponibilidad materias primas - Calidad materias primas - Esterilidad - Capacidad de producción - Costes de producción

FIGURA 4. Requisitos de los implantes para aplicaciones ortopédicas (Niinomi, 1998).

2. EL TITANIO COMO BIOMATERIAL

El empleo generalizado, como biomaterial, del titanio y sus aleaciones en la fabricación de implantes se debe a que cumplen los requerimientos de biocompatibilidad, osteointegración, propiedades mecánicas, resistencia a la corrosión, procesabilidad y disponibilidad. La elevada osteointegración es debida a que cuando se implanta en un tejido duro, el hueso es capaz de crecer en contacto directo con el implante, sin una apreciable cápsula de tejido blando a su alrededor.

Estas aleaciones presentan un módulo elástico y una densidad menor que los aceros inoxidable o las aleaciones de Co-Cr utilizados como biomateriales. Se disminuye así un posible efecto de atrofia o reabsorción ósea en el hueso cercano al biomaterial implantado (Ryan *et al.*, 2006; Niinomi, 2008).

Además, presentan una alta resistencia a la corrosión, gracias a la capa de óxido que se forma en la superficie de la aleación al entrar en contacto con el oxígeno, protegiéndola y evitando que se siga oxidando. Esta capa de óxido, asimismo, actúa como barrera protectora para evitar la cesión de cualquier tipo de ion desde el interior del metal hacia el medio fisiológico. El crecimiento celular está influenciado por la liberación de iones y partículas de los materiales empleados como implantes, como consecuencia de procesos de corrosión (Cremasco *et al.*, 2011).

La microestructura de las aleaciones de titanio es el resultado de una serie de transformaciones sólido-sólido. Un elevado número de estudios han demostrado que la microestructura de las aleaciones tiene una influencia en las propiedades mecánicas (Sieniawski *et al.*, 1997; Ahmed y Rack, 1998; Lütjering, 1998; Semiatin *et al.*, 2002; Lee y Chen, 2013). En el caso de las aleaciones de titanio, la modificación de la microestructura mediante varios procesos como envejecimiento, tratamientos de solución, temple, forja, etc. han provocado considerables cambios en la resistencia a la rotura, resistencia a la flexión, fatiga, propagación de grietas, dureza, desgaste, corrosión y módulo elástico.

3. EVOLUCIÓN DE LAS ALEACIONES DE TITANIO

En lo que se refiere a las aleaciones de titanio, a principio de los años 80, tras la aparición de las aleaciones de Ti-6Al-4V como prótesis de articulaciones, aparecieron estudios científicos en los que se destacaba la existencia de elevadas concentraciones de partículas de vanadio en los tejidos cercanos a la zona del implante. La presencia de dichas partículas es tóxica, pudiendo tener efectos carcinogénicos, así como interferencias con reacciones sistemáticas del cuerpo (Niinomi, 1998; Okazaki y Gotoh, 2005).

A causa de los problemas de toxicidad a largo plazo que puede presentar el vanadio, en los años 80 se desarrollaron también las aleaciones Ti-6Al-7Nb, que presentan microestructuras y propiedades similares a la Ti-6Al-4V. El vanadio se vio sustituido por niobio para estabilizar la fase β en valores cercanos a la temperatura ambiente. Mediante esta modificación de la composición química de la aleación se consigue mejorar la resistencia a la corrosión y biocompatibilidad de las aleaciones $\alpha+\beta$ (Iijima *et al.*, 2003; Chlebus *et al.*, 2011; Nguyen *et al.*, 2013; Ossowska *et al.*, 2014).

La composición de la capa de óxido en las aleaciones de titanio está influenciada por elementos individuales que la conforman, que debido a los procesos de rozamiento y corrosión entran en contacto con las células y fluidos del cuerpo. Por lo tanto, no solo se tienen que estudiar la biocompatibilidad de las aleaciones sino también de los elementos individuales por separado. Eisenbarth *et al.* (2004) estudiaron la biocompatibilidad de los elementos estabilizantes de la fase β del titanio. En su investigación demostraron la idoneidad de los elementos Nb, Ta, Zr para ser empleados como biomateriales.

A partir de los años 90 empezaron a desarrollarse gran variedad de aleaciones β , principalmente por su mayor resistencia a la fatiga y a la corrosión, así como su menor módulo de elasticidad en comparación con las aleaciones $\alpha+\beta$, para reducir la problemática del apantallamiento de tensiones y pérdida de masa ósea (Kuroda *et al.*, 1998; Cremasco *et al.*, 2008; Park y Bae, 2014).

Por tanto, el esfuerzo en los últimos años se ha centrado en el desarrollo de nuevas aleaciones tipo β para su aplicación como implantes a partir de elementos de aleación biocompatibles como Nb, Ta, Zr o Mo. Lee y Chen (2013) proponen el empleo de las aleaciones de titanio de la familia TNTZ para ser empleadas en implantes ortopédicos. Esta familia de aleaciones presenta un bajo módulo elástico, excelente resistencia mecánica, elevada resistencia

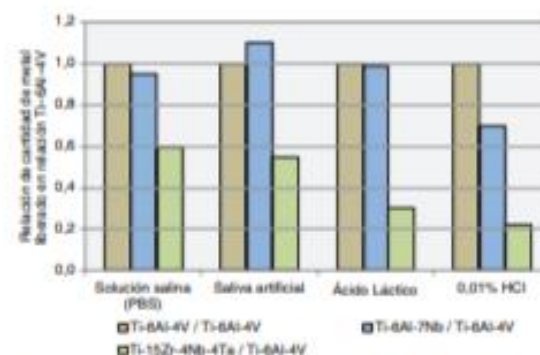


FIGURA 5. Cantidad de metal liberado en relación Ti-6Al-4V (adaptado de Okazaki y Gotoh, 2005).

a la corrosión y están compuestas por elementos biocompatibles (Lee y Chen, 2013). Cremasco *et al.* (2011) demostraron en un estudio *in vitro* que las aleaciones de titanio que presentan Nb, Ta y Zr, como elementos estabilizantes de la fase β , no causan efectos tóxicos y presentan una elevada adhesión celular.

Las aleaciones de Ti-Nb-Ta poseen una mayor densidad de corriente de pasivación en comparación con Ti CP o Ti-6Al-4V. El aumento de la concentración de Ta y Nb en la formulación de la aleación disminuye la densidad de corriente de pasivación y cambia el potencial de corrosión en la dirección noble. Este hecho se produce por la naturaleza pentavalente del Nb y Ta, así como un radio similar al Ti que estabiliza la capa de óxido y disminuye la solubilidad en un ambiente oxidante (Okazaki y Gotoh, 2005). En la Fig. 5, aparece la cantidad de metal liberado por varias aleaciones de titanio, comparada con la aleación Ti-6Al-4V (Okazaki y Gotoh, 2005).

4. EVOLUCIÓN DE LOS BIOMATERIALES

La mayoría de los implantes fallan porque se pierde la interface entre el implante y el hueso, sugiriendo que existe una deficiente osteointegración que contribuye a su fallo (Bjursten *et al.*, 2010). En los últimos años, se ha incrementado el interés en los tratamientos superficiales de las prótesis metálicas para mejorar la osteointegración. Estudios recientes han mostrado que dicho proceso está influenciado por la geometría y topografía de la superficie del implante (Ban *et al.*, 2006; Brammer *et al.*, 2009; Lee *et al.*, 2013; Bayram *et al.*, 2014). La modificación de la rugosidad y área superficial pueden proporcionar un medio más adecuado para la adsorción de proteínas y el crecimiento celular, acelerando el proceso de regeneración del hueso y mejorando a corto y largo plazo la osteointegración de los implantes (Kim *et al.*, 2013; Jeong *et al.*, 2014a).

Los biomateriales, entre los que destacan las aleaciones de titanio, empleados como implantes han evolucionado a través de tres generaciones. La primera generación estaban mecanizados para coincidir con las propiedades físicas del tejido al que sustituyen, con baja toxicidad y siendo biológicamente inertes. El implante debe de ser capaz de distribuir las fuerzas, de forma homogénea, en el tejido óseo circundante (Duraccio *et al.*, 2015). Los implantes dentales en su diseño presentan una rosca, cuyo objetivo es transferir la carga a la mandíbula y proporcionar un anclaje mecánico para su estabilización en el hueso receptor. Las roscas del implante mejoran la estabilidad primaria, que es fundamental para evitar micromovimientos indeseables del implante hasta que se consigue la osteointegración. La alta resistencia mecánica, la tenacidad a la fractura y la biocompatibilidad son esenciales para esta aplicación. En la Tabla 1 aparece resumidas algunas de las propiedades mecánicas y la microestructura de varias aleaciones de titanio.

La segunda generación de implantes fue desarrollada para presentar carácter bioactivo a través de tratamientos superficiales. La modificación de la rugosidad y del área superficial pueden proporcionar un medio más adecuado para la adsorción de proteínas y el crecimiento celular, acelerando el proceso de regeneración del hueso y mejorando a corto y largo plazo la osteointegración de los implantes (Kim *et al.*, 2013; Jeong *et al.*, 2014a). Por lo tanto, la superficie de los implantes necesita de un tratamiento superficial para optimizar sus propiedades y mejorar su biocompatibilidad. Entre estos tratamientos destacan el arenado (Pypen *et al.*, 1997; Cochran *et al.*, 1998), grabado ácido (Diniz *et al.*, 2002; Li *et al.*, 2002; Ban *et al.*, 2006) y los recubrimientos cerámicos (Lee *et al.*, 2013), que mejoran la naturaleza bioactiva de las superficies de los biomateriales.

La tercera generación, la más reciente, intenta promover la respuesta celular a nivel molecular y

TABLA 1. Propiedades mecánicas de las aleaciones de titanio para aplicaciones biomédicas (Niinomi, 1998)

Aleación	Resistencia a tracción (MPa)	Elongación (%)	Módulo elástico (GPa)	Microestructura
Ti CP Grado 2	345	20	102.7	α
Ti CP Grado 4	550	15	104.1	α
Ti-6Al-4V ELI	860-965	10-15	101-110	$\alpha + \beta$
Ti-6Al-7Nb	900-1050	8.1-15	114	$\alpha + \beta$
Ti-13Nb-13Zr	973-1037	10-16	79-84	β
Ti-12Mo-6Zr-2Fe	1060-1100	18-22	74-85	β
Ti-15Mo	874	21	78	β
Ti-35.3Nb-5.1Ta-7.1Zr	596.7	19	55	β
Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr	911	13	80	β

mejorar el rendimiento del implante a largo plazo. Se centra en nuevos tratamientos superficiales con morfología a escala nanométrica, así como en el estudio de aleaciones de titanio con menor módulo elástico. Estudios *in vitro* han demostrado que las superficies con capas de óxido de titanio, con geometría de nanotubos o nanoporos, mejoran el crecimiento celular y el crecimiento óseo (Mindroiu *et al.*, 2010; Tan *et al.*, 2012; Minagar *et al.*, 2013; Han *et al.*, 2014). Salou *et al.* (2015) realizaron un estudio comparativo de osteointegración de diferentes acabados superficiales en implantes en fémures de conejos. Se comparaba implantes mecanizados, implantes arenados con alúmina y atacados con ácido y nanoestructurados. Los resultados de los ensayos de extracción, contacto implante-hueso y crecimiento de hueso indicaron que las superficies con una matriz de nanotubos presentan una mejor osteointegración en el hueso que los implantes con superficies arenadas y grabadas con ácido, y mucho mejor que los implantes simplemente mecanizados (Salou *et al.*, 2015). La mejora en la osteointegración de los implantes con superficie de nanotubos también fue estudiada por Bjursten *et al.* (2010). Estos estudios *in vitro*, en conejos, muestran un incremento del contacto entre el hueso y el implante, una mayor concentración en CaP en la superficie del implante y una mayor fuerza para separar el implante del hueso en aquellos implantes con superficie de nanotubos que las superficies arenadas (Fig. 6) (Bjursten *et al.*, 2010).

Este tipo de geometrías pueden incorporar en su interior agentes bioactivos (antibióticos, bactericidas, Ca-P), que se liberan gradualmente en las cercanías del implante, mejorando la osteointegración a corto y largo plazo (Choe *et al.*, 2010; Çalışkan *et al.*, 2014; Xie *et al.*, 2014). La liberación prolongada de medicamentos desde el implante permite atacar al foco de la infección, reduciendo la cantidad de medicamentos suministrados al paciente y minimizando la posibilidad de la toxicidad sistémica de los medicamentos. Dentro de los fármacos

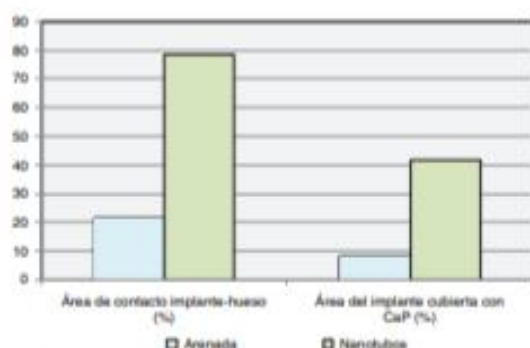


FIGURA 6. Evaluación de la Osteointegración para implantes con superficie arenada y con nanotubos (Bjursten, 2010).

que pueden incorporarse en el interior de los nanotubos se encuentran aquellos que pueden combatir infecciones, reducir la inflamación y promover el crecimiento celular para la formación del hueso (Çalışkan *et al.*, 2014).

5. TRATAMIENTOS SUPERFICIALES

Para llegar a alcanzar una integración del tejido óseo en el implante son necesarios varios meses. En los últimos años, se ha incrementado el interés en los tratamientos superficiales de las prótesis metálicas para mejorar la osteointegración. Estudios recientes han mostrado que dicho proceso está influido por la geometría y topografía de la superficie del implante (Anselme *et al.*, 2000; Ban *et al.*, 2006; Le Guéhennec *et al.*, 2007; Hao *et al.*, 2013). La modificación de la rugosidad y área superficial pueden proporcionar un medio más adecuado para la adsorción de proteínas y el crecimiento celular acelerando el proceso de regeneración del hueso mejorando a corto y largo plazo la osteointegración de los implantes (Mendonça *et al.*, 2008; Jeon *et al.*, 2014b; Salou *et al.*, 2015). Por lo tanto, la superficie de los implantes necesita de un tratamiento superficial para optimizar sus propiedades y mejorar su biocompatibilidad. Existe una amplia variedad de técnicas que modifican la superficie de los implantes y en función de la rugosidad alcanzada se pueden diferenciar en un rango macro, micro-nanométrico, dentro de las cuales existen a su vez subdivisiones.

Entre los primeros tratamientos superficiales empleados para obtener recubrimientos o modificar la rugosidad se pueden citar el plasma spray, el arenado, el tratamiento ácido y el sinterizado de polvo esféricos (Duraccio *et al.*, 2015). Estos recubrimientos mejoran el crecimiento del hueso y afianzan el implante, si se compara con un implante sin tratamiento. La importancia de una topografía a escala micrométrica fue remarcada por Li *et al.* (2002) donde una rugosidad superficial de escala micrométrica, preparada por arenado y atacada con ácido fue capaz de un rápido crecimiento óseo y aumentó el contacto entre hueso e implante. Sin embargo, estas superficies presentan una elevada rugosidad porosa que reducen el crecimiento celular en las primeras etapas de osteointegración (Le Guehenne *et al.*, 2008).

Se ha observado que las superficies a escala nanométrica mejoran la función celular en los biomateriales, resultando en un mejor crecimiento y adhesión de las células osteoblásticas, de la formación de la matriz ósea y de la osteointegración (Kir *et al.*, 2013; Salou *et al.*, 2015). Das *et al.* (2005) estudiaron la influencia que tiene una morfología nanométrica en la interacción celular sobre la superficie del material, donde las superficies con morfología de nanotubos presentaban una mayor densidad

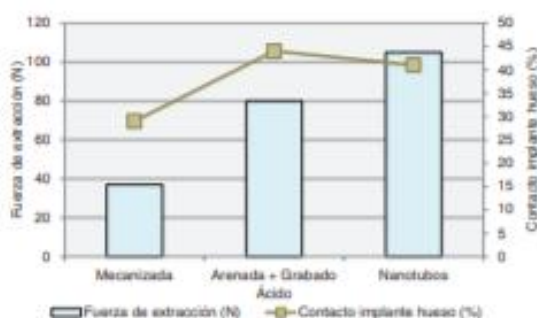


FIGURA 7. Resultados de tres acabados superficiales implantados en cóndilos femorales de conejos NZW durante 4 semanas (Salou *et al.*, 2015).

óptica que las superficies pulidas. Salou *et al.* (2015) demostraron, mediante el estudio en conejos citado, que el anclaje del hueso en una topografía de nanotubos era superior que en superficies mecanizadas o arenadas y grabadas con ácido (Fig. 7).

Dentro de los tratamientos superficiales se encuentran aquellas técnicas que permiten producir una capa de óxido, ampliamente utilizadas en las aleaciones de titanio. Entre las técnicas que se pueden emplear se destacan las gaseosas, microspark, CVD, químicas y electroquímicas. Sin embargo, algunos de estos métodos son complejos o requieren un elevado tiempo, por lo que se han descartado para su aplicación en el campo de la biomedicina. La oxidación electroquímica, entre estas técnicas, está centrando el interés de los investigadores, dado que permite obtener una capa superficial de óxido de titanio con estructura nanotubular, de forma rápida y con reducido coste (Bauer *et al.*, 2011; Berger *et al.*, 2011; Ferreira *et al.*, 2013; Minagar *et al.*, 2013; Çalişkan *et al.*, 2014). A continuación se exponen, de forma resumida, algunas de las técnicas empleadas para modificar la superficie de las aleaciones de titanio empleadas como implantes.

5.1. Proyección térmica

La técnica de plasma spray o proyección térmica se puede definir como la aportación de materiales proyectados en forma de partículas fundidas finamente divididas, sobre un sustrato debidamente preparado. El espesor de la capa formada debe de tener entre los 30-50 μm para ser uniforme, alcanzándose unos valores de rugosidad de alrededor de las 7 μm e incrementándose el área superficial del implante (Duraccio *et al.*, 2015).

5.2. Arenado

Otra alternativa para incrementar la rugosidad superficial de los implantes es la de arenarlos o granallarlos. Esta técnica consiste en proyectar partículas abrasivas, a alta presión, sobre la superficie

del implante a tratar, generando una rugosidad del rango de 10 μm , empleándose como partículas abrasivas la alúmina (Al_2O_3), titanía (TiO_2) e hidroxiapatita, entre otras. La elevada rugosidad resulta en un anclaje mecánico entre el implante y la superficie del hueso. Esta técnica presenta el inconveniente de que las partículas proyectadas se incrustan en la superficie del implante, dejando un residuo que permanece incluso después de la limpieza con ultrasonidos, la pasivación ácida y la esterilización (Duraccio *et al.*, 2015).

5.3. Grabado ácido

Por otra parte, los tratamientos ácidos permiten obtener superficies con microrugosidades, de alrededor de 0,5 a 4 μm de tamaño de microcavidades poro (Ban *et al.*, 2006; Le Guéhennec *et al.*, 2007; Mendonça *et al.*, 2008). Este tipo de rugosidades mejoran la unión entre el hueso y la superficie del implante, donde los implantes de titanio se ven atacados químicamente por ácidos fuertes durante periodos cortos de tiempo y a temperaturas inferiores a los 100 $^{\circ}\text{C}$. Entre los ácidos más empleados se encuentran el ácido clorhídrico, sulfúrico, nítrico o fluorhídrico (Duraccio *et al.*, 2015). El tratamiento ácido ha demostrado mejorar la osteointegración comparado con los implantes tratados por plasma spray o arenados (Ban *et al.*, 2006; Le Guéhennec *et al.*, 2008).

5.4. Oxidación electroquímica

Dentro de los tratamientos superficiales se encuentran las técnicas que permiten producir una capa de óxido, ampliamente utilizadas en las aleaciones de titanio. El titanio, igual que el resto de los metales de transición, es capaz de formar una capa de óxido en su superficie, por lo que pueden ser sometidos a tratamientos electroquímicos para la modificación de su superficie. Este tratamiento se puede realizar a través de una reacción de oxidación-reducción, que se produce por una diferencia de potencial entre el cátodo y el ánodo (Minagar *et al.*, 2012). Sista *et al.* (2013) observaron un incremento de la adhesión y del crecimiento celular en las superficies anodizadas con respecto a las superficies grabadas con ácido o superficies pulidas.

5.5. Oxidación electroquímica en electrolitos que presentan iones flúor

La oxidación electroquímica con electrolitos que contienen iones de flúor, está centrando el interés de los investigadores, dado que permite obtener una capa superficial de óxido de titanio o de otro metal de transición con estructura nanotubular, de forma rápida y con reducido coste (Bauer *et al.*, 2011, Choe

et al., 2010; Kim *et al.*, 2011; Ferreira *et al.*, 2013). El mecanismo básico para la formación de los nanotubos está compuesto por dos procesos, el primero de ellos es el ataque químico y el segundo la disolución química. El mecanismo comienza con la formación de una capa inicial de óxido en la superficie de la aleación de titanio, debida a la interacción de Ti^{3+} , Nb^{3+} , Ta^{3+} y Zr^{4+} y los iones O^{2-} (Sista *et al.*, 2013). Sigue con la aparición del fenómeno de corrosión por picadura, éste se produce por la disolución localizada de los iones de F^- . Las picaduras en la superficie del implante se convierten en poros de mayor tamaño, este crecimiento ocurre por el desplazamiento de la capa de óxido hacia el interior. El avance de esta oxidación selectiva, que separa unas picaduras de otras, permite la formación de los nanotubos (Berger *et al.*, 2010; Minagar *et al.*, 2012). Si el voltaje aplicado es demasiado elevado se produce el colapso de los nanotubos, tal y como se puede observar en la Fig. 8, obtenida por los autores de este artículo.

Las dimensiones, morfología y estructura de los nanotubos de óxido de titanio pueden ser controladas durante su proceso de fabricación (Choe *et al.*, 2010; Kim *et al.*, 2011; Çalışkan *et al.*, 2014; Jeong *et al.*, 2014a). Estas características dependen de los parámetros electroquímicos (rampa y potencial de anodización), de la naturaleza del electrolito (composición, concentración, pH y temperatura de la solución) y de las características del sustrato (composición química, estructura) (Bauer *et al.*, 2011; Kim *et al.*, 2013). El diámetro de los nanotubos aumenta al incrementar el

voltaje. (Choe *et al.*, 2010; Tan *et al.*, 2012; Hao *et al.*, 2013; Çalışkan *et al.*, 2014). La Fig. 9, obtenida por los autores de este artículo, muestra la capa de nanotubos obtenida para una aleación Ti Cp Grado 2 a 25V.

Los electrolitos orgánicos poseen un contenido de oxígeno menor si se compara con los electrolitos acuosos. Estos tipos de electrolitos, como pueden ser los compuestos por NH_4F y glicerol, presentan una menor constante de difusión y este factor tiene influencia en el fenómeno de corrosión por picadura y en la velocidad de disolución de la capa de óxido. Donde la viscosidad del electrolito tiene una gran influencia en la constante de difusión (Minagar *et al.*, 2012). El empleo de estos electrolitos presenta la desventaja de la mayor complejidad en la eliminación de los mismos en etapas posteriores de limpieza y en el mayor tiempo de anodizado para la obtención de nanotubos. El primer motivo hace que los posibles restos viscosos tengan un impacto negativo en etapas posteriores de deposición de elementos bioactivos, como pueden ser el fosfato de calcio o la hidroxiapatita. El segundo motivo, mayores tiempos de anodizado, incrementa el tipo de ciclo para obtención del tratamiento superficial y por lo tanto aumenta el coste de éste.

Estudios *in vitro* han demostrado que las superficies con capas de óxido de titanio, que presentan geometría de nanotubos, mejoran el crecimiento celular y el crecimiento óseo (Mendonça *et al.*, 2008; Berger *et al.*, 2011; Sista *et al.*, 2013). La

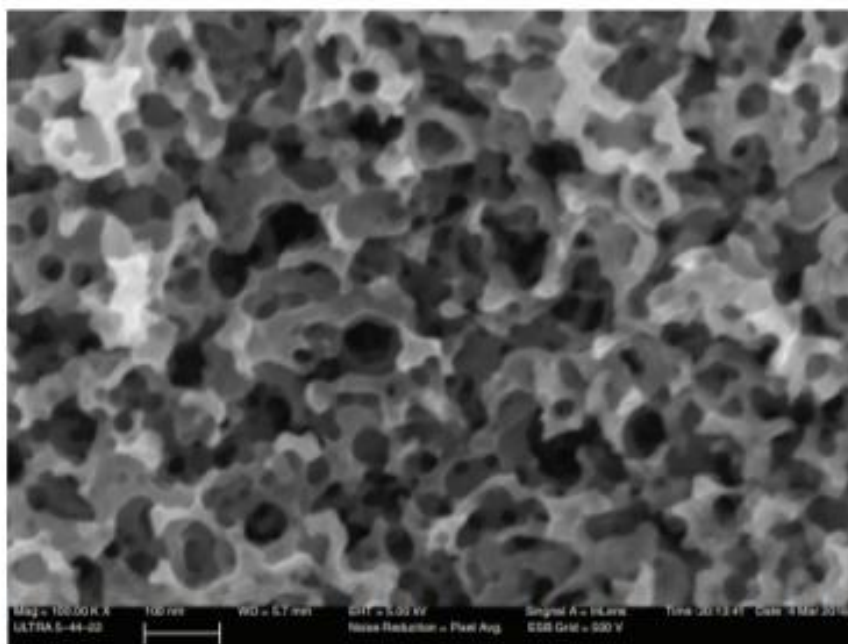


FIGURA 8. Oxidación electroquímica en Ti Cp Grado 2, en un electrolito de H_3PO_4 1M + 0,8% peso NaF y 35 V.

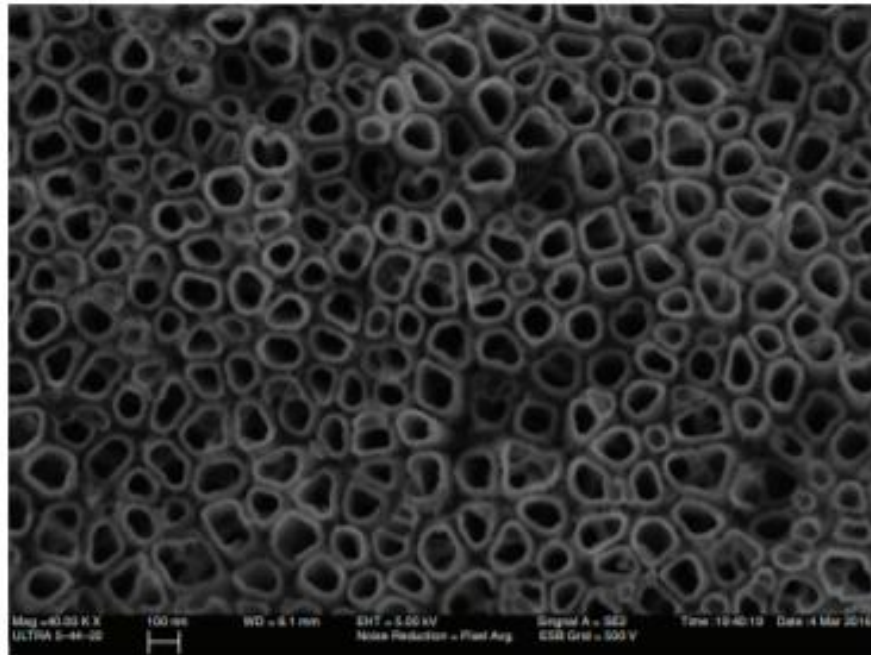


FIGURA 9. Capa de nanotubos obtenida en Ti Cp Grado 2, en un electrolito de H_3PO_4 1M + 0,8% peso NaF y 25 V.

morfología de los nanotubos de titanio, definida por una nanorugosidad, elevada energía superficial y bajo ángulo de contacto mejoran significativamente el anclaje de las células en el implante (Das *et al.*, 2009). El aumento de la rugosidad en la superficie del implante mejora la mojabilidad, favoreciendo la fijación de las células mediante la formación de contactos locales y la absorción de proteínas. Con el tiempo estos implantes con mayor rugosidad se fijan mejor en el lecho del implante, este fenómeno se produce porque el hueso crece dentro de irregularidades de la superficie. Das *et al.* (2007) demostraron que las superficies de titanio CP con una morfología de nanotubos muestran una mejor adhesión y crecimiento de osteoblastos humanos, así como una excelente morfología para el anclaje de filopodios. Brammer *et al.* (2009) demostraron que mediante el control de la nanotopografía de las capas de óxido de titanio, obtenidas con diámetros con valores próximos a 100 nm, induce a la adhesión de células con formas elongadas (ratio 11:1), que incrementan la habilidad para la formación del hueso.

Además, este tipo de geometrías pueden incorporar en su interior agentes bioactivos (antibióticos, bactericidas, Ca-P), que se liberan gradualmente en las cercanías del implante, mejorando la osteointegración a corto y largo plazo (Yao y Webster, 2009; Çalışkan *et al.*, 2014; Xie *et al.*, 2014). En la En la Fig. 10, obtenida por los autores de este artículo, se puede observar claramente la morfología de los nanotubos.

La liberación prolongada de medicamentos desde el implante permite atacar al foco de

la infección, reduciendo la cantidad de medicamentos suministrados al paciente y minimizando la posibilidad de la toxicidad sistemática de los medicamentos. Dentro de los fármacos que pueden incorporarse en el interior de los nanotubos se encuentran aquellos que pueden combatir infecciones, reducir la inflamación y promover el crecimiento celular para la formación del hueso (Çalışkan *et al.*, 2014). Park *et al.* (2014) reportaron que las aleaciones beta de titanio implantadas en ratas, con una superficie de nanotubos y donde se le ha precipitado iones de calcio y fosfato poseen un mayor porcentaje de contacto con el hueso y un mayor grado de anclaje del implante. Yao y Webster (2009) fueron capaces de obtener un tratamiento superficial, de nanotubos, con la capacidad de suministrar antibióticos durante largos periodos de tiempo. Los resultados muestran que la precipitación de antibióticos realizado sobre los nanotubos era capaz de suministrar antibióticos hasta las tres semanas.

5.6. Tratamientos térmicos para modificar la estructura cristalina de las superficies de óxido obtenidos mediante oxidación electroquímica

El recubrimiento de las superficies de titanio es de unos pocos nanómetros de espesor y está formado principalmente por dióxido de titanio amorfo. Las propiedades físico-químicas y electroquímicas de la capa de óxido, así como la estabilidad a largo plazo en ambientes biológicos, juegan

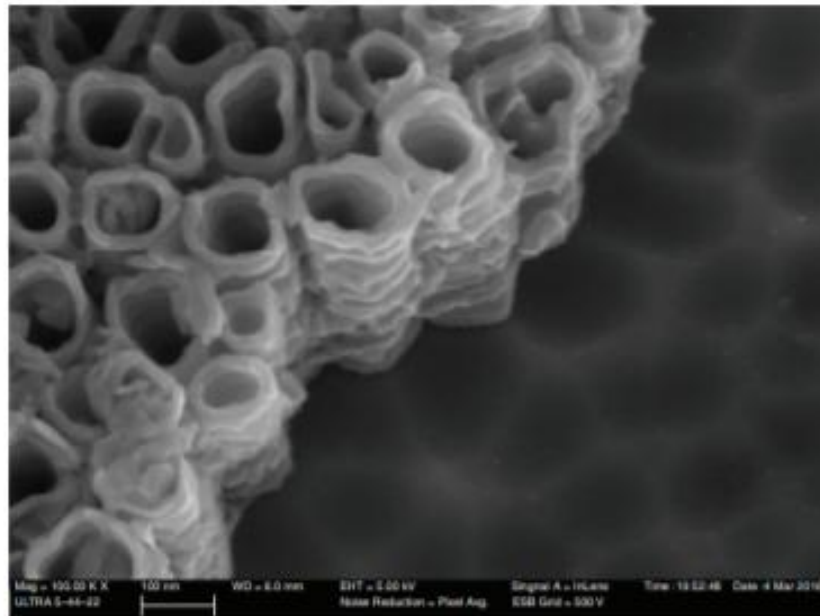


FIGURA 10. Morfología de los nanotubos obtenida en Ti Cp Grado 2, en un electrolito de H_3PO_4 1M + 0,8% peso NaF y 25 V.

un papel decisivo en la biocompatibilidad de los implantes de titanio (Yao y Webster, 2009). La estructura cristalina de los nanotubos de titanio influye en la biocompatibilidad, dado que afecta a la resistencia a la corrosión. Las tres estructuras cristalinas más comunes del óxido de titanio son anatasa, rutilo y brookita. Un elevado número de estudios han probado que este tipo de estructuras presentan un efecto positivo en el crecimiento celular, mejorando la adhesión, proliferación y diferenciación de los osteoblastos (Pan *et al.*, 1996; Browne y Gregson., 2000; Reyes-Coronado *et al.*, 2008; Zhao *et al.*, 2010). Por lo que es recomendable realizar un tratamiento térmico a los nanotubos para ser empleados en materiales para implantes (Kim *et al.*, 2011).

La estructura amorfa obtenida en el proceso de oxidación anódica se puede modificar realizando un tratamiento térmico posterior a la obtención de los nanotubos. Bai *et al.* (2011) reportaron que los nanotubos de titanio pueden transformarse de amorfos a estructura anatasa a temperaturas superiores a 300 °C, y en una mezcla de anatasa y rutilo a una temperatura superior a 450 °C. Los tratamientos térmicos donde se alcanzan temperaturas superiores a los 650 °C, tienen efectos adversos en la estabilidad estructural. Al sobrepasar esta temperatura la elevada área superficial provoca que se alcance el estado sólido de sinterizado, lo que conlleva un crecimiento de grano, densificación y un posible derrumbe o colapso de la estructura.

Yu *et al.* (2010) y Bai *et al.* (2011) llevaron a cabo diferentes tratamientos térmicos para evaluar el crecimiento de los osteoblastos en nanotubos con diferentes estructuras cristalinas. Los resultados mostraron que el crecimiento celular en la superficie de los nanotubos seguía la siguiente tendencia anatasa-rutilo > anatasa > amorfo (Tan *et al.*, 2012). El tratamiento térmico para la obtención de la estructura cristalina en los nanotubos también es útil para eliminar las toxinas, como puede ser el flúor, que permanecen en la superficie de la aleación y que pueden ser tóxicas para el huésped.

5.7. Tratamientos bioactivos

Paralelamente a los tratamientos superficiales como plasma espray, arenado, grabado ácido o la oxidación electroquímica, ya vistos, se han desarrollado recubrimientos con materiales bioactivos, como la hidroxapatita o fosfato de calcio, para mejorar la biocompatibilidad de las superficies de titanio (Choe *et al.*, 2010; Çalışkan *et al.*, 2014; Xie *et al.*, 2014). Aunque estos recubrimientos superficiales presentan una elevada área superficial y bioactividad, tienden a delaminarse en la interfase entre el implante y el hueso debido a la diferencia de espesor y propiedades entre la capa de óxido de titanio y el recubrimiento bioactivo. La adhesión del recubrimiento de CaP al sustrato de titanio es pobre, debido a las diferencias entre el módulo elástico y el coeficiente de expansión térmica que hay entre ambos materiales. Estas diferencias

generan tensiones interfaciales que pueden provocar el fallo del recubrimiento (Duraccio *et al.*, 2015). En los últimos años está cobrando gran interés el estudio de este tipo de recubrimientos en las superficies de titanio con morfología de nanotubos. La principal ventaja de estos nuevos sustratos es la reducción de la concentración de tensiones interfaciales y la mejora de la adhesión (Berger *et al.*, 2011; Tan *et al.*, 2012; Jeong *et al.*, 2014b).

6. CONCLUSIONES

- El empleo de las aleaciones β de titanio mejora la vida útil de prótesis metálicas si se compara con las aleaciones α o $\alpha+\beta$ de titanio utilizadas en la actualidad. Estas aleaciones β presentan una mayor compatibilidad mecánica con el hueso, gracias a su bajo módulo elástico, alta resistencia a la rotura y elevada resistencia a fatiga. El empleo de estas aleaciones reduce el efecto de apantallamiento de tensiones, que provoca reabsorción ósea en el hueso cercano a la prótesis y que merma la vida útil del implante. Además, esta familia de aleaciones está compuesta con elementos biocompatibles, como son el Nb, Ta y Zr, que aumentan la resistencia a la corrosión de la aleación y reducen la posibilidad de reacciones sistemáticas del cuerpo.

- También cabe destacar que el tratamiento superficial que mayor tasa de osteointegración consigue es la oxidación electroquímica, en electrolitos que presentan iones de flúor. Este tratamiento permite obtener una capa superficial de óxido de titanio, o de otro metal de transición, con estructura nanotubular de forma rápida y con reducido coste de fabricación. La rugosidad superficial a escala nanométrica mejora el crecimiento óseo y el contacto entre el hueso e implante, si se compara con las técnicas tradicionales de arenado o grabado ácido. Con el tiempo, estos implantes, con morfología de nanotubos, se fijan mejor y aumentan la vida útil de la prótesis.

- El empleo de post tratamientos térmicos para la obtención de una estructura cristalina en los nanotubos mejora la resistencia a la corrosión de los biomateriales, traduciéndose en una mejora del crecimiento celular y el aumento de la vida útil de la prótesis.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Economía y competitividad el apoyo financiero a través del proyecto de investigación MAT2014-53764-C3-1-R y a la Generalitat Valenciana a través del apoyo PROMETEO/2016/040. A la Comisión Europea a través de los fondos FEDER que han permitido la adquisición de los equipos para la

investigación y del Servicio de Microscopía de la Universitat Politècnica de València.

REFERENCIAS

- Ahmed, T., Rack, H.J. (1998). Phase transformations during cooling in $\alpha+\beta$ titanium alloys. *Mat. Sci. Eng. A-Struct.* 243 (1-2), 206-211. [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00802-2](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00802-2).
- Anselme, K., Bigerelle, M., Noel, B., Dufresne, E., Judas, D., Iost, A., Hardouin, P. (2000). Qualitative and quantitative study of human osteoblast adhesion on materials with various surface roughnesses. *J. Biomed. Mater. Res.* 49 (2), 155-166. [http://dx.doi.org/10.1002/\(SICI\)1097-4636\(200002\)49:2<155::AID-JBM2>3.0.CO;2-J](http://dx.doi.org/10.1002/(SICI)1097-4636(200002)49:2<155::AID-JBM2>3.0.CO;2-J).
- Bai, Y., Park, I.S., Park, H.H., Lee, M.H., Bae, T.S., Duncan, W., Swain, M. (2011). The effect of annealing temperatures on surface properties, hydroxyapatite growth and cell behaviors of TiO₂ nanotubes. *Surf. Interface Anal.* 43 (6), 998-1005. <http://dx.doi.org/10.1002/sia.3683>.
- Ban, S., Iwaya, Y., Kono, H., Sato, H. (2006). Surface modification of titanium by etching in concentrated sulfuric acid. *Dent. Mater.* 22 (12), 1115-1120. <http://dx.doi.org/10.1016/j.dental.2005.09.007>.
- Bauer, S., Pittrof, A., Tsuchiya, H., Schmuki, P. (2011). Size-effects in TiO₂ nanotubes: Diameter dependent anatase/rutile stabilization. *Electrochim. Commun.* 13 (6), 538-541. <http://dx.doi.org/10.1016/j.elecom.2011.03.003>.
- Bayram, C., Demirbük, M., Yalçın, E., Bozkurt, M., Doğan, M., Denkbaş, E.B. (2014). Osteoblast response on co-modified titanium surfaces via anodization and electrospinning. *Appl. Surf. Sci.* 288, 143-148. <http://dx.doi.org/10.1016/j.apsusc.2013.09.168>.
- Berger, S., Hahn, R., Roy, P., Schmuki, P. (2010). Self-organized TiO₂ nanotubes: Factors affecting their morphology and properties. *Phys. Status Solidi B* 247 (10), 2424-2435. <http://dx.doi.org/10.1002/pssb.21046373>.
- Berger, S., Albu, S.P., Schmidt-Stein, F., Hildebrand, H., Schmuki, P., Hammond, J.S., Reichmaier, S. (2011). The origin for tubular growth of TiO₂ nanotubes: A fluoride rich layer between tube-walls. *Surf. Sci.* 605 (19-20), L57-L60. <http://dx.doi.org/10.1016/j.susc.2011.06.019>.
- Bjursten, L.M., Rasmussen, L., Oh, S., Smith, G.C., Brammer, K.S., Jin, S. (2010). Titanium dioxide nanotubes enhance bone bonding in vivo. *J. Biomed. Mater. Res. A* 92A (3), 1218-1224. <http://dx.doi.org/10.1002/jbm.a.32463>.
- Brammer, K.S., Oh, S., Cobb, C.J., Bjursten, L.M., Heyde, H., Van Der, Jin, S. (2009). Improved bone-forming functionality on diameter-controlled TiO₂ nanotube surface. *Acta Biomater.* 5 (8), 3215-3223. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actbio.2009.05.008>.
- Browne, M., Gregson, P.J. (2000). Effect of mechanical surface pretreatment on metal ion release. *Biomaterials* 21 (4), 385-392. [http://dx.doi.org/10.1016/S0142-9612\(99\)00200-8](http://dx.doi.org/10.1016/S0142-9612(99)00200-8).
- Caliskan, N., Bayram, C., Endal, E., Karahaliloglu, Z., Denkbaş, E.B. (2014). Titania nanotubes with adjustable dimensions for drug reservoir sites and enhanced cell adhesion. *Mat. Sci. Eng. C* 35, 100-105. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msec.2013.10.033>.
- Chlebus, E., Kuźnicka, B., Kurzynowski, T., Dybala, B. (2011). Microstructure and mechanical behaviour of Ti-6Al-7Nb alloy produced by selective laser melting. *Mater. Charact.* 62 (5), 488-495. <http://doi.org/10.1016/j.matchar.2011.03.006>.
- Choe, H.C., Kim, W.G., Jeong, Y.H. (2010). Surface characteristics of HA coated Ti-30Ta-xZr and Ti-30Nb-xZr alloys after nanotube formation. *Surf. Coat. Tech.* 205 (Suppl. 1), S305-S311. <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2010.08.020>.
- Cochran, D.L., Schenk, R.K., Lussi, A., Higginbottom, F.L., Buser, D. (1998). Bone response to unloaded and loaded titanium implants with a sandblasted and acid-etched surface: A histometric study in the canine mandible. *J. Biomed. Mater. Res.* 40 (1), 1-11. [http://dx.doi.org/10.1002/\(SICI\)1097-4636\(199804\)40:1<1::AID-JBM1>3.0.CO;2-Q](http://dx.doi.org/10.1002/(SICI)1097-4636(199804)40:1<1::AID-JBM1>3.0.CO;2-Q).

- Cremasco, A., Osório, W.R., Freire, C.M., Garcia, A., Caram, R. (2008). Electrochemical corrosion behavior of a Ti-35Nb alloy for medical prostheses. *Electrochim. Acta* 53 (14), 4867–4874. <http://dx.doi.org/10.1016/j.electacta.2008.02.011>.
- Cremasco, A., Messias, A.D., Esposito, A.R., Duck, E.A.D.R., Caram, R. (2011). Effects of alloying elements on the cytotoxic response of titanium alloys. *Mat. Sci. Eng. C* 31 (5), 833–839.
- Das, K., Bose, S., Bandyopadhyay, A. (2007). Surface modifications and cell-materials interactions with anodized Ti. *Acta Biomater.* 3 (4), 573–585. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actbio.2006.12.003>.
- Das, K., Bose, S., Bandyopadhyay, A. (2009). TiO₂ nanotubes on Ti: Influence of nanoscale morphology on bone cell-materials interaction. *J. Biomed. Mater. Res.-A* 90A (1), 225–237. <http://dx.doi.org/10.1002/jbm.a.32088>.
- Diniz, M.G., Soares, G.A., Coelho, M.J., Fernandes, M.H. (2002). Surface topography modulates the osteogenesis in human bone marrow cell cultures grown on titanium samples prepared by a combination of mechanical and acid treatments. *J. Mater. Sci. - Mater. M.* 13 (4), 421–432. <http://dx.doi.org/10.1023/A:1014357122284>.
- Duraccio, D., Mussano, F., Faga, M.G. (2015). Biomaterials for dental implants: current and future trends. *J. Mater. Sci.* 50 (14), 4779–4812. <http://dx.doi.org/10.1007/s10853-015-9056-3>.
- Eisenbarth, E., Velten, D., Müller, M., Thull, R., Brems, J. (2004). Biocompatibility of β -stabilizing elements of titanium alloys. *Biomaterials* 25 (26), 5705–5713. <http://dx.doi.org/10.1016/j.biomaterials.2004.01.021>.
- Ferreira, C.P., Gonçalves, M.C., Caram, R., Bertazzoli, R., Rodrigues, C.A. (2013). Effects of substrate microstructure on the formation of oriented oxide nanotube arrays on Ti and Ti alloys. *Appl. Surf. Sci.* 285 (Part B), 226–234. <http://dx.doi.org/10.1016/j.apsusc.2013.08.041>.
- Han, C.M., Kim, H.E., Koh, Y.H. (2014). Creation of hierarchical micro/nano-porous TiO₂ surface layer onto Ti implants for improved biocompatibility. *Surf. Coat. Tech.* 251, 226–231. <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2014.04.030>.
- Hao, Y.Q., Li, S.J., Hao, Y.L., Zhao, Y.K., Ai, H.J. (2013). Effect of nanotube diameters on bioactivity of a multifunctional titanium alloy. *Appl. Surf. Sci.* 268, 44–51. <http://dx.doi.org/10.1016/j.apsusc.2012.11.142>.
- Iijima, D., Yoneyama, T., Doi, H., Hamanaka, H., Kurosaki, N. (2003). Wear properties of Ti and Ti-6Al-7Nb castings for dental prostheses. *Biomaterials* 24 (8), 1519–1524. [http://dx.doi.org/10.1016/S0142-9612\(02\)00533-1](http://dx.doi.org/10.1016/S0142-9612(02)00533-1).
- Jeong, Y.H., Kim, W.G., Choe, H.C., Brantley, W.A. (2014a). Control of nanotube shape and morphology on Ti-Nb-Ta-Zr alloys by varying anodizing potential. *Thin Solid Films* 572, 105–112. <http://dx.doi.org/10.1016/j.tsf.2014.09.057>.
- Jeong, Y.H., Kim, E.J., Brantley, W.A., Choe, H.C. (2014b). Morphology of hydroxyapatite nanoparticles in coatings on nanotube-formed Ti-Nb-Ta-Zr alloys for dental implants. *Vacuum* 107, 297–303. <http://dx.doi.org/10.1016/j.vacuum.2014.03.004>.
- Kim, W.G., Choe, H.C., Brantley, W.A. (2011). Nanostructured surface changes of Ti-35Ta-xZr alloys with changes in anodization factors. *Thin Solid Films* 519 (15), 4663–4667. <http://dx.doi.org/10.1016/j.tsf.2011.01.013>.
- Kim, E.S., Jeong, Y.H., Choe, H.C., Brantley, W.A. (2013). Formation of titanium dioxide nanotubes on Ti-30Nb-xTa alloys by anodizing. *Thin Solid Films* 549, 141–146. <http://dx.doi.org/10.1016/j.tsf.2013.08.058>.
- Kuroda, D., Niinomi, M., Morinaga, M., Kato, Y., Yashiro, T. (1998). Design and mechanical properties of new β type titanium alloys for implant materials. *Mat. Sci. Eng. A-Struct.* 243 (1–2), 244–249. [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00808-3](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00808-3).
- Le Guehennec, L., Soudan, A., Layrolle, P., Amouriq, Y. (2007). Surface treatments of titanium dental implants for rapid osseointegration. *Dent. Mater.* 23 (7), 844–854. <http://dx.doi.org/10.1016/j.dental.2006.06.025>.
- Le Guehennec, L., Lopez-Heredia, M.-A., Enkel, B., Weiss, P., Amouriq, Y., Layrolle, P. (2008). Osteoblastic cell behaviour on different titanium implant surfaces. *Acta Biomater.* 4 (3), 535–543. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actbio.2007.12.002>.
- Lee, K., Jeong, Y.H., Ko, Y.M., Choe, H.C., Brantley, W.A. (2013). Hydroxyapatite coating on micropore-formed titanium alloy utilizing electrochemical deposition. *Thin Solid Films* 549, 154–158. <http://dx.doi.org/10.1016/j.tsf.2013.09.002>.
- Lee, W.S., Chen, C.W. (2013). High temperature impact properties and dislocation substructure of Ti-6Al-7Nb biomedical alloy. *Mat. Sci. Eng. A-Struct.* 576, 91–100. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2013.03.088>.
- Li, D., Ferguson, S.J., Beutler, T., Cochran, D.L., Sittig, C., Hirt, H.P., Buser, D. (2002). Biomechanical comparison of the sandblasted and acid-etched and the machined and acid-etched titanium surface for dental implants. *J. Biomed. Mater. Res.-A* 60 (2), 325–332. <http://dx.doi.org/10.1002/jbm.10063>.
- Long, M., Rack, H.J. (1998). Titanium alloys in total joint replacement—a materials science perspective. *Biomaterials* 19 (18), 1621–1639. [http://dx.doi.org/10.1016/S0142-9612\(97\)00146-4](http://dx.doi.org/10.1016/S0142-9612(97)00146-4).
- Lütjering, G. (1998). Influence of processing on microstructure and mechanical properties of (α + β) titanium alloys. *Mat. Sci. Eng. A-Struct.* 243 (1–2), 32–45. [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00778-8](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00778-8).
- Mendonça, G., Mendonça, D.B.S., Aragão, F.J.L., Cooper, L.F. (2008). Advancing dental implant surface technology – From micron- to nanotopography. *Biomaterials* 29 (28), 3822–3835. <http://dx.doi.org/10.1016/j.biomaterials.2008.05.012>.
- Minagar, S., Berndt, C.C., Wang, J., Ivanova, E., Wen, C. (2012). A review of the application of anodization for the fabrication of nanotubes on metal implant surfaces. *Acta Biomater.* 8 (8), 2875–2888. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actbio.2012.04.005>.
- Minagar, S., Wang, J., Berndt, C.C., Ivanova, E.P., Wen, C. (2013). Cell response of anodized nanotubes on titanium and titanium alloys. *J. Biomed. Mater. Res.-A* 101A (9), 2726–2739. <http://dx.doi.org/10.1002/jbm.a.34575>.
- Mindrou, M., Pirvu, C., Ion, R., Demetrescu, I. (2010). Comparing performance of nanoarchitectures fabricated by Ti6Al7Nb anodizing in two kinds of electrolytes. *Electrochim. Acta* 56 (1), 193–202. <http://dx.doi.org/10.1016/j.electacta.2010.08.100>.
- National Center for Health Statistics (2015). *Health, United States With Special Feature on Adults Aged 55–64*, DHHS Publication N° 2015-1232.
- Nguyen, T.D.T., Park, I.S., Lee, M.H., Bae, T.S. (2013). Enhanced biocompatibility of a pre-calcified nanotubular TiO₂ layer on Ti-6Al-7Nb alloy. *Surf. Coat. Tech.* 236, 127–134. <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2013.09.038>.
- Niinomi, M. (1998). Mechanical properties of biomedical titanium alloys. *Mat. Sci. Eng. A-Struct.* 243 (1–2), 231–236. [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00806-X](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00806-X).
- Niinomi, M. (2008). Mechanical biocompatibilities of titanium alloys for biomedical applications. *J. Mech. Behav. Biomed. Mater.* 1 (1), 30–42. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmbm.2007.07.001>.
- Okazaki, Y., Gotob, E. (2005). Comparison of metal release from various metallic biomaterials in vitro. *Biomaterials* 26 (1), 11–21. <http://dx.doi.org/10.1016/j.biomaterials.2004.02.005>.
- Ossowska, A., Sobieszczyk, S., Supernak, M., Zielinski, A. (2014). Morphology and properties of nanotubular oxide layer on the “Ti-13Zr-13Nb” alloy. *Surf. Coat. Tech.* 258, 1239–1248. <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2014.06.054>.
- Pan, J., Thierry, D., Leygraf, C. (1996). Electrochemical impedance spectroscopy study of the passive oxide film on titanium for implant application. *Electrochim. Acta* 41 (7–8), 1143–1153. [http://dx.doi.org/10.1016/0013-4686\(95\)00465-3](http://dx.doi.org/10.1016/0013-4686(95)00465-3).
- Park, I.-S., Bae, T.-S. (2014). The bioactivity of enhanced Ti-32Nb-5Zr alloy with anodic oxidation and cyclic calcification. *Int. J. Precis. Eng. Man.* 15 (8), 1595–1600. <http://dx.doi.org/10.1007/s12541-014-0508-5>.

ANEXO 4

Tema: *Análisis de la influencia del cobre en la soldabilidad de aceros de bajo carbono*

Fuente: <file:///C:/Users/DELL/Downloads/CD-7751.pdf>



ESCUELA POLITÉCNICA NACIONAL



FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA

“ANÁLISIS DE LA INFLUENCIA DEL COBRE EN LA SOLDABILIDAD DE ACEROS DE BAJO CARBONO”

TRABAJO DE TITULACIÓN PREVIO A LA OBTENCIÓN DEL TÍTULO DE
INGENIERO MECÁNICO

EMILIO JOSÉ BÁEZ BARRAGÁN

emilio.baez@epn.edu.ec

LUIS FELIPE GALEANO REINA

luis.galeano@epn.edu.ec

DIRECTOR: ING. GALO HOMERO BARRAGÁN CAMPOS, M. Sc.

homero.barragan@epn.edu.ec

Quito, Mayo 2017

RESUMEN

En el presente trabajo de investigación se analizó la influencia que tiene el cobre en la soldabilidad de los aceros de bajo carbono, se determinó el porcentaje de cobre en el cordón de soldadura del acero con el cual empieza el problema de fisuramiento y la afectación que existió en las propiedades mecánicas. La detección de fisuras se hizo mediante el uso de las técnicas de ensayos no destructivos más utilizadas a nivel industrial.

El porcentaje de cobre en el acero con el cual empezó el problema de fisuramiento fue de 3.02%. La disminución en la resistencia a la tracción fue evidente en las probetas que se aumentó el porcentaje de cobre, comparadas con la resistencia a la tracción del material base, creando una tendencia a la disminución de la resistencia a la tracción conforme se aumenta el contenido de cobre. En general, el cobre en el acero no presenta una buena mezcla, formándose un sistema de dos fases.

Palabras clave: acero, cobre, fisuras, porcentaje

ABSTRACT

In the present work the influence of copper on the weldability of low carbon steels was analyzed, the percentage of copper in the weld bead of the steel with which the problem of cracking starts and the effect that existed in the mechanical properties. Fissure detection was done using the non-destructive testing techniques most commonly used at industrial level.

The percentage of copper in the steel with which the cracking problem began was 3.02%. A diminution in tensile strength was evident in the specimens, compared with the tensile strength of the base material, creating a tendency to decrease the tensile strength as the copper content increases.

In general, the copper in the steel does not present a good mixture, forming a two-phase system.

Keywords: steel, copper, cracks, percentage

“ANÁLISIS DE LA INFLUENCIA DEL COBRE EN LA SOLDABILIDAD DE ACEROS DE BAJO CARBONO”

INTRODUCCIÓN

La soldabilidad es una de las propiedades tecnológicas más importantes dentro del campo de la soldadura, la cual depende de una serie de factores como son: tipo de material base, elementos aleantes, tipo de junta y proceso de soldadura, velocidad de enfriamiento, energía suministrada, temperatura de precalentamiento y secuencia de soldadura.

La influencia de los elementos aleantes mejora o disminuye las propiedades de los aceros dependiendo del porcentaje en que se encuentren. Existen estudios previos de la influencia que produce el fósforo y el azufre en la soldabilidad de los aceros.

El cobre mejora la resistencia a la corrosión atmosférica de los aceros, pero puede provocar fisuramiento. En cuanto a este problema no existe mayor información acerca de un porcentaje máximo de cobre que puede contener un acero al carbono para que éste no disminuya sus propiedades.

Algunos aceros que son muy utilizados en la industria tienden a formar grietas después de un proceso de soldadura; las propiedades de estas aleaciones dependen de los elementos que las constituyen, aunque en su gran mayoría mejoran las propiedades, estos elementos no pueden agregarse en grandes cantidades, porque una de las propiedades que se ve afectada es la soldabilidad.

Para determinar si una soldadura es aceptable es necesario someterla a una serie de ensayos los cuales pueden ser ensayos destructivos o no destructivos.

Los ensayos destructivos consisten en destruir físicamente a las probetas de soldadura, con el fin de determinar la integridad de la soldadura y ciertas propiedades mecánicas y físicas. Además estos ensayos sirven para la calificación del procedimiento de soldadura, el rendimiento de calificación del soldador, la inspección de muestreo de las soldaduras de producción, inspección, investigación y trabajo de análisis de fallas.

Los ensayos no destructivos no afectan la estructura ni composición del material evaluado. Mediante estos ensayos se puede determinar la fiabilidad de la unión soldada y por tanto su calidad, sin necesidad de ocupar un gran número de probetas a diferencia de los ensayos destructivos.

En Ecuador los procesos de soldadura más comunes son los procesos de fusión, especialmente SMAW, pero lastimosamente los operarios no tienen el suficiente criterio para evitar ciertos problemas como el de contaminación de agentes externos.

En la construcción de estructuras metálicas se puede presentar contaminaciones provenientes de tuberías o alambres de cobre por descuidos del personal a cargo o por no seguir adecuadamente el procedimiento de soldadura. Estas contaminaciones no son tomadas con la debida importancia, las cuales pueden ocasionar futuros problemas por un debilitamiento de la estructura.

Otro ejemplo es la protección catódica, que es una técnica utilizada para la reducción o eliminación de la corrosión en metales propensos a este fenómeno. Para conocer el potencial de un metal a corroerse, se mide la diferencia de potencial entre el metal sumergido en un medio corrosivo y un electrodo de referencia adecuado.

Uno de los electrodos de referencia más utilizados es el de cobre, el cual debe ir soldado al material, en este punto se pueden presentar problemas posteriores por la soldadura de este electrodo.

Objetivo general

Analizar la influencia del cobre en la soldabilidad de aceros de bajo carbono.

Objetivos específicos

- Determinar el porcentaje de cobre que provoque un fisuramiento en la soldadura de un acero de bajo carbono.
- Utilizar ensayos no destructivos para la detección de defectos de soldadura a medida que se incremente el porcentaje de cobre.
- Analizar la afectación de las propiedades mecánicas de un acero de bajo carbono cuando el porcentaje de cobre ocasione fisuras.

1. GENERALIDADES

1.1. Soldadura

Un proceso de unión que produce la coalescencia de los materiales calentándolos a la temperatura de soldadura, con o sin la aplicación de presión o mediante la aplicación de presión sola y con o sin el uso de metal de aporte.

1.1.1. Clasificación de la soldadura

Soldadura heterogénea

Se realiza entre materiales de distinta naturaleza, puede o no haber material de aporte, o si es entre materiales iguales, el material de aporte es diferente (Soldadura, 2016).

Soldadura homogénea

La soldadura se realiza entre materiales de la misma naturaleza, de igual forma su material de aporte si su proceso lo requiere (Soldadura, 2016).

1.2. Soldabilidad

La capacidad de un material a ser soldado bajo las condiciones de fabricación impuestas en una estructura específica, diseñada apropiadamente y para funcionar satisfactoriamente en el servicio previsto.

1.2.1. Tipos de soldabilidad

Soldabilidad operativa

Esta característica es importante ya que determina si el material puede o no puede ser soldado, además está relacionado con el enlace que se genera a nivel atómico o molecular por ejemplo el enlace metálico tiene una buena soldabilidad operativa (Molera, 1992).

Soldabilidad metalúrgica

Esta permite saber hasta qué punto se pueden soldar dos metales sin presentar defectos o problemas en su soldadura, la soldabilidad metalúrgica se puede modificar aplicando

1.2.3. Factores que afectan a la soldabilidad

Material base

Debido a la presencia de los elementos aleantes se modifica el intervalo de cristalización, fases presentes, cambios y transformaciones durante el calentamiento y cambios en las propiedades físicas del material base.

Tecnología de soldadura

Depende directamente del proceso de soldadura elegido, de los materiales de aporte, tipo de junta y procedimientos utilizados.

Forma y tipo de construcción

Son las restricciones y rigidez que presenta la soldadura.

Propiedades requeridas de la unión

De acuerdo a los requerimientos exigidos por las normas en las que se rigen.

1.3. Elementos aleantes

Algunos elementos son añadidos a los aceros para brindarles propiedades especiales tales como maquinabilidad, soldabilidad, tenacidad, resistencia mecánica entre otras, cada elemento influye de diferente manera en estas propiedades de los aceros (Kalpakjian, 2008).

1.3.1. Azufre

Aumenta la maquinabilidad al combinarse con manganeso, pero disminuye la ductilidad, resistencia al impacto, la soldabilidad y la calidad superficial (Kalpakjian, 2008).

1.3.2. Carbono

La templabilidad, resistencia, dureza y resistencia al desgaste se ven incrementadas al aumentar el porcentaje de carbono, pero se reduce la ductilidad, la soldabilidad y la tenacidad (Kalpakjian, 2008).

procesos como precalentamiento, utilizando fundentes adecuados para el material a soldar (Molera, 1992).

Soldabilidad constructiva

Se refiere a la facilidad que va a tener la unión de soportar los esfuerzos para los cuales fue diseñado porque al momento de soldarse puede cambiar la estructura del metal variando así sus propiedades mecánicas, con lo que puede afectar su resistencia a un esfuerzo en específico y no ser apta para su servicio (Molera, 1992).

1.2.2. Grados de soldabilidad

Grado de soldabilidad muy buena

Cuando las exigencias técnicas y de construcción son cumplidas por los materiales y unión soldada.

Grado de soldabilidad satisfactoria

Se debe cumplir un procedimiento de soldadura previamente calificado (WPS) para lograr las exigencias.

Grado de soldabilidad limitada

Son necesarios procedimientos y procesos especiales, para alcanzar las exigencias. Esto incluye precalentamiento, control de temperatura entre pases, secuencia de soldadura, alivio de tensiones, etc.

Grado de soldabilidad mala

Las exigencias no son cumplidas bajo ningún método. Esto significa que a pesar de que los materiales puedan unirse, la calidad de la soldadura no es garantizada

1.3.3. Cobre

La resistencia atmosférica es mejorada, la resistencia mecánica sufre un ligero incremento con una pérdida de ductilidad, se ve afectado el trabajo en caliente y la calidad de la superficie (Kalpakjian, 2008).

1.3.4. Cromo

Aumenta la templabilidad, tenacidad, resistencia a la corrosión, desgaste y resistencia a la alta temperatura; aumenta la profundidad de penetración de dureza después de un tratamiento térmico (Kalpakjian, 2008).

1.3.5. Fósforo

Eleva la resistencia mecánica, templabilidad, resistencia a la corrosión y maquinabilidad pero en el caso de los aceros, sufren una gran reducción en su ductilidad, tenacidad y sobre todo en la soldabilidad (Kalpakjian, 2008).

1.3.6. Manganeso

Incrementa la resistencia mecánica, templabilidad, resistencia a la abrasión y maquinabilidad; ayuda a la desoxidación del acero fundido, disminuye la fragilización en caliente y la soldabilidad (Kalpakjian, 2008).

1.3.7. Molibdeno

Las propiedades que son mejoradas son: la resistencia al desgaste, tenacidad, resistencia a la temperatura elevada, resistencia a la termofluencia, dureza y templabilidad, además reduce en el revenido la fragilización (Kalpakjian, 2008).

1.3.8. Níquel

Aumenta la resistencia mecánica como la resistencia a la corrosión, templabilidad y tenacidad (Kalpakjian, 2008).

1.3.9. Silicio

Reduce la pérdida por histéresis magnética, maquinabilidad y formabilidad en frío. Incrementa la resistencia mecánica, dureza, resistencia a la corrosión, ayuda a la desoxidación y conductividad eléctrica (Kalpakjian, 2008).

1.3.10. Vanadio

Eleva la tenacidad, resistencia mecánica, resistencia a la abrasión y dureza a temperaturas elevadas; no permite el crecimiento del grano durante el tratamiento térmico (Kalpakjian, 2008).

1.4. Indicadores de Soldabilidad

1.4.1. Carbono equivalente (CE)

El carbono es uno de los elementos aleantes más importantes en los aceros, debido a los efectos que produce en la microestructura de las soldaduras cuando se enfría desde altas temperaturas asociada con el depósito del metal de soldadura.

Un indicador importante de soldabilidad es el carbono equivalente, mediante el cual los investigadores han logrado medir los efectos de los elementos aleantes, esto para determinar el precalentamiento necesario para prevenir el fisuramiento inducido por hidrógeno o mala tenacidad. El carbono equivalente se puede determinar mediante una fórmula, en la cual constan los elementos aleantes más importantes que influyen en el indicador, la fórmula especificada por la AWS es la siguiente:

$$CE = C + \frac{Mn + Si}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15}$$

Ecuación 1.1. Carbono equivalente

1.4.2. Parámetro de Composición (Pcm)

Otro indicador de soldabilidad es el parámetro de composición, el cual a la fórmula del CE de Ito y Bessyo se lo denomina Pcm, este indicador agrega términos en el que toma en cuenta al hidrógeno, el grado de embridamiento y al espesor.

La fórmula del Pcm se expresa a continuación:

$$P_{cm} = C + \frac{Mn + Cr + Cu}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{Ni}{60} + \frac{V}{10} + \frac{Si}{30} + 5B + \frac{H}{60} + \frac{A * t}{600}$$

Ecuación 1.2, Parámetro de composición

En donde:

H = cantidad de hidrógeno disuelto en el metal depositado en cm³/100g de metal depositado

H = 5 para electrodos de extra bajo hidrógeno

H = 6 para electrodos de bajo hidrógeno

H >= 25 para electrodos rutilicos/celulosicos

A = 1 Junta libre; A = 2 Juntas embreadada

t = espesor en milímetros

1.5. El cobre

1.5.1. Generalidades

En la actualidad el cobre y sus aleaciones, está en uno de los mayores grupos de comercialización de metales, debido a que se encuentra en el de mayor producción y consumo a nivel mundial después del acero y aluminio.

El cobre es un elemento de transición rojizo, extensamente utilizado a causa de su excelente conductividad térmica y eléctrica, solo superada por la plata y el oro respectivamente; excepcional resistencia a la corrosión, facilidad de fabricación, buena resistencia mecánica y a la fatiga.

1.5.2. Clasificación del cobre

Los elementos frecuentemente aleados con el cobre son el aluminio, níquel, silicio, estaño y zinc.

La clasificación más general de cobre es la siguiente:

- Cobre: contiene un porcentaje mínimo de cobre de 99.3%, (C1xxxx).
- Alta aleación de cobre: materiales que contienen hasta un 5% de elementos aleantes, (C2xxxx).
- Aleación cobre – zinc (latón): contiene hasta un 40% de zinc, (C3xxxx).
- Aleación cobre – estaño (bronces al fósforo): pueden contener hasta un 10% de estaño y 0.2% de fósforo, (C4xxxx).

ANEXO 5

Tema: Cabezote

Fuente:

https://books.google.com.ec/books?id=OCfKpzcwiOgC&pg=PA42&dq=CABEZOTE&hl=es&sa=X&ved=0ahUKEwIjgsaN8OzdAhWu1VkkHRAeC_4Q6AEIJAA#v=onepage&q=CABEZOTE&f=false

sistema de enfriamiento y el alternador. Otra pieza importante que está atornillada al cigüeñal en su extremo posterior, es el volante. Los cojinetes de biela y bancada se lubrican por medio de orificios en el cigüeñal, por los que pasa el aceite.

7. Volante

Es una rueda de metal, pesada, situada en el extremo posterior del cigüeñal, cuya función principal es absorber inercia para que el motor funcione uniformemente. Contra una de sus caras se acopla el disco de fricción del embrague, por medio de su plato de presión, para que la potencia del motor se transmita a la caja de cambios. En su parte exterior tiene una corona dentada, a la cual se acopla el piñón del motor de arranque.



FIGURA 35 Cigüeñal y volante

8. Cárter

Es la pieza que cierra el motor por su parte inferior. Generalmente es una especie de bandeja que sirve como depósito de aceite y va atornillada a la parte inferior del bloque de cilindros. Entre el cárter y el bloque de cilindros se coloca un empaque o junta, que sirve de sello, para evitar fugas de aceite.



FIGURA 36 Cárter

9. Cabezote o culata

Es la parte de arriba del motor. Cierra herméticamente los cilindros por su parte superior. Está hecho de aluminio o de hierro colado. Cuenta con una serie de orificios que permiten el paso, tanto del líquido del sistema de enfriamiento, de las varillas que empujan los balancines (cuando el eje de levas no está situado en el cabezote), y de los tornillos con los que se sujeta al bloque, como de las entradas del aire de admisión y las salidas de los gases de escape.

En el cabezote se fijan el eje de balancines, el múltiple de admisión y escape y las válvulas. Si el motor funciona con gasolina, las bujías se encuentran alojadas en el cabezote y si trabaja con diesel, no tendrá bujías, sino inyectores. En los motores modernos, la culata también sirve de soporte a uno o dos árboles de levas, dependiendo del diseño del motor.



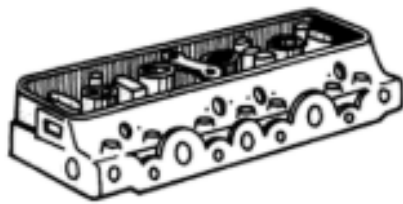


FIGURA 37 Cabezote o culata

puede ser de aluminio y amianto. El amianto es un material que no se quema a altas temperaturas y al mismo tiempo es blando, permitiendo un ajuste perfecto entre la culata y el bloque. Como se citó anteriormente, sus principales funciones consisten en proporcionar aislamiento exterior al motor, evitar fugas de presión y aislar los cilindros contiguos y el resto de orificios (agua y aceite) que comunican el bloque con la culata. Un detalle importante es que, cada vez que se remueve la culata para inspección, reparación o por cualquier otro motivo, el empaque debe ser sustituido por uno nuevo.



FIGURA 38 Empaque de cabezote

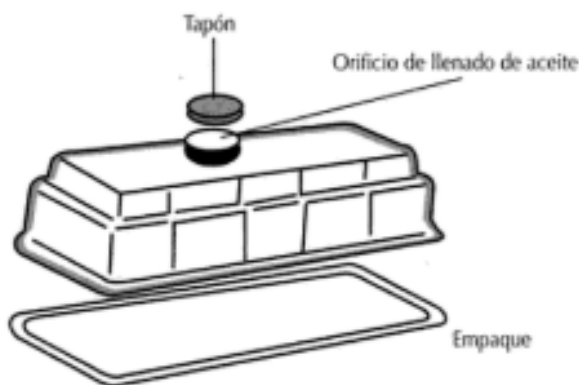


FIGURA 39 Tapa de balancines

Como la culata y el bloque son dos piezas metálicas sujetas a altas presiones y temperaturas, es difícil obtener entre ellas un cierre hermético; por lo anterior se recurre al empaque o junta de culata, la cual se coloca entre ellos. Este empaque especial, se fabrica generalmente de una lámina de amianto, recubierta por dos de cobre; o

Otro elemento que va sobre la culata es la tapa de balancines, que es la que protege al eje de balancines, los balancines y las válvulas. Entre esta tapa y la culata va colocada una junta o empaque de corcho o de hule, cuya misión es impedir la entrada de suciedades y evitar fugas de aceite. Sobre esta tapa también puede encontrarse el orificio de llenado de aceite del motor con su respectivo tapón.

La culata no es una pieza propensa a averías; sin embargo, puede ocurrir un calentamiento excesivo por fallas de lubricación o en el sistema de enfriamiento. Cuando eso ocurre, la culata puede pandearse o deformarse, impidiendo el cierre hermético entre esta y el bloque. Puede también presentarse este problema si se desmonta la culata cuando el motor está aún caliente.

El síntoma más evidente del pandeo de la culata se determina cuando el empaque se quema frecuentemente. Para solucionar este inconveniente, debe llevarse la culata a un taller especializado, para su debida rectificación (si es posible) o, en su defecto, debe cambiarse la culata.

La junta o empaque del cabezote puede quemarse por no estar bien asentada y apretada sobre el bloque, o por exceso de calentamiento. Si el empaque se quema entre dos cilindros, el motor pierde mucha potencia y presenta fallos; lo normal cuando esto ocurre, es que fallen

dos cilindros seguidos. Si la junta se quema o se rompe entre un cilindro y el exterior, habrá pérdida de potencia, fallas de compresión y escapes de aire entre la culata y el bloque.

Si la falla se encuentra entre un cilindro y las canalizaciones del agua de refrigeración, los síntomas son similares, es decir, se presentará también pérdida de potencia, fallas de compresión y escapes de aire entre la culata y el bloque. Esta falla puede descubrirse quitando el tapón del radiador, agregando el líquido faltante, y finalmente arrancando el motor. Si salen burbujas, se dice que el empaque está "soplado", es decir, que está roto y debe cambiarse.

En cualquiera de los casos anteriores, debe desmontarse la culata cuando esté fría, revisarla en busca de deformaciones y, si no las tiene, colocar un nuevo empaque, apretar los tornillos en el orden establecido por el fabricante y utilizar el torque recomendado.

10. Múltiples de admisión y escape

Son piezas de apariencia tubular. El de admisión es el encargado de guiar y distribuir los gases que admite el motor a cada cilindro; de ahí el nombre de múltiple, porque normalmente es un solo tubo para varios cilindros. El de escape actúa después de la combustión en cada cilindro, dándole salida o evacuando los gases quemados o de desecho, hacia un solo tubo de escape o mufla. Casi al final del tubo de escape se coloca el silenciador, que es un tubo de mayor diámetro que el de escape, y sirve para amortiguar el ruido.

Debido a la legislación sobre la contaminación ambiental que producen los gases de escape de los motores de combustión interna, en la actualidad es de mucha utilidad el **uso de catalizadores**; este dispositivo se instala antes del silenciador y su función es recombustionar los gases, para disminuir la salida de productos contaminantes hacia el ambiente.

La apariencia del catalizador es similar a la del silenciador. La diferencia estriba en que el catalizador no es un tubo vacío, sino que contiene una estructura formada por metales nobles u óxidos de metal. Lo anterior crea un ambiente cerrado con alta temperatura en donde se terminan de oxidar y reducir los gases que el motor no quema totalmente.

11. Árbol de levas

Es un eje con protuberancias excéntricas llamadas **levas**. Algunos ejes de levas se ubican en la parte media del bloque de cilindros, muy cercanos al cigüeñal, el cual les da el movimiento a través de los engranajes de distribución. En los motores modernos, el o los ejes de levas, están alojados en la culata del motor, y se denominan ejes de levas sobre cabeza. Los ejes son operados por el cigüeñal, pero mediante ruedas dentadas y cadenas, o por correas dentadas y poleas. La misión de las levas es abrir las válvulas de admisión o de escape en el momento preciso, en coordinación con el movimiento del pistón.

La cantidad de levas sobre un árbol, depende del número de cilindros y de la cantidad de válvulas por cilindro que tenga el motor. Los motores más viejos tienen una válvula de ad-

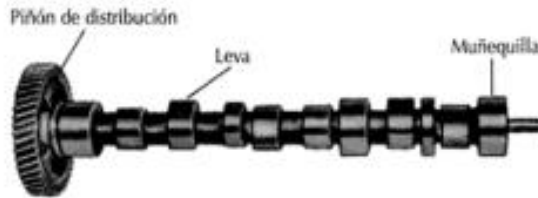


FIGURA 40 Árbol de levas

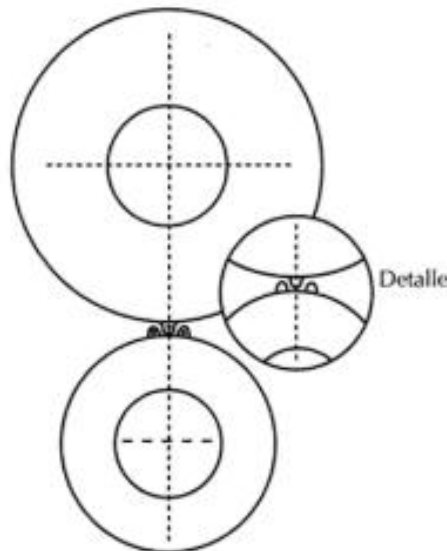


FIGURA 41 Marcas en los piñones de distribución

misión y una de escape por cilindro, de manera que necesitan un árbol con dos levas por cada cilindro.

Los motores modernos cuentan con dos válvulas de admisión y dos de escape por cilindro. Por eso el eje tiene cuatro levas por cilindro. Otros motores pueden contar con mayor cantidad de válvulas por cilindro, según el diseño del fabricante.

Algunos motores llevan dos árboles de levas; uno opera las válvulas de admisión, y otro las de escape. Este eje también acciona el distribuidor de corriente de los motores gasolina y, en algunos casos, la bomba de aceite y de combustible.

El eje de levas sólo se usa en motores de cuatro tiempos, ya que los motores de dos tiempos poseen lumbreras (o sea, puertas de entrada de aire o mezcla, y puertas de salida de los gases de desecho del motor), en lugar de válvulas. Según la disposición de las levas en el eje, así será el orden de encendido del motor. El momento de apertura y el tiempo que permanece abierta una válvula, son determinados por la forma o contorno de la leva.

El árbol de levas gira siempre a la mitad de revoluciones a que gira el cigüeñal. Lo anterior se debe a que en cada ciclo completo, las válvulas solo se abren una vez, o sea que, mientras el cigüeñal da dos vueltas, el árbol de levas da solo una.

Es de suma importancia que, después de realizar alguna reparación en el motor, el árbol de levas se coloque en la posición exacta, para la debida coordinación de la apertura de las válvulas con el movimiento del pistón en cada cilindro. Para lograrlo, el piñón de distribución del eje de levas y del cigüeñal tienen marcas que indican la posición correcta de estos piñones.

Las averías no son frecuentes en el árbol de levas; sin embargo, cuando se realiza una reparación general del motor, conviene revisar sus muñequillas, las levas y los cojinetes en busca de desgastes; se miden dichas partes y se comparan con las medidas que da el fabricante; el árbol de levas puede repararse si no tiene demasiado desgaste o algún daño serio, pero, si se detectan daños importantes, debe cambiarse, al igual que sus cojinetes.

Si un motor tiene el árbol de levas en el bloque de cilindros, éste cuenta con un mecanismo para abrir las válvulas, ya que éstas se encuentran alojadas en el cabezote. Dicho sistema



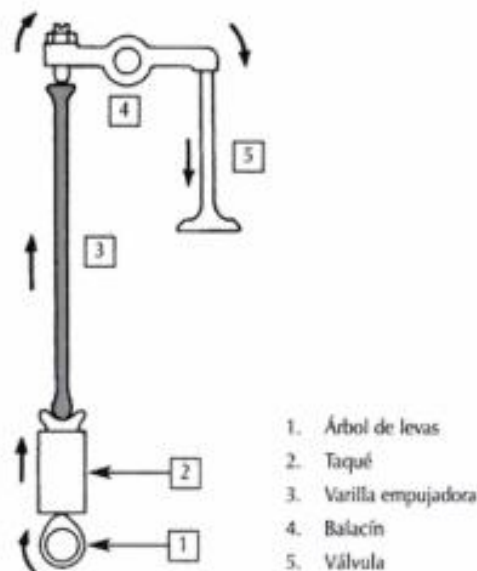


FIGURA 42 Sistema para abrir válvulas, cuando el eje de levas se encuentra en el bloque de cilindros

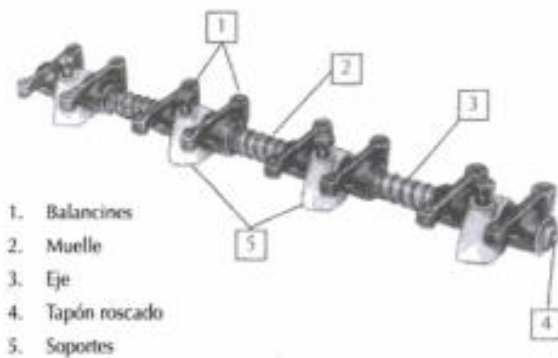


FIGURA 43 Eje de balancines

árbol abre directamente las válvulas, al empujarlas por su vástago; en algunos casos, lo único que hay entre la leva y el vástago de la válvula es una pequeña pieza metálica semejante a un sombrerito, para que haya menor desgaste. Los motores con árbol de levas en cabeza, son más sencillos mecánicamente y más livianos, debido a que no necesitan las piezas anteriormente mencionadas. Otra ventaja al no tener esas piezas, es que no gastan energía para moverlas.

ésta compuesto por **taqués, varillas,** y el **sistema de balancines.** El taqué, también recibe el nombre de buzo, empujador o levanta válvulas, aún cuando no empuja las válvulas directamente, sino lo que realmente hace, cuando es levantado por la leva, es empujar la varilla (llamada comúnmente varilla empujadora), la cual, a su vez, impulsa el balacín, que es el que, en última instancia, empuja a la válvula, vence la presión de un resorte o muelle que la mantiene cerrada y así se abre el orificio, ya sea de admisión o de escape, como se verá más adelante. Algunos taqués son hidráulicos. En este caso estamos describiendo uno mecánico.

Debe quedar claro que el mecanismo cuenta con tantos taqués, varillas empujadoras y balancines, como válvulas tenga el motor; por esa razón este tipo de sistema de operación de válvulas lleva alojado en el cabezote un eje de balancines, en el que se fijan todos ellos. También el bloque de cilindros cuenta con orificios, en los que se alojan las varillas empujadoras.

Si el motor tiene el o los árboles de levas en cabeza, éste no dispone, ni de varillas empujadoras, ni eje de balancines (también llamado marimba por algunos mecánicos). Los árboles de levas ubicados en cabeza poseen taqués, que son presionados por las levas para que empujen las válvulas. Otros no cuentan con los empujadores, porque el



ANEXO 6

Tema: *Estructura y propiedades de las aleaciones*

Fuente: <file:///C:/Users/DELL/Downloads/ALUMINIO%20y%20SUS%20ALEACIONES.pdf>

ESTRUCTURA Y PROPIEDADES DE LAS ALEACIONES

Por Dr. Ing. Ernesto Gustavo Maffia

Año 2013

Aluminio y sus aleaciones

1- Características generales

La combinación única de propiedades que presentan el aluminio y sus aleaciones, hacen de este material uno de los más versátiles, económicos y atractivos para una amplia gama de usos y aplicaciones; desde la fabricación de papel de aluminio para embalajes y usos domésticos hasta aplicaciones de ingeniería más exigentes, como ser en fuselajes de aeronaves.

Las aleaciones de aluminio ocupan el segundo lugar (con respecto a los aceros) en los materiales que se utilizan con fines estructurales. Tienen una densidad de sólo $2,7 \text{ g/cm}^3$ (aproximadamente un tercio del acero ($7,83 \text{ g/cm}^3$)); un pie cúbico de acero pesa alrededor de 490 libras (222 Kg); un pie cúbico de aluminio, sólo alrededor de 170 libras (77 Kg). Este peso tan leve, junto con la alta resistencia en algunas aleaciones de aluminio (próxima o similar a la de algunos aceros estructurales), permite la construcción de estructuras ligeras y resistentes, particularmente ventajosas en vehículos espaciales, aviones, y en todo tipo de vehículos terrestres y náuticos.

El aluminio resiste el tipo de corrosión progresiva que causa en los aceros una degradación progresiva. La superficie expuesta del aluminio se combina con el oxígeno del aire para formar una película de óxido de aluminio (inerte), de sólo unas diez millonésimas de pulgada de espesor, que bloquea la oxidación adicional. A diferencia del óxido de hierro, la película de óxido de aluminio no se desprende con lo cual no se expone ninguna parte de su superficie a la posterior oxidación. Si la capa protectora de aluminio se raya o se rompe mecánicamente, se sella y forma nuevamente al instante. Esta fina capa de óxido se aferra firmemente al metal, es incolora y transparente-invisible a la vista. La decoloración y descamación del hierro y el óxido del acero no ocurren en el aluminio. Apropiadamente aleado y tratado, el aluminio puede resistir la corrosión por agua, sal, y otros medios; además de una amplia gama de otros agentes químicos y físicos.

Las superficies de aluminio pueden ser altamente reflectantes. La energía radiante, la luz visible, el calor radiante y las ondas electromagnéticas se reflejan de manera eficiente, mientras que las superficies anodizadas y oscuras pueden ser reflectantes o absorbentes. La reflexión de aluminio pulido, sobre un amplio rango de longitudes de onda, lo convierte en muy atractivo para una variedad de objetos decorativos.

El aluminio tiene una excelente conductividad eléctrica y térmica, pero algunas aleaciones específicas se han desarrollado con altos grados de resistividad eléctrica. Estas aleaciones son útiles, por ejemplo, motores eléctricos de alto par de torsión. El aluminio se selecciona a menudo por su conductividad eléctrica, que es casi el doble que la del cobre. Los requisitos de alta conductividad y la resistencia mecánica a veces son necesarios en las líneas de alta tensión. La conductividad térmica de las aleaciones de aluminio, aproximadamente 50 a 60% que la del cobre, es ventajosa en intercambiadores de calor, evaporadores, aparatos de calefacción eléctricos, radiadores, etc.

El aluminio es no ferromagnético, una propiedad de importancia en la industria eléctrica y la electrónica. Es no-pirofórico, lo cual es importante en aplicaciones que impliquen la manipulación de materiales inflamables o explosivos. En su acabado natural, presenta un aspecto atractivo, que puede ser suave y brillante. Puede tomar prácticamente cualquier color o textura.

Un párrafo aparte merece el estudio del aluminio y sus efectos en la salud humana. Aunque se usa rutinariamente en recipientes para alimentos y bebidas, no está debidamente comprobado si existe o no toxicidad para los humanos. En estos últimos años se han difundido estudios que advierten sobre la relación entre la acumulación en el organismo humano y enfermedades degenerativas. Uno de estos estudios sobre la toxicidad del aluminio (A. Nesse y otros) dice textualmente en sus conclusiones *"En el caso particular de los seres humanos, dado el extraordinario incremento del uso del Al, es de esperar que la exposición al metal aumente a medida que se eleva el promedio de vida de la población. Debido a la creciente biodisponibilidad del metal y a sus efectos sobre los seres vivos (de los cuales sólo unos pocos han sido mostrados en este artículo), surge la necesidad de investigar los mecanismos por los cuales el aluminio es incorporado a diferentes células, modificando su metabolismo y morfología, así como también determinar cuáles son las especies del catión involucradas en tales acciones. Los estudios podrían revelar, en los próximos años, importantes interacciones de este elemento no esencial para el organismo con mecanismos de organización y funcionamiento celular, permitiendo así conformar un panorama más completo de la actividad del aluminio en los seres vivos. Mientras tanto, conviene evitar o disminuir al mínimo la exposición al metal.*

La facilidad con la que se puede fabricar en cualquier forma es uno de sus atractivos más importantes. A menudo puede competir con éxito con materiales más baratos que tienen un menor grado de trabajabilidad. Puede ser colado por cualquier método de fundición y se puede laminar a cualquier espesor. Cuando es fabricado en forma de finas hojas, estas pueden ser estampadas fácilmente (por ejemplo tapas de botellas de licores), dibujadas, giradas o enrolladas sin sufrir deterioro alguno. También puede ser martillado o forjado. Los alambres de aluminio, elaborados a partir de barras, pueden ser trenzados en cables de cualquier tamaño y tipo. No hay casi ningún límite a los diferentes perfiles (formas) en las que el metal puede ser extrudado.

2- Aleaciones de Aluminio

Para su estudio, es conveniente dividir a las aleaciones de aluminio en dos grandes categorías:

- ① Aleaciones de aluminio para moldeo (*casting compositions*).
- ① Aleaciones de aluminio para conformado (*wroughtcompositions*)

Una mayor diferenciación en cada una de las categorías arriba mencionadas, se puede lograr teniendo en cuenta los mecanismos involucrados en la

obtención de las propiedades mecánicas finales. Los tratamientos térmicos de estas aleaciones se basan en las solubilidades de las fases. Estos tratamientos incluyen el solubilizado, temple y endurecimiento por precipitación. Tanto las aleaciones para colar (*as castalloys*) como las aleaciones para conformar (*wroughtalloys*) pueden ser descriptas como termotratables.

Otro gran número de aleaciones poseen composiciones tales que responden al endurecimiento por trabajado mecánico. Por lo general, luego se les realizan distintos recocidos para promover diversas propiedades mecánicas. Estas aleaciones se llaman aleaciones *endurecibles por trabajo mecánico*. Algunas aleaciones de fundición son esencialmente no tratables térmicamente y se utilizan sólo en bruto de colada o con alguna condición de modificación térmica no vinculados a los efectos de endurecimiento por solución o precipitación.

Estados de entrega y Designaciones(*Tempers*)

En la mayoría de los países se utilizan sistemas numéricos de cuatro dígitos para identificar a las aleaciones de aluminio. El primer dígito indica el grupo de aleación y los dos últimos identifican la aleación de aluminio o indican la pureza del mismo. El segundo dígito indica modificaciones realizadas sobre la aleación original o límites de impurezas. El sistema de designación completo para aleaciones de aluminio para conformado y moldeo se dan en la Tabla 1.

El sistema utilizado para las aleaciones para moldeo es apenas diferente: el dígito que designa el grupo de aleación es esencialmente el mismo. Los segundos dos dígitos sirven para identificar una composición en particular. Con el cero después del punto decimal se identifica el producto como una fundición. La serie 3XX.X está reservado para las aleaciones que contienen silicio y / o adiciones de cobre y magnesio; la serie 6XX.X no es utilizada, y la serie es 8XX.X es utilizado para aleaciones que contienen estaño como el principal elemento aleante.

Tabla 1- sistemas de designación

Table 1
Aluminum alloy designation systems.

Alloy type ^a	Four-digit designation
Wrought alloys	
99.00% (min) aluminum	1XXX
Copper	2XXX
Manganese	3XXX
Silicon	4XXX
Magnesium	5XXX
Magnesium and silicon	6XXX
Zinc	7XXX
Others	8XXX
Casting alloys	
99.00% (min) aluminum	1XX · X
Copper	2XX · X
Silicon with added copper and/or magnesium	3XX · X
Silicon	4XX · X
Magnesium	5XX · X
Zinc	7XX · X
Tin	8XX · X
Others	9XX · X

Adicionalmente al sistema numérico de cuatro dígitos para identificar a las aleaciones de aluminio, se utiliza otro tipo de nomenclatura para denominar los estados de entrega o *tempers* resultantes de los tratamientos térmicos. Este sistema se aplica a todas las formas de productos de aluminios, tanto conformados como fundidos con la excepción de los lingotes.

El sistema se basa en los tratamientos que se utilizan para desarrollar los diversos *tempers* y adopta la forma de letras, agregadas al número de aleación (Por ejemplo: 2XXX-O). Uno o más dígitos que siguen a la letra indican subdivisiones de los *tempers*, cuando influyen significativamente en las características de la aleación. Por ejemplo, a las aleaciones suministradas en calidad de "como fabricadas" o en condición de "recocido" se las designan con los sufijos F y O, respectivamente. La letra W designa a la condición "solubilizada". Aleaciones suministradas en la condición de "endurecidas por deformación" son designadas con la letra H, y con la letra T es la condición "tratada térmicamente". Los dígitos siguientes a la letra H representan el grado de endurecimiento por deformación y los dígitos siguientes de T al tipo de tratamiento de envejecimiento. El número 5 después de la primera cifra para los *tempers* de "endurecimiento por envejecimiento", indica alivio de tensiones. Todos los estados de entrega, se muestran en la Tabla 2.

Tabla 2. Estados de entrega y tratamientos térmicos

Table 2
Heat treatment and temper nomenclature for aluminum alloys.^a

Suffix letter (indicates basic treatment or condition)	First suffix digit (indicates secondary treatment)	Second suffix digit (indicates residual hardening)
F, as fabricated		
O, annealed/wrought products only		
H, cold-worked/work-hardened	1, cold-worked only	2, 1/4 hard
	2, cold-worked and partially annealed	4, 1/2 hard
	3, cold-worked and stabilized	6, 3/4 hard
		8, hard
		9, extra hard
W, solution heat-treated		
T, heat-treated/stable	1, partial solution plus natural aging	
	2, annealed cast products only	
	3, solution plus cold work	
	4, solution plus natural aging	
	5, artificially aged only	
	6, solution plus artificial aging	
	7, solution plus stabilizing	
	8, solution plus cold work and artificial aging	
	9, solution plus artificial, aging and cold work	

^aAdded as suffix letters and digits to the alloy number.

3- Clasificación

El aluminio y sus aleaciones son comúnmente agrupados en series. A continuación se describen las características generales de cada una de las series.

Series de aleaciones para conformar

Series 1xxx. Aluminio de 99,00% o mayor pureza tiene muchas aplicaciones, especialmente en los campos eléctricos y químicos. Estos grados de aluminio se caracterizan por una excelente resistencia a la corrosión, alta conductividad térmica y eléctrica, bajas propiedades mecánicas, y excelente trabajabilidad. Los aumentos moderados en la resistencia pueden ser obtenidos por endurecimiento por acritud. Hierro y silicio son las impurezas principales.

Serie 2xxx. El cobre es el principal elemento de aleación en esta serie, en general con magnesio como una adición secundaria. Estas aleaciones requieren un tratamiento térmico de solución para obtener propiedades óptimas. En condición de solubilizada estas aleaciones muestran propiedades mecánicas similares y veces superiores a los aceros de bajo carbono. En algunos casos se emplea el tratamiento térmico de precipitación (envejecimiento) para aumentar aún más las propiedades mecánicas. Este tratamiento aumenta la tensión de fluencia, con las consiguientes pérdidas en alargamiento; su efecto sobre la resistencia a la tracción no es tan grande.

Las aleaciones de la serie 2xxx no tienen tan buena resistencia a la corrosión como la mayoría de las otras aleaciones de aluminio, y bajo ciertas condiciones pueden estar sujetas a la corrosión intergranular. Por lo tanto, estas aleaciones

en la forma de hojas, generalmente están revestidos con un aluminio de alta pureza, aleación de magnesio-silicio de la serie 6xxx o una aleación que contenga 1% de Zn. El revestimiento, normalmente del 2 al 5% del espesor total en cada lado, ofrece protección galvánica. Las aleaciones de la serie 2xxx están particularmente bien adaptadas para piezas y estructuras que necesiten altas relaciones resistencia / peso. Se utilizan en aquellos servicios que requieren una buena resistencia a temperaturas de hasta 150°C. La figura 1 muestra las relaciones entre algunas de las aleaciones más utilizadas en la serie 2xxx.

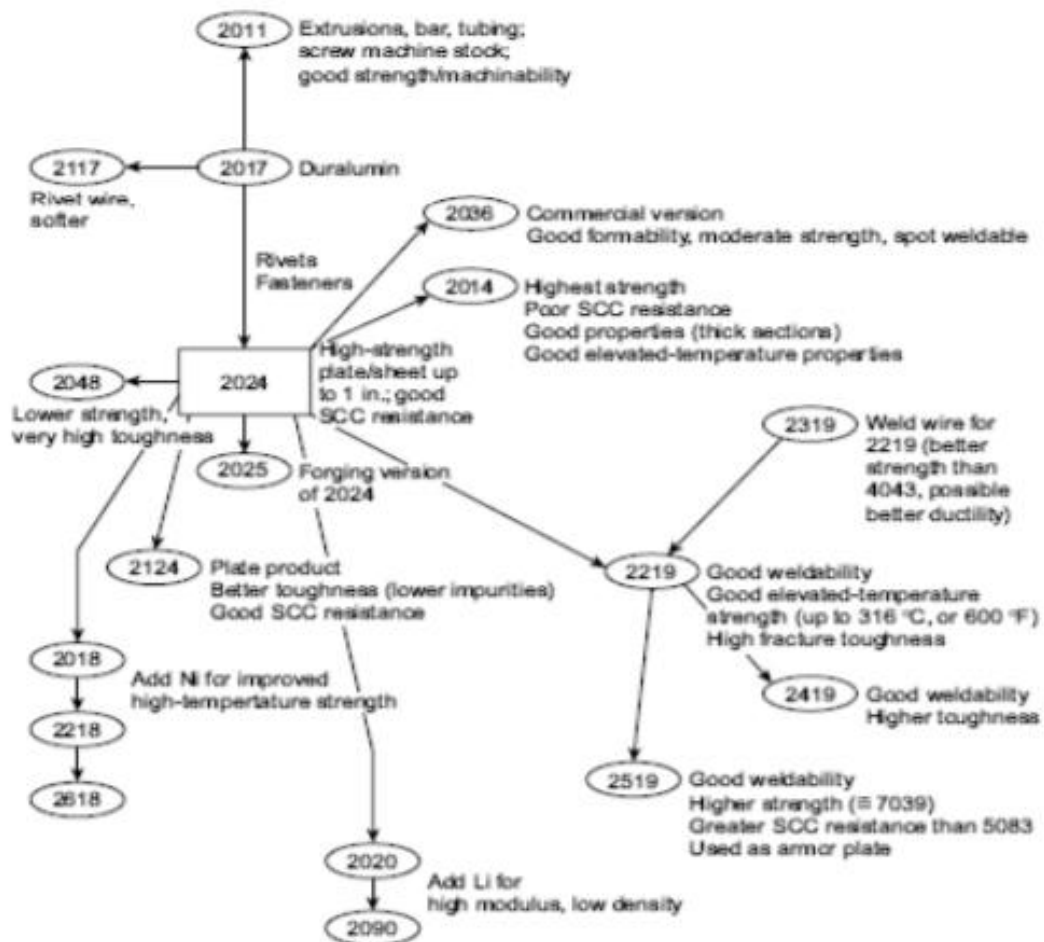


Fig. 1 Relationships among commonly used alloys in the 2xxx series (Al-Cu)

Figura 1- Relación entre las aleaciones de la serie 2xxx (Al-Cu)

Serie 3xxx. El manganeso es el principal elemento de aleación de la serie 3xxx. Estas aleaciones son generalmente no tratables térmicamente, pero tienen un 20% más de resistencia que las aleaciones de la serie 1xxx. Debido a que sólo un porcentaje limitado del manganeso (hasta aproximadamente el 1,5%) se puede añadir eficazmente al aluminio, este es un elemento importante en algunas pocas aleaciones.

Serie 4xxx. El principal elemento de aleación en esta serie es el silicio, que se puede añadir en cantidades suficientes (hasta 12%) a causa de una reducción

en el rango de fusión sin producir fragilidad. Por esta razón, las aleaciones de aluminio-silicio se utilizan en alambres de soldadura donde un intervalo de fusión más bajo que el del metal base. La mayoría de las aleaciones de esta serie son no tratables térmicamente, pero cuando se utiliza en soldadura de aleaciones tratables térmicamente, absorben algunos de los constituyentes de la aleación de esta última y así responden a un tratamiento térmico en una medida limitada. Las aleaciones que contienen cantidades apreciables de silicio se vuelven de un color gris oscuro a carbón cuando se aplican acabados de óxidos anódicos y por esto es que son demandadas para aplicaciones arquitectónicas. La aleación 4032 tiene un bajo coeficiente de expansión térmica y alta resistencia al desgaste, por lo que es así apta para la producción de pistones de motores fabricados por forja.

Serie 5xxx. El principal elemento de aleación en aleaciones de la serie es el magnesio. Cuando se utiliza como un elemento de aleación o con manganeso, el resultado es una aleación endurecible por acritud de moderada a alta resistencia. El magnesio es considerablemente más eficaz que el manganeso como endurecedor, aproximadamente 0,8% de Mg que es igual a 1,25% de Mn, y puede ser añadido en cantidades mayores. Las aleaciones de esta serie poseen buenas características de soldadura y buena resistencia a la corrosión en ambientes marinos.

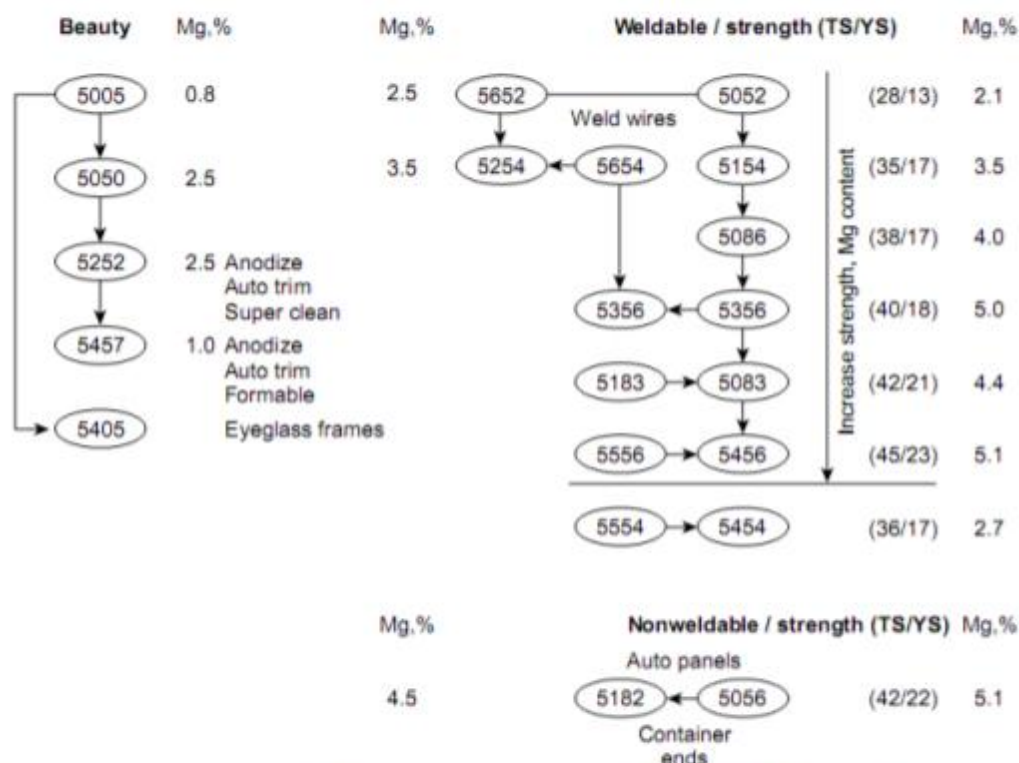


Figura 2 - Relaciones entre las aleaciones en la serie 5xxx (Al-Mg). Los valores de resistencia a la tracción (TS) y tensión de fluencia (YS) están en unidades ksi.

Serie 6xxx. Las aleaciones de la serie 6xxx contienen silicio y magnesio en las proporciones requeridas para la formación de siliciuro de magnesio (Mg₂Si). Este compuesto las hace tratables térmicamente. Aunque no tan resistentes

como la mayoría de las aleaciones de las series 2xxx y 7xxx, las aleaciones de la serie 6xxx tienen buena formabilidad, soldabilidad, maquinabilidad y resistencia a la corrosión. Las aleaciones de este grupo pueden ser conformadas en el temper T4 (tratamiento térmico de solución, pero no de precipitación) y fortalecidas después mediante tratamiento térmico de precipitación completo(T6).

Serie 7xxx. Zinc, en cantidades de 1 a 8%, es el principal elemento de aleación en aleaciones de la serie 7xxx, y cuando se combina con un porcentaje menor de magnesio, resulta en las aleaciones tratables térmicamente de moderada a muy alta resistencia. Por lo general, otros elementos, como el cobre y el cromo, se añaden en pequeñas cantidades. Pequeñas adiciones de escandio (Sc) también mejoran las propiedades. Las aleaciones de la serie 7xxx se utilizan en estructuras de fuselajes, equipos móviles, y piezas sujetas a altas tensiones de trabajo. Las aleaciones 7xxx de alta resistencia exhiben una reducida resistencia a la corrosión bajo tensiones (SCC) y a menudo se utilizan en un temper ligeramente sobre-envejecidas para proporcionar mejores combinaciones de resistencia mecánica, resistencia a la corrosión y resistencia a la fractura.

Serie 8xxx. Son aleaciones con una amplia gama de composiciones químicas. Por ejemplo, se consigue un rendimiento mejorado a elevadas temperaturas a través de la utilización de aleaciones Al-Fe-Ce reforzadas por dispersión (por ejemplo, 8019) o aleaciones Al-Fe-V-Si (por ejemplo, 8009, fabricadas por pulvimetalurgia). También se puede lograr una baja densidad y una rigidez mayor en aquellas aleaciones que contengan litio (por ejemplo, 8090). Esta última aleación, que es endurecible por precipitación y ha reemplazado a aleaciones de las series 2xxx y 7xxx en aplicaciones aeroespaciales (por ejemplo, componentes de helicópteros).

Series de aleaciones para moldear

Las aleaciones de aluminio para fundición se basan en los mismos sistemas de aleación como los de las aleaciones de aluminio para conformado, se refuerzan por los mismos mecanismos (con la excepción general del endurecimiento por deformación) y se clasifican de manera similar en tipos tratables y no tratables térmicamente. La principal diferencia es que las aleaciones de fundición contienen agregados de silicio muy por encima de las cantidades utilizadas en la mayoría de las aleaciones de conformado.

El silicio es el elemento de aleación que, literalmente, hace posible la viabilidad comercial de la industria de la fundición de aluminio de grandes volúmenes. Con agregados de silicio desde el ~ 4% hasta el nivel del eutéctico, ~ 12%, se pueden producir piezas con diseños muy intrincados, con grandes variaciones del espesor de la sección y de gran superficie y calidad interna. Estos beneficios se derivan de los efectos de silicio, el cual permite el aumento de la fluidez, reduciendo formación de grietas y produciendo una notable mejora en la alimentación de las piezas conjuntamente con una disminución en la contracción (rechupes).

La figura 3 muestra el diagrama de fase completo del sistema binario aluminio-silicio. Este es un sistema eutéctico simple, con solubilidad terminal limitada y es la base para las aleaciones 4xx.x. En la figura 3 se muestran las estructuras metalográficas de los componentes puros y de varias composiciones intermedias, con sus morfologías típicas. Las composiciones intermedias son mezclas de una solución sólida de aluminio (con el 1 ~% de Si en solución), como la fase continua y partículas de silicio esencialmente puras. Las aleaciones con <12% de Si se denominan "hipoeutécticas," los que tienen cerca de 12% de Si como "eutéctica", y aquellos con > 12% Si como "hipereutécticas."

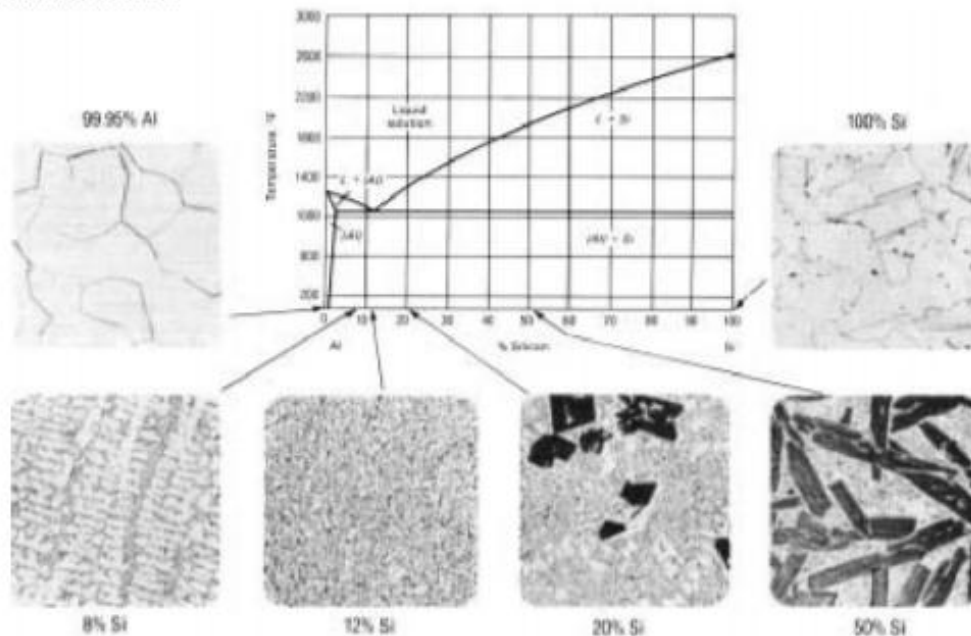


Figura 3- Diagrama de fase Al-Si y las microestructuras coladas de componentes puros y de aleaciones de varias composiciones.

4- Aplicaciones

Las aleaciones de aluminio son económicas en muchas aplicaciones. Se utilizan en la industria del automóvil, la industria aeroespacial, en la construcción de máquinas, aparatos y estructuras, así como en utensilios de cocina y carcasas para equipos electrónicos, además de recipientes a presión para aplicaciones criogénicas. La Tabla 3 presenta un listado de aplicaciones típicas.

6 - Efectos de los aleantes en la formación de las fases de aleación

Todas las aleaciones de aluminio comerciales contienen hierro y silicio, así como dos o más elementos agregados intencionalmente para mejorar las propiedades. Las fases formadas y la función de los elementos de aleación se describen a continuación. La figura 3 resume los agregados de aleantes más comunes en las aleaciones de aluminio.

Hierro. Prácticamente todas las aleaciones de aluminio contienen algo de hierro que es una impureza remanente después de refinar la bauxita y de la fusión. El diagrama de fases predice que durante la solidificación de una aleación de aluminio-hierro, la mayor parte del hierro se mantiene en fase líquida hasta que solidifica el eutéctico formado por una solución sólida más partículas del intermetálico Al_3Fe . Dependiendo de la velocidad de solidificación y de la presencia de otros elementos tales como manganeso, se pueden formar partículas metaestables: Al_6Fe , ortorrómbicas, en lugar de la fase de equilibrio Al_3Fe .

Silicio. Este elemento es también una impureza omnipresente en todas las aleaciones de aluminio comerciales. Dos fases ternarias: α ($\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si}$), cúbica y β ($\text{Al}_9\text{Fe}_2\text{Si}_2$), monoclinica, se forman por medio de una reacción eutéctica.

A bajos contenidos de silicio, casi todo el hierro está presente como Al_3Fe . A medida que aumenta el contenido de silicio, aparece primero la fase α (Al-Fe-Si) y luego la fase β (Al-Fe-Si). En los productos comerciales, las fases pueden no ser las predichas por los diagramas de equilibrio debido los extensos tiempos requeridos a altas temperaturas para acercarse al equilibrio. En grandes cantidades de silicio, este mejora la colabilidad y la fluidez de la aleación líquida. Por consiguiente, se utiliza en soldaduras de placas de las series 4xxx, 3xx.x y 4xx.x. En la fundición de aleaciones, el contenido de Silicio varía de aproximadamente 5 a 20%. Aleaciones hipereutécticas (aquellas que contienen > 12,6% de Si, la composición eutéctica) se utilizan para el motor bloques, porque las partículas de silicio primarias son muy resistentes al desgaste.

El silicio se añade deliberadamente en algunas aleaciones que contienen magnesio para proporcionar endurecimiento por precipitación; la aleación será: Al-Mg-Si, la cual es la base para la serie 6xxx. A bajos contenidos de magnesio, el silicio elemental puede estar presente como partículas de segunda fase. Sin embargo, a medida que aumenta el contenido de magnesio, se encuentran partículas de silicio elemental y el constituyente Mg_2Si . Aumentando aún más el contenido de magnesio, sólo estará presente la fase Mg_2Si .

Aleaciones ternarias son endurecidas por la precipitación de la fase metaestable Mg_2Si . Con la adición de cobre, se forma una fase compleja cuaternaria $\text{Al}_4\text{CuMg}_5\text{Si}_4$. Un estadio previo de esta fase cuaternaria (también llamado precursor) se usa para endurecer las aleaciones Al-Cu-Mg-Si.

Cobre. El sistema de aluminio-cobre es la base para las series 2xxx y 2xx.x, y muchas otras aleaciones tratables térmicamente contengan cobre. En las aleaciones aluminio-cobre comerciales, alguna porción del cobre se combina con el aluminio y el hierro para formar durante la solidificación, partículas de Al_7Cu_2Fe tetragonal, o de fase α (Al, Cu, Fe), ortorrómbica. Estas no se pueden disolver durante los tratamientos térmicos posteriores, pero pueden transformarse tratando antes el lingote o pieza de fundición.

Durante el tratamiento térmico de las aleaciones de aluminio-cobre (con escaso contenido magnesio), precipita la fase Al_2Cu como la fase de endurecedora. El agregado de magnesio en aleaciones de aluminio-cobre da como resultado la formación de la fase Al_2CuMg por descomposición eutéctica. Precursores metaestables Al_2CuMg se utilizan para reforzar varias aleaciones estructurales utilizadas en la industria aeroespacial porque confieren una combinación deseable de resistencia, tenacidad a la fractura y la resistencia al crecimiento de grietas por fatiga.

Manganeso. El sistema de aluminio-manganeso es la base para las aleaciones de aluminio más antiguas. Tales aleaciones, conocidas como 3xxx, son las aleaciones más ampliamente utilizadas para el conformado debido a su excelente trabajabilidad y resistencia a la corrosión. Las aleaciones comerciales $AlMn$ contienen tanto hierro como silicio. Durante la solidificación de los lingotes de tamaño comercial, se forman por reacción eutécticas las fases $Al_6(Mn,Fe)$ y $Al_{12}(Fe,Mn)Si$. El manganeso restante permanece en solución y precipita durante el precalentamiento de lingotes como $Al_{12}(Mn,Fe)Si$ y dispersoides $Al_6(Mn,Fe)$. Estos dispersoides refuerzan el material y controlan el tamaño de grano recristalizado. En las aleaciones que contienen cobre, el manganeso precipita como partículas de dispersoides $Al_{20}Cu_2Mn_3$. Los efectos sobre la resistencia son menores, pero los dispersoides ayudan en el control del tamaño de grano después del tratamiento térmico de solución.

Magnesio. El sistema de aluminio-magnesio es la base para la serie 5xxx y 5xx.x de aleaciones de aluminio no tratables térmicamente. Estas aleaciones presentan excelentes combinaciones de resistencia y resistencia a la corrosión por endurecimiento de solución sólida y endurecimiento por trabajo en frío. Aunque, en principio, el diagrama de fases muestra una curva de solvus ideal para el endurecimiento por precipitación, hay una cierta dificultad en la nucleación de la fase Al_3Mg_2 , lo cual ha impedido comercialización de las aleaciones de aluminio-magnesio tratables térmicamente, a menos que contengan silicio en modo suficiente, o cobre, o zinc para formar precipitados de Mg_2Si , $Al-Cu-Mg$ o $Al-Zn-Mg$.

Zinc. Este elemento genera un escaso fortalecimiento por solución sólida o endurecimiento por acritud al aluminio, pero los precipitados de $Al-Zn-Mg$ proporcionan la base para las aleaciones de la serie 7xxx y 7xx.x. Dos fases pueden formarse por descomposición eutéctica en aleaciones comerciales de $Al-Zn-Mg$: $MgZn_2$, hexagonal, y $Al_2Mg_3Zn_3$, (bcc). Dependiendo de la relación de zinc / magnesio, las aleaciones sin cobre se ven reforzadas por precursores metaestables de $MgZn_2$ o $Al_2Mg_3Zn_3$. En las

ANEXO 7

Tema: *Metalurgia básica de algunas aleaciones de aluminio extruidas o laminadas*

Fuente:

http://bibliotecadigital.udea.edu.co/bitstream/10495/5789/1/EchavarríaAlejandro_2012_meturgiaaleacionesaluminio.pdf

METALURGIA BÁSICA DE ALGUNAS ALEACIONES DE ALUMINIO EXTRUIDAS O LAMINADAS

Alejandro Echavarría V¹. y Gustavo Adriano Orrego P.²

¹ CIDEMAT, Ingeniería de Materiales, Universidad de Antioquia, Investigador, SIU, Medellín, Antioquia, Teléfono 57-4-2195540.

² Alucast de Colombia S.A.S, Ingeniero de Planta, Av. 15 A No. 51- 34, Bello, Antioquia, Teléfono 57-4- 460 12 73.

RESUMEN

Se presenta una comparación metalúrgica entre varios tipos de aluminios que se utilizan para la producción de láminas delgadas producidas por extrusión y posterior laminación, según las especificaciones: AA2024, AA3003, AA8011, AA6082 y AA8006. En el presente informe se expone la metalurgia básica de las cuatro aleaciones en estudio, utilizando los diagramas de fase pseudobinarios apropiados, para entender la secuencia de solidificación y los precipitados encontrados en la matriz de aluminio. También se realiza una comparación del comportamiento a la deformación plástica de dichos materiales y tener elementos de decisión para su posible uso industrial.

Palabras Claves: *Aleaciones de aluminio extrudadas o laminadas, diagramas de fase pseudobinarios de aleaciones de aluminio, metalurgia básica*

ABSTRACT

This article outlines a metallurgical comparison between various types of aluminum metals alloys used for foils extruded and rolled: AA2024, AA3003, AA8011, AA6082 and AA8006. The basic metallurgy of these alloys, using the appropriate pseudobinary phase diagrams, allows understanding the solidification sequence of the materials explaining the phases precipitated in the aluminum matrix. A comparison of the plastic deformation of the alloys allows appreciate the possible use for industrial purposes..

Key Words: *Wrought aluminum alloys, pseudobinary aluminum phase diagrams, basic metallurgy*

1. DESCRIPCIÓN METALÚRGICA DE LAS ALEACIONES AA2024, AA3003, AA8011, AA6082, AA8006 y AA6061

1.1 Composición química de las aleaciones [1]

Las aleaciones tratadas en este estudio se rigen por las normas AA (*Aluminum Association*), UNS (*Unified Numbering System*) o ISO (*International Standards Organization*) entre otras. Las composiciones se reportan en la Tabla 1.

Tabla 1. Rangos de composición química de las aleaciones tratadas en este estudio [1]

Grado			Contenido en %							
Aluminum Association	UNS No.	ISO No. R209	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
AA2024	A9AA2024	AlCu4Mg1	0,5 max	0,5 max	3,8-4,0	0,3-0,9	0,9-1,2	0,10 max	0,25 max	
AA3003	A9AA3003	AlMn1Cu	0,6 max	0,7 max	0,05 - 0,20	1,0-1,5			0,10 max	
AA6082	...	AlSi1MgMn	0,7-1,3	0,5 max	0,10 max	0,4-0,6	0,6-1,2	0,25 max	0,20 max	0,10 max
AA8006	A9AA8006	...	0,4 max	1,2-2,0	0,30 max	0,3-1,0	0,10 max		0,10 max	
AA8011	A9AA8011	...	0,5-0,9	0,6-1,0	0,10 max	0,20 max	0,05 max	0,05 max	0,10 max	0,08 max
AA 6061	A9AA6061		0,4 - 0,8	0,7	0,15 - 0,40		0,8-1,2			

Los elementos principales de las aleaciones en estudio son, en promedio, 4,0% Cu y 1,0% Mg para el AA2024; 1,2% Mn y 0,13% Cu para el AA3003, 1% Si, 1% Mg y 0,5% Mn para el AA6082; 1,6% Fe y 0,7% Mn para el AA8006; 0,7% Si y 0,8% Fe para el AA8011 y 0,6% Si, 0,3% Cu, 0,7% Fe y 1,0% Mg.

La influencia de los elementos de aleación en el aluminio son los siguientes:

Cobre: Aumenta de manera notable la resistencia a la tracción y la dureza, tanto en condiciones de extrusión como tratado térmicamente. Las aleaciones que contienen de 4 a 6% Cu tienen una respuesta más efectiva al tratamiento térmico. Por lo general, el cobre reduce la resistencia a la corrosión y, en ambientes muy específicos en ciertos tipos de aleaciones, induce a la corrosión bajo tensión. Las adiciones de cobre reducen la resistencia al agrietamiento en caliente y disminuye la colabilidad en piezas fundidas.

Hierro: Es altamente soluble en estado líquido pero virtualmente insoluble (0,04% Fe) a temperatura ambiente. Por ello aparece como compuestos intermetálicos insolubles, siendo los más comunes Al_3Fe , Al_6FeMn y $\alpha AlFeSi$. Mejora la resistencia al agrietamiento en caliente, la resistencia a la fluencia a

altas temperaturas y disminuye la tendencia a la adhesión en fundición a presión. El hierro refina el grano en los lingotes de fundición. Un incremento en el contenido de hierro aumenta la resistencia mecánica pero disminuye notablemente la ductilidad, por la presencia de las segundas fases. En presencia de altos contenidos de hierro, dichas fases afectan adversamente la colabilidad y las características de alimentación de las piezas fundidas. Junto con el manganeso y el cromo, el hierro ayuda a formación de fases que pueden retirarse por escorificación de la colada.

Magnesio: Mejora notablemente la resistencia y la dureza en las aleaciones Al-Si tratadas térmicamente normales ó en aquellas más complejas que tienen elementos como el Cu, Ni y otros elementos. La fase endurecible responsable de la mejora de la dureza es el Mg_2Si y exhibe una alta solubilidad hasta un máximo de 0,7% Mg. Por encima de esta concentración no ocurre endurecimiento posterior, por efecto del ablandamiento de la matriz de aluminio. Las composiciones recomendadas para aluminios de alta calidad ("*premium*") varían en el rango de 0,40 a 0,70%. Las aleaciones binarias Al-Mg se utilizan ampliamente cuando se requiera un acabado superficial brillante, buena resistencia a la corrosión y una excelente combinación entre resistencia y ductilidad. Las composiciones entre 4 a 10% Mg, así como aquellas que contienen más de 7% Mg son tratables térmicamente, cuya desventaja principal es la inestabilidad en las características de envejecimiento a temperatura ambiente. Las aleaciones Al-4Cu-1Mg se caracterizan por precipitar el compuesto Al_2CuMg , responsable del endurecimiento por precipitación de dichas aleaciones.

Manganeso: Incrementa la resistencia mecánica sea por solución sólida o por finos precipitados intermetálicos. No altera la resistencia a la corrosión. Se usa en la fundición para corregir la forma acicular de los precipitados aciculares ricos en hierro y disminuir su efecto fragilizante, aunque promueve una estructura fibrosa en los lingotes. En forma de precipitados finos previene el crecimiento del grano en la recristalización. Se encuentra que el manganeso incrementa la sensibilidad al agrietamiento de las aleaciones tratables térmicamente. Hasta 1,25% Mn es el principal aleante en las aleaciones del tipo 3xxx. Con grandes deformaciones plástica, estos materiales exhiben una aceptable embutibilidad. En presencia de Fe, Cr ó Ni, debe cuidarse que no sobrepasen los límites de composición para evitar la formación de cristales primarios intermetálicos.

Níquel: Se emplea conjuntamente con el cobre para mejorar las propiedades a altas temperaturas. También reduce el coeficiente de expansión térmica.

Silicio: El efecto más notable del silicio en el aluminio es mejorar las características del colado, mejorando la fluidez, la resistencia al agrietamiento en caliente y las características de la alimentación de las piezas fundidas. Las aleaciones comerciales Al-Si varían desde composiciones hipoeutécticas hasta cerca del 25% Si. Para procesos de colado con velocidades lentas de solidificación se prefieren los rangos de 5 a 7 % Si, para moldes permanentes se recomienda 7 a 9 % Si y para fundición a presión, que inducen altas velocidades de enfriamiento, 8 a 12% Si. Se recomienda mayores cantidades de eutéctico para propósitos de alimentación de la pieza a medida que aumenta la velocidad de enfriamiento. Las adiciones de silicio disminuyen la densidad y el coeficiente de expansión térmica.

Estaño: Mejora las características antifricción y la maquinabilidad. Debido a esto, se utiliza en aleaciones destinadas a cojinetes. El estaño puede influenciar la respuesta al endurecimiento de ciertas aleaciones de aluminio.

Titanio: Refina la estructura del grano del aluminio, usualmente adicionado como boruro de titanio, TiB_2 , preferiblemente en concentraciones mayores que la estequiométrica. Reduce la tendencia al agrietamiento.

Zinc: No se reportan beneficios por la adición del zinc al aluminio. Sin embargo, en aleaciones que contienen Cu y/o Mg, mejora la respuesta al endurecimiento por tratamiento térmico o natural.

2.1 Aleación AA 2024

Contiene como elementos principales el Cu con un contenido entre 3,8 – 4,0% Cu, 0,9 – 1,2 % Mg y 0,3 – 0,9 %Mn. El manganeso se agrega a las aleaciones AA 2024 con el fin de mejorar la elongación con una notable mejora de las propiedades de resistencia a la tensión y a la cedencia, como se muestra en la Figura 1.

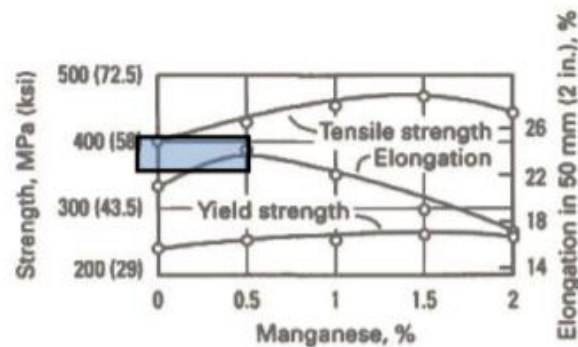


Figura 1. Influencia del manganeso en las propiedades mecánicas de las aleaciones Al-4%Cu-0.5%Mg, tratado térmicamente a 525 °C. Se indica el rango de la aleación AA2024, aunque ésta contiene como mínimo 0,8% Mg. [1].

En este tipo de aleaciones, se puede presentar un mayor incremento en la resistencia a la tensión y particularmente en la resistencia a la cedencia en la deformación plástica luego del tratamiento térmico. Los rangos de composición de manganeso y magnesio no deben ser superiores a 0,9 y 1,2 % respectivamente, porque la pérdida de ductilidad en las aleaciones aluminio-cobre. Las adiciones de Co, Cr o Mo, a la aleación extruida Al-4%Cu-0,5%Mg incrementan las propiedades a la tensión en el tratamiento térmico, pero ninguno ofrece una ventaja superior a la del manganeso.

Su metalurgia básica se refiere al diagrama Al-Cu, pero en vez de precipitar la fase $CuAl_2$ precipita la fase S: Al_2CuMg , como se observa en la Figura 2.

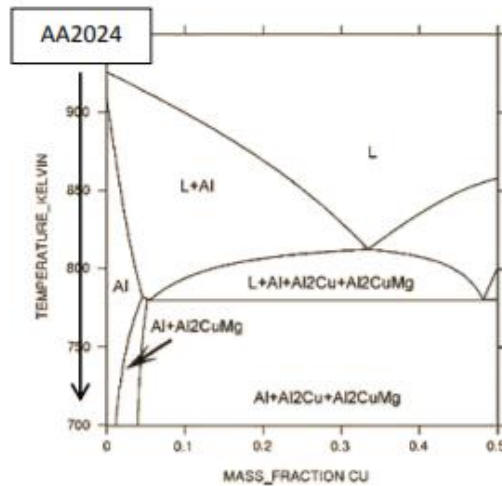


Figura 2. Sección vertical del diagrama de fases ternario Al-Cu-1,5Mg, calculado por THERMOCALC. La aleación AA2024 contiene hasta 1,2% Mg. [2].

El eutéctico funde a 420 °C para la aleación con 1,0 % Mg y 33% en peso de cobre. A esta temperatura, la solubilidad máxima del cobre en la fase α es cerca de 4 % [3-5]

La Figura 3 ilustra el diagrama de fases Al-Cu-Mg a 190 °C. En ella se encuentra que a dicha temperatura se coprecipitan las fases Al_2CuMg y en menor cantidad, el Al_2Cu .

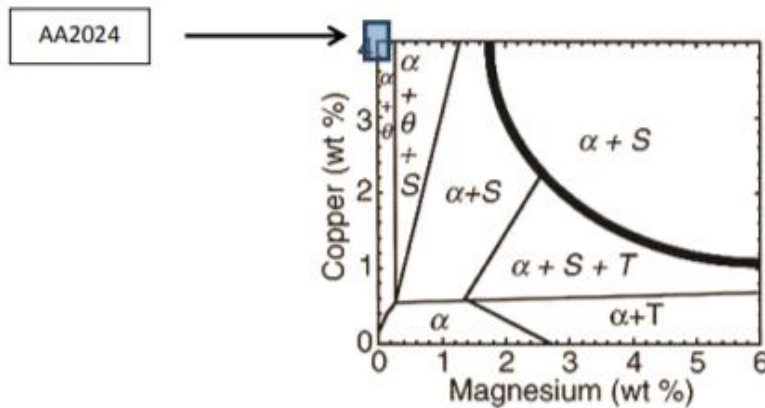


Figura 3. Diagrama de fases del sistema Al-Cu-Mg mostrando los límites de los diagramas de fases a 190 °C. La línea gruesa define el límite $\alpha/\alpha+S$ a 500 °C. [6]

El endurecimiento de la aleación AA2024 puede ser natural (maduración) ó artificial. En caso de la maduración, a las 10 h puede obtenerse el 95 % de la resistencia a la tracción (Figura 4), siendo más representativo el valor de 30 horas (Figura 5) cuando se deja libremente a la temperatura ambiente.

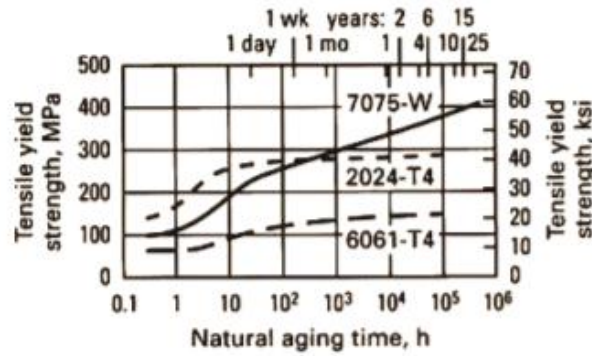


Figura 4. Curvas de envejecimiento natural de la aleación AA2024 en comparación con las del tipo AA7075 y AA6061. [1].

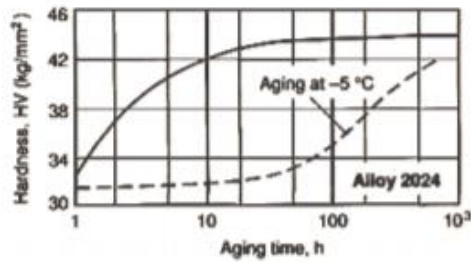
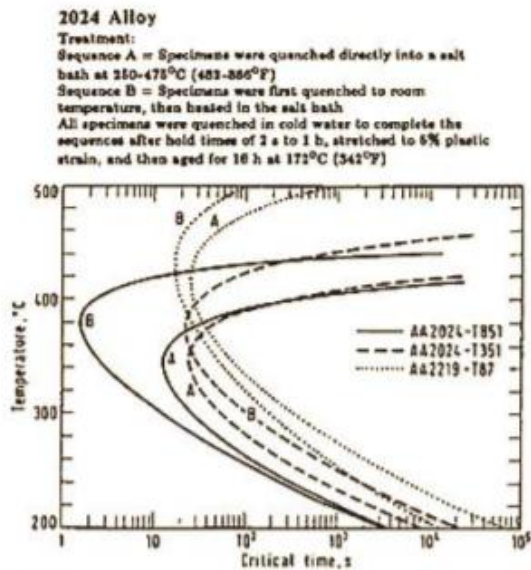


Figura 5. Envejecimiento natural (22 °C) de la aleación AA2024 o criogénico (-5 °C)[1]

El diagrama TTT del envejecimiento de la aleación AA2024 se muestra en la Figura 6. El tratamiento correspondiente al estado T8 corresponde a 493 °C/16 h a 191 °C. En A el temple es directo en el baño de sales. En B, la inmersión en el baño de sales se da luego de su enfriamiento a temperatura ambiente. Se aprecia claramente que el envejecimiento en baño de sales después de temple de solución, aumenta la cinética del envejecimiento, necesitándose menores tiempos para obtener el 90% del esfuerzo de fluencia nominal (415 MN.m²).



Time-temperature-property diagram
 Comparison of yield strength (0.2% offset) C-curves for sequence A and B treatments of AA 2024-T851, AA 2024-T351, and AA 2024-T87
 Corresponding yield strengths are 90% of values obtained from direct quench
 415 MN m⁻² for AA 2024-T851
 345 MN m⁻² for AA 2024-T351
 345 MN m⁻² for AA 2024-T87

Figura 6. Envejecimiento artificial de la aleación AA2024. [5]

Se recomienda el tratamiento de solución de 495 °C, seguido de envejecimiento a 170 – 190 °C de 8 a 16 horas (Véase la Figura 6).

La secuencia de precipitación en la aleación AA2024 es: Solución sólida supersaturada → arreglos desordenados de átomos de Cu y Mg → zonas GP en forma de barras → fase S' (Al₂CuMg) en forma de tiras → fase S (Al₂CuMg)

La fase S' se nuclea en las dislocaciones en ciertas direcciones cristalográficas. Los precipitados típicos de la AA2024 son: Al₁₂Si[Mn,Fe]₃, Mg₂Si y en algunos casos Al₃[Fe,Mn] o Al₆[Mn,Fe]. Durante el tratamiento térmico los precipitados de hierro se transforman a Al₇Cu₂Fe y de manganeso a Al₂₀Cu₂Mn₃. La Figura 7 muestra los precipitados típicos de la aleación envejecida del AA2024.

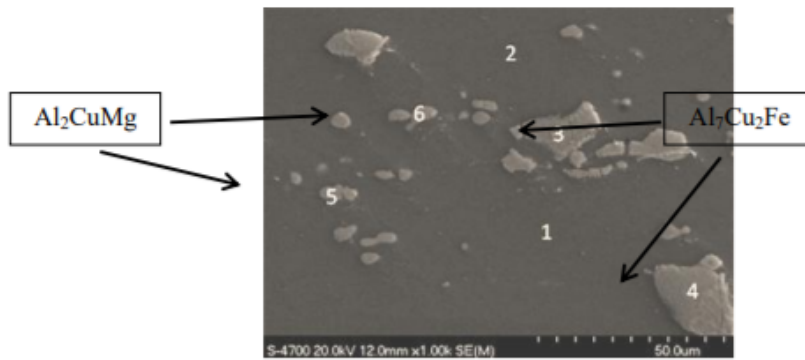


Figura 7. Microscopía SEM de una aleación AA2024 extruida [4].

Al comienzo del envejecimiento natural (maduración) natural, aparecen en la solución sólida gérmenes de una segunda fase rica en cobre, bajo la forma de plaquetas paralelas a los planos base de la red cúbica de caras centradas de la matriz. Cuando la temperatura de maduración es mayor que 100 °C, las plaquetas llegan a ser muy importantes y de mayor grosor, conservando, sin embargo, la misma orientación con relación a la red de la matriz. Entonces se designan como GP2 (Guinier-Preston de segunda especie).

En la práctica la obtención de estas aleaciones es difícil de conseguir por los métodos tradicionales de vaciado, lográndose el mejor producto a través de colada continua, teniendo cuidados especiales por ser una aleación susceptible de sufrir agrietamiento interno si no se controlan las velocidades de descenso y la temperatura de vaciado.

Las aplicaciones más importantes de esta aleación denominada “Duraluminio” se encuentran en la industria aeroespacial, en la fabricación de moldes para soplado de PET, en la fabricación de tornillos y remaches especiales, en la industria militar como los soportes de culata de algunos fusiles y en general para la fabricación de piezas de maquinaria por su excelente maquinabilidad.

2.2. Aleación AA3003

Esta aleación contiene nominalmente 1,3 % Mn y 0,13 Cu. El Si se limita a un máximo de 0,6%. Se recomienda en aplicaciones que impliquen buena conformabilidad, resistencia a la corrosión, soldabilidad y resistencia mecánica. Es común su uso en utensilios de cocina. En la aleación AA3003 debe tenerse cuidado que la suma total del Fe+Mn sea inferior a 2,0%, para prevenir la formación del $Al_6(Fe,Mn)$ desde la colada. El efecto del manganeso en esta aleación se hace evidente en la Figura 8, y se agrega para endurecer la matriz de aluminio aumentando la resistencia a la tracción, la resistencia a la fluencia y la elongación.

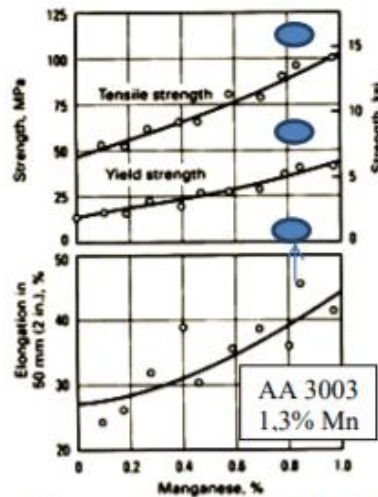


Figura 8. Efecto del manganeso sobre las aleaciones de Al-Mn [1]

La Figura 9 ilustra la secuencia de solidificación y transformaciones en el estado sólido de la aleación 3003: $L \rightarrow L+(Al) \rightarrow (Al)+Al_6Mn \rightarrow (Al)+\alpha$, con $\alpha = Al_{15}Mn_3Si_2$.

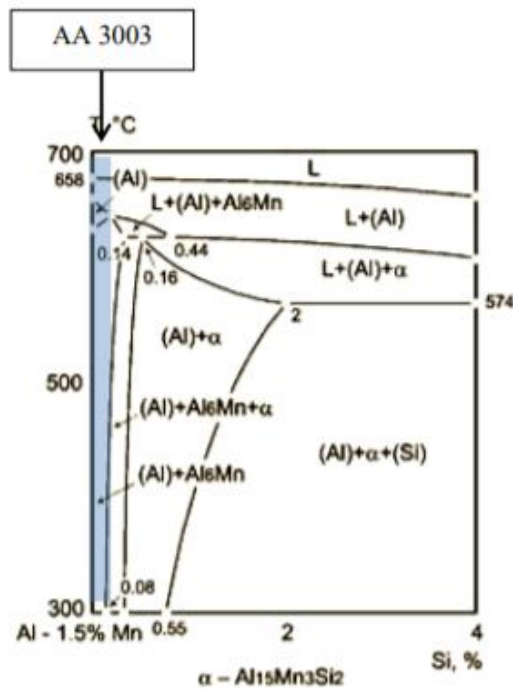


Figura 9. Diagrama de fases pseudobinario de las aleaciones Al-Mn-Si para 1,5% Mn. El precipitado a temperatura ambiente es $\alpha-Al_{15}Mn_3Si_2$. [6]

De la figura anterior, se deduce que las fases de la aleación AA3003 a temperatura ambiente son (Al) primario y $\text{Al}_{15}\text{Mn}_3\text{Si}_2$, como se muestra en la Figura 10.

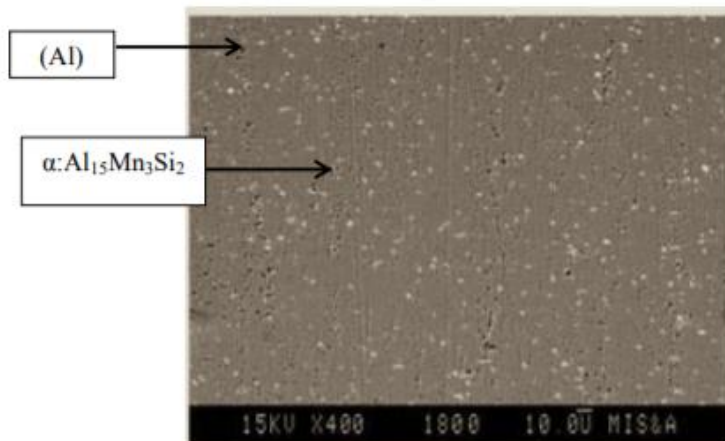


Figura 10. Microestructura de la aleación AA3003. La fase continua es aluminio primario (Al) y el precipitado blanco es $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ [6]

2.3. Aleación AA8006.

Esta aleación contiene nominalmente 1,6% Fe y 0,6% Mn. El silicio se limita a un máximo de 0,4%. Se recomienda esta aleación en aplicaciones que requieran alta resistencia y ductilidad. La composición de esta aleación es cercana a la del eutéctico ternario Al-Fe-Mn y presenta una combinación adecuada de resistencia y ductilidad a temperatura ambiente y retiene su resistencia a alta temperatura, debidas a la presencia de finos precipitados ricos en hierro.

Las Figuras 11a y 11b muestran los diagramas de fase de aleaciones Al-Fe-Mn. Para el caso de la aleación AA8086, la secuencia de la solidificación de esta aleación pasa sucesivamente por los siguientes estados: $L \rightarrow L + (\text{Al}) + \text{Al}_3\text{Fe} + \text{Al}_6\text{Mn} \rightarrow (\text{Al}) + \text{Al}_6\text{Mn} + \text{Al}_3\text{Fe}$ (hasta 500 °C).

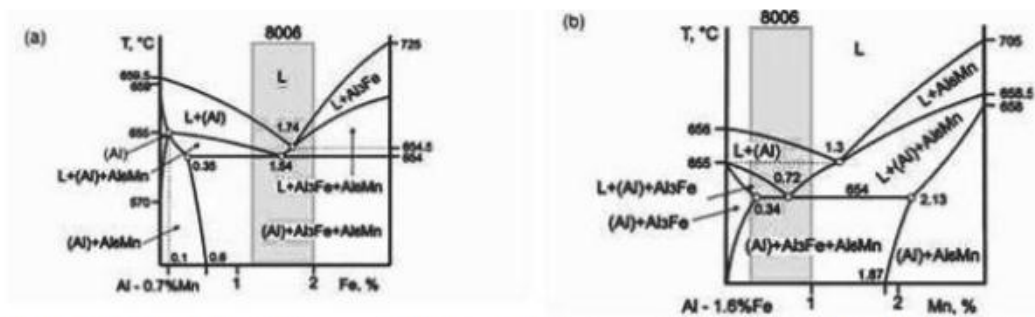


Figura 11a. Diagramas de fase pseudobinarios para el sistema de aleaciones Al-Fe-Mn para 0,7% Mn (superior). **Figura 11b:** Diagrama de fase para dichas aleaciones con 1,6% Fe. Se ilustra el rango de composiciones de la aleación AA8006. [6]

De las Figura 11a y 11b, se deducen que las fases de la aleación AA8006 son (Al) primario y precipitados del tipo $Al_3(Fe,Mn)$ y $Al_6(Fe,Mn)$, como se observa en la Figura 12.

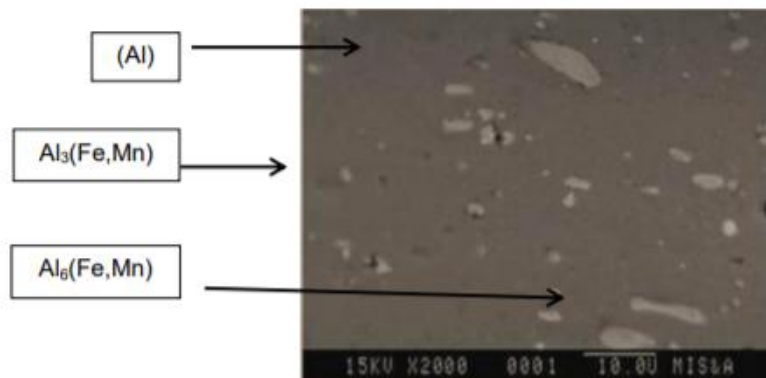


Figura 12. Microestructura de la aleación AA8006. La fase continua es aluminio primario (Al) y precipitados del tipo $Al_3(Fe,Mn)$ y $Al_6(Fe,Mn)$. [3].

2.4. Aleación AA8011.

Esta aleación contiene nominalmente 0,7% Si y 0,8%Fe. Como se observa de la Figura 13, del diagrama de fases pseudobinario Al-Si con 1% Fe, la secuencia de la solidificación de esta aleación pasa sucesivamente por los siguientes estados:

$L \rightarrow L+(Al) \rightarrow L+(Al)+Al_3Fe \rightarrow (Al)+Al_3Fe+Al_3Fe_2Si \rightarrow (Al)+Al_3Fe_2Si$ (hasta 500 °C).

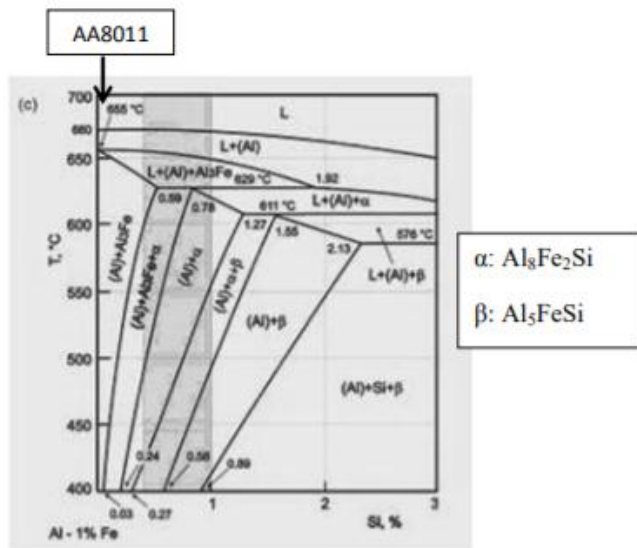


Figura 13. Diagrama de fases pseudobinario de las aleaciones Al-Fe-Si para 1%Fe. La fase α es $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ y β es Al_3FeSi . [6]

Según se desprende de la Figura 13, la aleación AA8011 presenta una estructura compuesta de aluminio primario $\alpha(\text{Al})$ y precipitados del tipo Al_3Fe , Al_3FeSi y $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$. Normalmente se observa el último compuesto intermetálico. Esto se observa en la Figura 14.

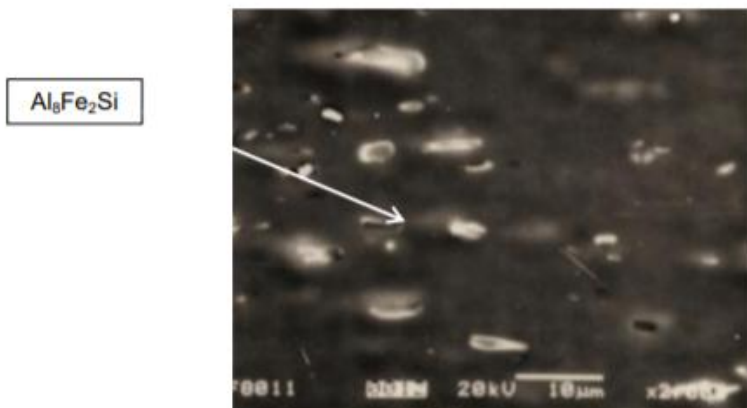


Figura 14. Microestructura de la aleación AA8011. El precipitado es del tipo $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$. [4]

2.5. Aleación AA6082.

Esta aleación contiene nominalmente 1,0% Si, 0,5%Mn y 0,9% Mg. La metalurgia básica de esta aleación se aprecia en el diagrama de fases del tipo Al-Mg₂Si, ya que ésta es la fase que se forma en las aleaciones que contienen Al-Mg-Si. Para la aleación AA6082 se espera un contenido de Mg₂Si de 1,4%. Este valor está por debajo del límite máximo de solubilidad, que es de 1,85% a 595°C. La secuencia de solidificación de la aleación, como se muestra en la figura 15 es: L→L+(Al)→(Al)→(Al)+Mg₂Si.

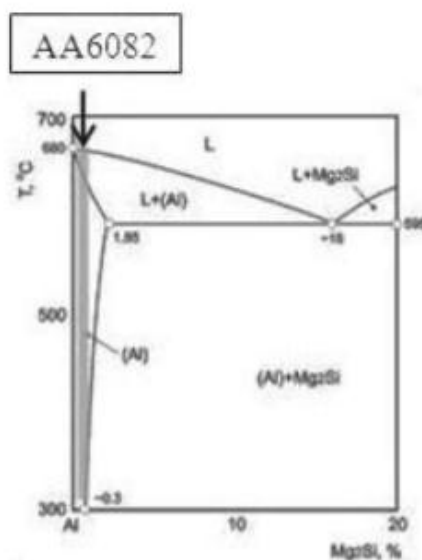


Figura 15. Diagrama de fases correspondiente a la aleación AA6082. Se espera un contenido de 1,4% Mg₂Si [6]

Esta aleación se somete a un tratamiento de endurecimiento por precipitación. Para ello se calienta a una temperatura entre 540-570 °C por 4 – 6 horas y disolver el precipitado Mg₂Si, luego se enfría en agua helada para retener la fase (Al) y, después de un posterior envejecimiento a temperaturas entre 200 ° y 350 °C se reprecipita la fase Mg₂Si en la matriz de (Al).

El silicio de la matriz que no forma Mg₂Si, cercano a 0,3% Si, forma un precipitado del tipo Al₁₃Mn₃Si₂. Esto se ilustra en la Figura 16.

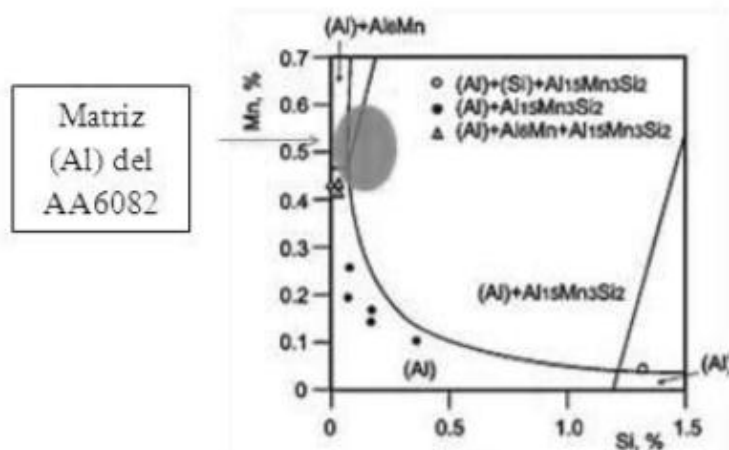


Figura 16. Probable rango de composiciones de la matriz (Al) de la aleación AA6082. Los puntos corresponden a los datos experimentales y las líneas sólidas a las calculadas. [2]

En conclusión, las fases que se esperan de la aleación AA6082 son: (Al) primaria, Mg_2Si (producto del envejecimiento por precipitación) y $Al_{15}Mn_3Si_2$.

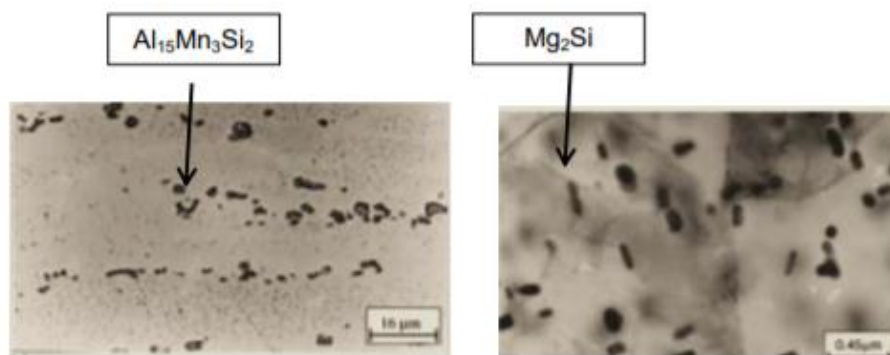


Figura 17. Microestructura de la aleación AA6082 homogeneizada a 570 °C / 6 horas con enfriamiento en agua (izquierda) y luego envejecida (derecha). Los precipitados de $Al_{15}Mn_3Si_2$ no se disuelven con el tratamiento de homogeneización. Se observa la aparición de precipitados de Mg_2Si de 100 nm en la muestra envejecida.

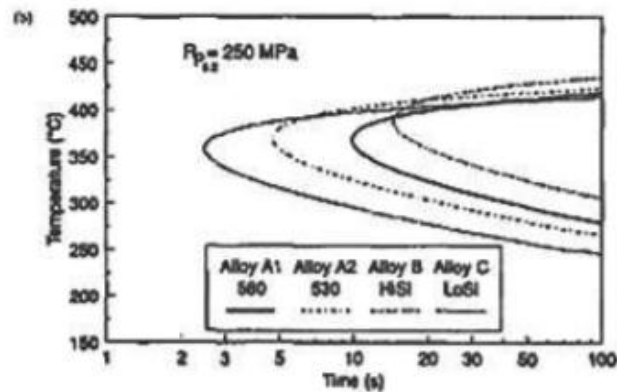


Figura 18. Envejecimiento artificial de la aleación AA6082 para conseguir el 90 % de la resistencia a la cedencia de 250 MPa. [5]

2.6. Aleación AA6061

Esta aleación contiene, en promedio, 0,6% Si, 1,0 % Mg, 0,30% Cu y 0,7% Fe. Es una aleación tratable térmicamente por ser de la serie 6XXX y tener como elementos principales el Mg y el Si. Según la experiencia y la práctica industrial, se logran los mejores desempeños y la máxima dureza con 0,75% si y 1% Mg. Esta aleación tiene mayor resistencia que la AA 6082 gracias a su contenido de cobre más alto y a su contenido de hierro que le garantizan un tamaño de grano más refinado.

Una de las principales aplicaciones de esta aleación, gracias a su elevada resistencia a la tracción y a su excelente maquinabilidad y apariencia, se utiliza en la industria militar para la fabricación de soportes de culatas de fusil, en la industria del plástico para moldes prototipos ó para inyección, soplado e inyección y en general para portamoldes y portatroqueles, entre otros usos. Entre otras ventajas se encuentran su excelente conductividad, baja densidad, nula toxicidad y que no produce chispa y excelente resistencia a la corrosión.

En el estado 6061-T6, es decir, solubilizado y envejecido artificialmente, dicha aleación ofrece las siguientes ventajas: Resistencia superior a la de las aleaciones 6063, óptima conformación en frío y excelentes características para soldadura fuerte y al arco. La cinética del envejecimiento de la aleación AA6061 puede observarse en la Figura 4.

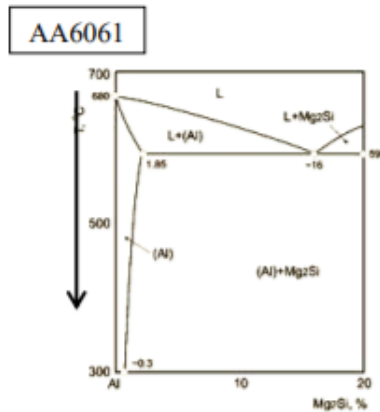


Figura 19. Diagrama de fases correspondiente a la aleación AA6061.

La característica esencial de este diagrama reside en que el aluminio y el compuesto Mg_2Si forman un sistema cuasi-binario que separa el diagrama ternario en dos partes. Cada una de estas partes contiene un eutéctico definido como se muestra en la Tabla 2.

Tabla 2. Eutécticos del sistema Al-Mg-Si

Eutéctico	Temperatura °C	Mg %	Si %
$Liq = \alpha(Al) + Mg_2Si + Si \dots$	556	4,97	14
$Liq = \alpha(Al) + Mg_2Si + \beta Al_3Mg_2 \dots$	450	33,5	0,2

Dada las características propias de esta aleación, no existe compuesto ternario alguno, sino una mezcla de Mg_2Si y Al_3Mg_2 . El compuesto Mg_2Si , inicialmente considerado como un compuesto iónico, según las investigaciones recientes, se comporta como un semiconductor. La solubilidad del compuesto Mg_2Si en aluminio varía de una manera muy importante, en función de la temperatura, por un lado y del exceso de magnesio, por otro (ver siguiente cuadro). Esto se muestra en la Tabla 3.

Tabla 3. Solubilidad del Mg_2Si en función de la temperatura y del exceso del magnesio en la matriz

Temperatura °C	Exceso de magnesio				
	0%	0,20%	0,40%	0,80%	1%
595	1,85				
535	1,2	1,15	0,97	0,67	0,55
500	1,05	0,85	0,69	0,45	0,36
400	0,53	0,35	0,2	0	0
300	0,3	0,16	0,02	0	0
200	0,25	0,05	0	0	0

Por el contrario, el silicio no tiene efecto apreciable sobre esta solubilidad. Sin embargo, en la práctica de la fundición de estas aleaciones, se adiciona un exceso de silicio, con el objeto de evitar todo exceso de magnesio y asegurar de esta manera la solubilidad de todo el Mg_2Si y garantizar las máximas propiedades mecánicas y físicas de la aleación. Si la aleación contiene una baja concentración de

aleantes de Mg o Si, entonces el compuesto puede ser disuelto durante el tratamiento térmico. Si el porcentaje está en exceso el precipitado se distinguirá por la presencia de una estructura Widmanstatten. Por esta razón, el ajuste de la composición es vital para asegurar que no existe exceso de Mg o Si.

Puesto que dicha aleación contiene 0,7 %Fe, aparecen precipitados ternarios del tipo $\text{Fe}_3\text{SiAl}_{12}$ (cúbica) o $\text{Fe}_2\text{Si}_2\text{Al}_9$. (mono-clínica) formadas de la reacción eutéctica. Los precipitados claros y oscuros son del tipo $\text{Fe}_3\text{SiAl}_{12}$. Con bajos contenidos de silicio casi siempre el hierro está presente como Al_3Fe . Con el aumento de contenido de silicio entonces aparece la fase -Al-Fe-Si .

La microestructura de la aleación 6061 T6, se caracteriza por exhibir la fase alfa (más clara) con presencia de precipitados del tipo Fe_3SiAl_2 . Esto se observa en las Figuras 20 y 21.



Figura 20. Microestructura de un aluminio 6061 T6 (50X).

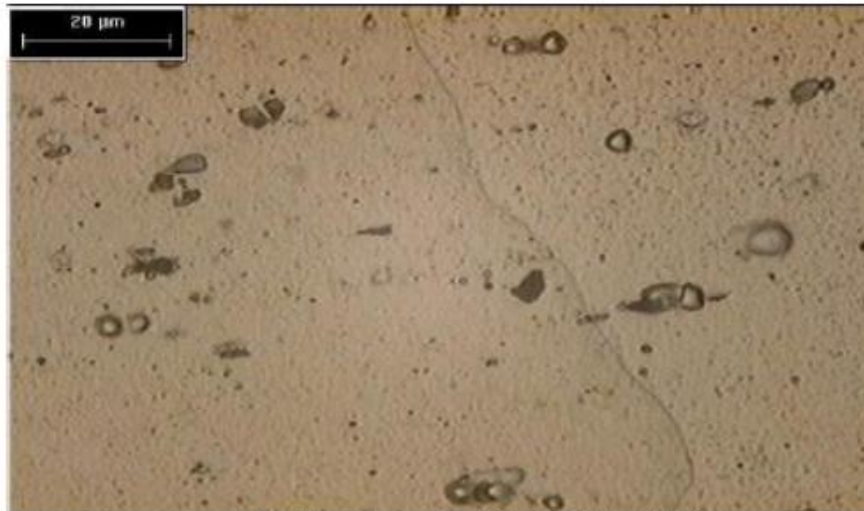


Figura 21. Aleación de Aluminio 6061 H0, 500X.

3. Efecto de la deformación plástica en las aleaciones estudiadas.

Las aleaciones citadas se comportan de forma diferente en cuanto a su respuesta a la deformación en frío. Las aleaciones endurecibles AA2024 y AA6061 deben deformarse en estado solubilizado. Véase la Figura 22.

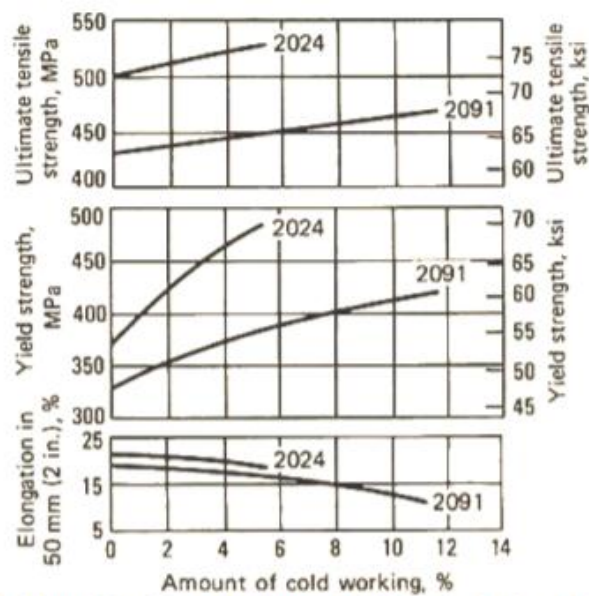


Figura 22. Propiedades de tensión de las aleaciones AA2024(AlCuMg) y AA2091 (Al-Li) en función de la deformación antes del envejecimiento natural del AA2024 [1]

Todas las aleaciones citadas se comportan diferentes según el grado de deformación plástica. La aleación AA8011 se endurece menos que el AA3003 pero exhibe mucha mayor elongación para 60% (aproximadamente 1.8% y 0.7% respectivamente) ó más de deformación.

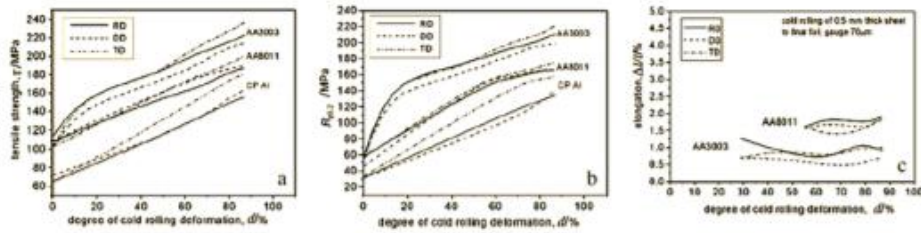


Figure 2: Dependence of (a) yield stress, (b) tensile strength and (c) elongation on the degree of cold-rolling deformation. Alloys: AA8011, CP Al, AA3003. RD - rolling direction, DD - diagonal direction, TD - transverse direction

Figura 23. Influencia del grado de deformación plástica en la resistencia a la tracción, fluencia y alargamiento de las aleaciones AA3003 y AA 8011 [5]

La aleación AA6082 por ser endurecible por precipitación, no se aconseja para grandes deformaciones plásticas y puede presentar problemas en el momento de la embutición.

Se anexan las propiedades mecánicas de una empresa fabricante de dichas aleaciones. Tabla 4. [7]

Tabla 4. Propiedades mecánicas de diversas aleaciones extrudidas y laminadas [10]



5. Mechanical properties

Alloy	Temper → Gauge (in)	Soft / H11		H18		H19		H22		H24 / H25		H26 / H28		
		UTS N/mm ²	Min % Elg	UTS N/mm ²	Min % Elg	UTS N/mm ²	Min % Elg	UTS N/mm ²	Min % Elg	UTS N/mm ²	Min % Elg	UTS N/mm ²	Min % Elg	
AA1200	30-49	60-105	8											
	50-75	60-105	10											
	80-148	60-105	18											
		150-300	60-105	25										
AA3003	30-40	90-130	10	190-230	2	270-350	2	130-155	9	140-170	8	150-185	8	
	41-89	90-130	10	190-230	2	270-350	2	130-155	14	140-170	10	150-185	8	
	90-175	90-130	20	190-230	2	270-350	2	130-155	16	140-170	12	150-185	10	
		175-195	90-30	20										
AA3005	40-45	136-157	10	261-315	1	320-370	1							
	50-60	136-157	12	261-315	1	320-370	1					190-235	8	
	61-90	136-157	15	261-315	1	320-370	1	155-175	12			190-235	8	
	91-200	136-157	17	261-315	1	320-370	1					190-235	8	
AA5005	40-59	120-140	10			250-330	1					190-235	8	
	60-69	120-140	13			250-330	1					190-235	8	
	70-89	120-140	15			250-330	1					190-235	8	
	90-180	120-140	18			250-330	1					190-235	8	
AA5006	40-59	142-167	11									190-235	8	
	60-79	142-167	13									190-235	8	
	80-94	142-167	16									190-235	8	
	95-200	142-167	17									190-235	8	
AA5006	30-40	85-140	8											
	41-89	85-140	10											
	90-175	85-140	16											
AA8011	50-65	89-117	12											
	70-95	89-117	15											
	100-195	89-117	17											
AA8011B	90-115	90-115	8											

En dicha tabla se encuentra que las propiedades entre las aleaciones AA8006 y AA 8011 son muy diferentes, en condición H21 (recocida). La mayor resistencia mecánica la exhibe la aleación AA8011, seguida por la AA3003 y por último la AA 8011 y en ese mismo orden se encuentra los menores valores de elongación en la AA8006.

4. CONCLUSIONES

La aleación AA8011 presenta mejores características de procesabilidad con respecto al AA3003. A mayores deformaciones plásticas presentan más altos valores de alargamiento.

Las aleaciones AA2024 y AA6082 son endurecidas por un tratamiento de envejecimiento por precipitación. No se recomienda para embutición.

La aleación 8006 puede ser una alternativa en casos de sollicitaciones de alta resistencia a la temperatura ya que posee mayor resistencia mecánica y menor ductilidad que la AA 8011.

5. BIBLIOGRAFÍA

1. American Society for Metals, Casting, Vol. 15, 1992.
2. Du, Q; Eskin, D.G. and Katgerman, L. "Modeling Macrosegregation during Direct-Chill Casting of Multicomponent Aluminum Alloys". Metallurgical and Materials Transactions A. Volume 38A, p. 180, January 2007.
3. R.E.D. Mann, R.L. Hexemer Jr., I.W. Donaldson, D.P. Bishop. "Hot deformation of an Al-Cu-Mg powder metallurgy alloy". Materials Science and Engineering A. 528 5476-5483, 2011.
4. J. Zander and R. Sandström. "One parameter model for strength properties of hardenable aluminium alloys". Materials and Design. 29 1540-1548, 2008.
5. G.F. Vander Voort. "Atlas of time-temperature diagrams for Non ferrous alloys. ASM International". USA, 1991
6. Nikolay A. Belov, Dmitry G. Eskin and Andrey A. Aksenov. "Multicomponent Phase Diagrams Applications for Commercial Aluminum Alloys". Elsevier Ltd. ISBN: 978-0-08-044537-3, 2005.
7. Xing, Z., Kang, S. and Kim, H. "Softening behavior of AA8011 alloy produced by cumulative roll bending process". Scripta Materialia. 45 , 567-604, 2001.
8. American Society for Metals. "Properties and Selection. Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials". Vol. 2, 1992.
9. Delijic, K., Asanovic, V. and Radonjic, D. "Mechanical and corrosion properties of AAAA8011 Sheets and Foils". Materiali in Tehnologije. 40 - 3. p. 83-88, 2006
10. Moldovan, P. and Popescu, G. "Microstructure of AA 8006 Alloy Foils. Journal of Advanced Materials. Special Edition No. 2, 95, January 2007.
11. http://aluform.se/PDF/Container_foil_Novelis_CTF04.pd
12. G. Totten and D. Mackenzie. "Handbook of Aluminum. Alloy Production and Materials Manufacturing". Vol. 2.

ANEXO 8

Tema: *Transferencia de calor*

Fuente:

<https://books.google.com.ec/books?id=xr4uAzjOquoC&printsec=frontcover&dq=transferencia+de+calor&hl=es&sa=X&ved=0ahUKEwjZtsD0gu3dAhXJyVMKHdprBS8Q6AEIKzAB#v=onepage&q&f=true>



Modos básicos de transferencia de calor

Estación de energía solar común con sus redes o campos de heliostatos y la torre de energía solar en el primer plano; este sistema comprende todos los modos de transferencia de calor, por radiación, conducción y convección, incluyendo ebullición y condensación.

Fuente: Fotografía cortesía de Abengoa Solar.

Conceptos y análisis que se deben aprender

El calor, en esencia, se transporta, o se “mueve”, mediante un gradiente de temperatura, *fluye o se transfiere* de una región de alta temperatura a una de baja temperatura. La comprensión de este proceso y sus diferentes mecanismos requiere que se conecten los principios de la termodinámica y del flujo de fluidos con los de la transferencia de calor. Este último tiene su propio conjunto de conceptos y definiciones; en este capítulo se introducen los principios fundamentales entre ellos, junto con sus descripciones matemáticas y algunas aplicaciones comunes en ingeniería. Después de estudiar el capítulo usted podrá:

- Aplicar la relación básica entre la termodinámica y la transferencia de calor.
- Modelar los conceptos de modos o mecanismos diferentes de transferencia de calor para aplicaciones prácticas en la ingeniería.
- Utilizar la analogía entre flujo de calor y flujo de corriente eléctrica, así como entre la resistencia térmica y la eléctrica, en análisis en ingeniería.
- Identificar la diferencia entre modos de transferencia de calor en régimen permanente y transitorio.

Material protegido por derechos

1.1 Relación entre transferencia de calor y termodinámica

Siempre que existe un gradiente de temperatura en un sistema, o cuando se ponen en contacto dos sistemas con temperaturas diferentes, se transfiere energía. El proceso mediante el cual tiene lugar el transporte de energía se conoce como *transferencia de calor*. Lo que se transporta, denominado calor, no se puede observar o medir de manera directa. Sin embargo, sus efectos se pueden identificar y cuantificar mediante mediciones y análisis. El flujo de calor, al igual que la realización de trabajo, es un proceso mediante el cual se cambia la energía interna de un sistema.

La rama de la ciencia que trata sobre la relación entre el calor y otras formas de energía, incluyendo el trabajo mecánico en particular, se denomina *termodinámica*. Sus principios, como todas las leyes de la naturaleza, se apoyan en observaciones y se han generalizado en leyes que se consideran válidas para todos los procesos que ocurren en la naturaleza, debido a que no se han encontrado excepciones. Por ejemplo, la primera ley de la termodinámica establece que la energía no se puede crear ni destruir, sólo se transforma de una forma a otra y rige de manera cuantitativa todas las transformaciones de energía, pero no impone restricciones en la dirección de la transformación. Sin embargo, se sabe por experiencia que no es posible que un proceso tenga por resultado sólo la transferencia neta de calor de una región con una temperatura mayor a una región a una temperatura menor. Este enunciado de certeza experimental se conoce como la segunda ley de la termodinámica.

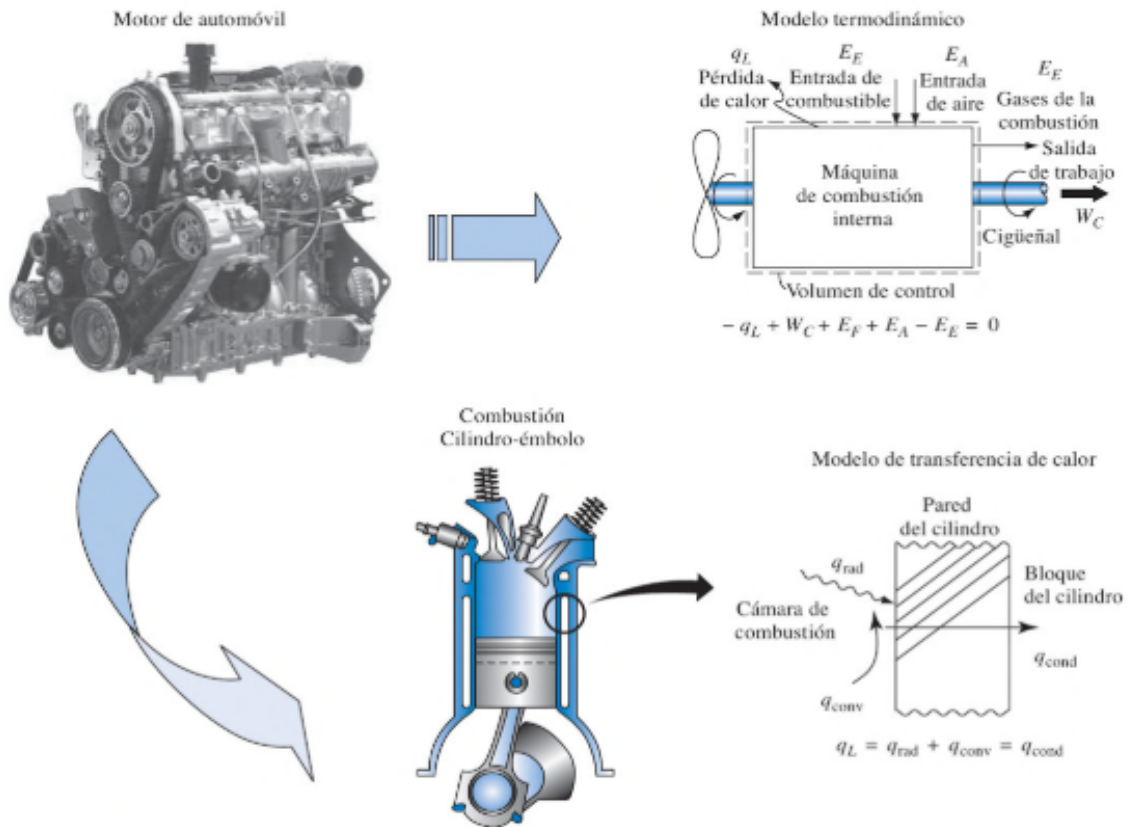
Todos los procesos de transferencia de calor comprenden el intercambio y/o la conversión de energía. Por tanto, deben obedecer la primera ley de la termodinámica así como la segunda. Por consiguiente, a primera vista, podría ser tentador suponer que los principios de la transferencia de calor se pueden deducir a partir de las leyes básicas de la termodinámica. Esta conclusión, sin embargo, sería errónea, debido a que la termodinámica clásica está restringida principalmente al estudio de los estados de equilibrio, incluyendo estados mecánicos, químicos y térmicos; por tanto es, por derecho propio, de poca ayuda al determinar cuantitativamente las transformaciones que ocurren por la falta de equilibrio en procesos de ingeniería. Puesto que el flujo de calor es el resultado de un desequilibrio de temperatura, su tratamiento cuantitativo se debe apoyar en otras ramas de la ciencia. El mismo razonamiento se aplica a otros tipos de procesos de transporte como la transferencia y la difusión de masa.

Limitaciones de la termodinámica clásica La termodinámica clásica estudia los estados de sistemas desde un punto de vista macroscópico y no formula hipótesis acerca de la estructura de la materia. Para realizar un análisis termodinámico es necesario describir el estado de un sistema en términos de las características generales, como presión, volumen y temperatura, que se pueden medir directamente y que no comprenden suposiciones especiales con respecto a la estructura de la materia. Estas variables (o propiedades termodinámicas) son importantes para el sistema como una entidad sólo cuando son uniformes en todo éste, es decir, cuando el sistema está en equilibrio. Así pues, la termodinámica clásica no tiene que ver con los detalles de un proceso, sino más bien con los estados de equilibrio y con las relaciones entre ellos. Los procesos que se utilizan en un análisis termodinámico son procesos idealizados concebidos para obtener información sobre los estados de equilibrio.

4 Capítulo 1 Modos básicos de transferencia de calor

El ejemplo esquemático del motor de un automóvil que se muestra en la figura 1.1 ilustra las distinciones entre análisis termodinámico y el de transferencia de calor. Si bien la ley básica de la conservación de la energía se aplica a los dos, desde un punto de vista termodinámico, la cantidad de calor transferido durante un proceso simplemente es igual a la diferencia entre el cambio en energía del sistema y el trabajo realizado. Es evidente que en este tipo de análisis no se considera el mecanismo del flujo de calor ni el tiempo requerido para transferirlo. Simplemente se prescribe cuánto calor se debe suministrar a o rechazar de un sistema durante un proceso entre estados finales especificados sin considerar sí, o cómo, esto se puede efectuar. La cuestión de cuánto tiempo tomaría transferir una cantidad de calor especificada, por medio de mecanismos o modos diferentes de transferencia de calor y sus procesos (los dos en términos de espacio y tiempo) mediante los cuales ocurren, aunque son de mucha importancia práctica, no suelen aparecer en el análisis termodinámico.

Transferencia de calor en ingeniería Desde un punto de vista ingenieril, el problema clave es la determinación de la *tasa de transferencia de calor para una diferencia de*



ANEXO 9

Tema: *Termodinámica*

Fuente:

<https://books.google.com.ec/books?id=2Zy1GulZcScC&pg=PA9&dq=primera+ley+de+la+termodinamica&hl=es&sa=X&ved=0ahUKEwiT-oOOh-3dAhUBzVMKHah2AFIQ6AEIOzAE#v=onepage&q&f=true>

El contenido total de energía del sistema antes que haya ocurrido reacción alguna, es el *estado inicial*, mientras que el contenido energético después de producido el proceso que interesa analizar, será el *estado final*. Cuando el sistema cursó desde el estado inicial al final, puede liberar energía al medio o tomarla de él. Desde el punto de vista termodinámico, interesa la diferencia de energía entre el estado inicial y el final, no el mecanismo por el cual se desarrolla el proceso. Esa diferencia será la misma cualesquiera que sean las etapas o vías utilizadas durante la reacción.⁷ Para el caso general de estado inicial hacia el estado final, el cambio siempre se expresa como el valor del estado final menos el del estado inicial ($E_f - E_i$).⁸

ENERGÍA LIBRE G

Es la magnitud termodinámica (función de estado), que incluye la entalpía y la entropía, $G = H - TS$, donde H es la entalpía, S es la entropía y T es la temperatura absoluta. En las condiciones en las cuales se desenvuelven los organismos vivientes, las reacciones químicas se realizan en un medio en el cual la temperatura y la presión se mantienen constantes. Sólo una fracción de la energía liberada en los procesos bioquímicos es disponible para realizar trabajo de algún tipo. A esta fracción se le llama *energía libre* y se simboliza con la letra G , (en honor de J. W. Gibbs).⁷ La *energía libre de Gibbs* es la función termodinámica más importante usada en bioquímica.⁴⁵

Esta función G recibió el adecuado nombre de *energía libre* porque una reducción de su valor de un estado a otro ($G_f - G_i$) es una medida de la máxima cantidad de energía potencialmente disponible para realizar trabajo útil, cuando el cambio tiene lugar en las condiciones de T y P constantes. Existen otras interpretaciones de la función de energía libre; una de particular utilidad para los sistemas químicos es que la energía libre es una propiedad termodinámica relacionada de modo directo con la energía química total del sistema y por tanto, con la estabilidad química del sistema.⁸

El cambio de energía libre (ΔG) de un proceso, como una reacción química, tiene en cuenta los cambios de entalpía y de entropía e indica si el proceso está termodinámicamente favorecido a una temperatura dada.

Este cambio de *energía libre* es una medida de la energía disponible para trabajar dentro de un sistema; la capacidad de un sistema para efectuar un trabajo disminuye a medida que se aproxima al equilibrio; en el equilibrio no hay energía disponible para realizar ningún trabajo.

El cambio de energía libre es una función de estado termodinámica que define la condición de equilibrio en términos de entalpía y entropía del sistema a presión constante. Como la entalpía refleja la primera ley de la termodinámica y la entropía es una propiedad de la segunda ley, el concepto de energía libre une las dos leyes de la termodinámica. ΔG es una función práctica, ya que se puede determinar a través de mediciones del sistema aislado.

Si el signo ΔG para un proceso es negativo, el proceso es espontáneo, esto es, se puede llevar a cabo en ausencia de energía proporcionada por el exterior del sistema. Estos procesos son *exergónicos*. Si el signo de ΔG es positivo, el proceso no puede tener lugar espontáneamente; para que este proceso se lleve a cabo se debe suministrar suficiente energía externa para que el cambio de energía libre tenga signo negativo. Los procesos con un cambio de energía libre con signo positivo son *endergónicos*, lo cual es una forma de decir que el proceso inverso es favorecido termodinámicamente.²⁸

PRIMERA LEY DE LA TERMODINÁMICA Y ENTALPÍA

En cualquier transformación física o química la cantidad total de energía del universo permanece constante.

Esta primera ley establece que la energía del universo, el *sistema* más su *entorno*, es constante. No puede haber un cambio de energía en el universo.²⁸ En pocas palabras, la energía no se puede crear ni destruir; sin embargo, se puede convertir (*transformar*) de una forma a otra; las células son capaces de transformar energía.

La energía química presente en los polisacáridos y grasas almacenados se emplea sobre todo para efectuar reacciones químicas que requieren energía, pero también se convierte en energía mecánica cuando los orgánulos se desplazan de un lugar a otro dentro de la célula; a energía química cuando se libera calor durante la contracción muscular o a energía eléctrica cuando fluyen los iones a través de una membrana.³¹

Así, cualquiera que sea la clase de energía que se emplee para efectuar un trabajo o que se transforme de una clase a otra, la cantidad total de la energía permanece invariable.³⁴

Cuando una cantidad de energía en una forma se pierde, aparece una cantidad exactamente equivalente de energía en otra forma.

Un sistema a una temperatura y con una cantidad definida de masa tiene una cantidad de energía interna definida *E*. Sin embargo, lo que la primera ley no explica es si un proceso natural en un sistema, por ejemplo una reacción de una vía metabólica, se puede realizar por sí misma en una dirección dada.²⁴

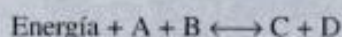
La mayoría de los sistemas metabólicos funcionan a temperatura, presión y volumen casi constantes; por ello el trabajo, entendido como "cambio de volumen o de presión", no se considera biológicamente útil.

La primera ley de la termodinámica se expresa bajo la siguiente ecuación:

$$\Delta E = q - w$$

Esta ecuación, que es válida para todos los procesos, expresa la primera ley de la termodinámica, donde *q* es la energía calorífica y *w* el trabajo. La ecuación precedente indica que la cantidad de trabajo realizado y de calor intercambiado pueden variar durante una transformación particular, pero la diferencia entre estas dos cantidades cuantificables no varía.³¹

Considérese un proceso bioquímico en el cual la energía del exterior del sistema se emplea para convertir dos sustratos (A + B) en dos productos (C + D).



La energía absorbida en la reacción directa es exactamente igual a la energía liberada en la reacción inversa.

El cambio en energía interna del sistema, ΔE , antes y después del proceso se puede expresar como $\Delta E = q - w$, en donde q es el calor que el sistema absorbe de su entorno y w se define como el trabajo hecho por el sistema sobre su entorno. Los términos q y w no son funciones de estado, ya que son dependientes de lo que ocurre cuando el sistema va de su estado inicial hacia su estado final.²⁸

Consideremos un ejemplo más, un proceso en el que el sistema absorbe una determinada cantidad de calor, al tiempo que realiza una cantidad exactamente equivalente de trabajo sobre su entorno. En este caso tanto q como w son positivos, y $q = w$, por lo que $\Delta E = 0$. Esto concuerda con lo que dice el sentido común: si ha entrado una determinada cantidad de energía en forma de calor y ha salido una cantidad igual en forma de trabajo, la energía existente en el interior del sistema no habrá cambiado.³⁷

ENTALPÍA

Cualquier combinación de funciones de estado debe ser también una función de estado. La entalpía (del griego *enthalpein*, calentar el interior), contenido calorífico de un sistema, es una de estas combinaciones. Se define por:

$$H = E + PV$$

En la que V es el volumen del sistema y P es su presión.

La **entalpía** es una magnitud particularmente conveniente para describir sistemas biológicos y resulta ser, a una presión constante, una condición típica de la mayor parte de los procesos bioquímicos. La variación de entalpía entre los estados inicial y final de un proceso, ΔH constituye una medida fácil del calor que se produce o absorbe.⁵¹

El cambio ΔH depende tan solo de los estados inicial y final del proceso para el que se calcula. Para las reacciones a presión constante, ΔH se define de la siguiente forma:

$$\Delta H = \Delta E + P\Delta V$$

Cuando el calor de una reacción se mide a presión constante, lo que se determina es ΔH . En la mayoría de los libros de bioquímica, los cambios de energía se encontrarán casi siempre en forma de valores de ΔH .³⁷

El cambio de entalpía ocurrido en una reacción dada será denominado **entalpía de reacción**. Si en el transcurso de la reacción se libera calor, el proceso se llama **exotérmico** y ΔH es negativo; si en el transcurso de la reacción se absorbe calor del exterior el proceso se llama **endotérmico** y ΔH resulta positivo.²³

ANEXO 10

Tema: *Termodinámica*

Fuente:

<https://books.google.com.ec/books?id=MjNiLXWtGfoC&pg=PA75&dq=segunda+ley+de+la+termodinamica&hl=es&sa=X&ved=0ahUKEwjC36yDiu3dAhXEyVMKHQjoDsEQ6AEIUDAH#v=onepage&q=segunda%20ley%20de%20la%20termodinamica&f=true>

III

EL SENTIDO DEL TIEMPO EN LA TERMODINÁMICA Y LA MICROESTADÍSTICA

7. *La segunda ley de la termodinámica*

Aun cuando los procesos irreversibles pertenecen a las experiencias cotidianas familiares —como la combustión, el crecimiento de los organismos vivientes, las mezclas de gases o líquidos— no fue hasta el siglo XIX cuando se les dio un tratamiento científico. Con base en los descubrimientos de Carnot, en 1824, acerca de las leyes que gobiernan los procesos térmicos de forma cíclica —también llamados ciclos de Carnot—, R. E. Clausius, en 1850 y W. Thomson, posteriormente Lord Kelvin, en 1851, formularon la segunda ley de la termodinámica, principio que hace posible la expresión matemática de un sentido que gobierna el curso de los acontecimientos físicos. Por su nombre, este principio se caracteriza por ser paralelo a la primera ley de la termodinámica, mejor conocida con el nombre de ley de la conservación de la energía. Las dos leyes juntas determinan las formas de transformación de las magnitudes físicas durante los procesos que implican el fenómeno de calor. La primera ley establece que en todos los cambios existe una cierta magnitud denominada *energía*, que conserva un valor constante. En su forma clásica, la segunda ley establece que existe otra magnitud, denominada *entropía*, que en algunas transformaciones permanece constante, pero en otras crece, siendo imposible que esta magnitud decrezca. Los procesos irreversibles son aquellos en los cuales la entropía crece.

Esta formulación muestra obviamente el paralelismo entre los dos principios; pero también explica por qué sólo la segunda ley nos permite inferir un sentido para los procesos físicos. Si un estado *A*, se transforma en un estado *B* y la entropía permanece constante en esta tran-

sición, entonces permanecerá constante también en la transición inversa, de B a A . Sin embargo, si durante la transición de A a B aumenta la entropía, es decir, si la entropía en el estado B es mayor que la entropía en el estado A , entonces la transición inversa representaría un decrecimiento de la entropía; y, como hay una ley física que establece que la entropía nunca decrece, el proceso inverso queda excluido. Por consiguiente, la existencia de un sentido para los procesos físicos, se formula por medio de una función de estado S , la entropía, que tiene un valor numérico determinado para cada estado y ordena los estados físicos en una sucesión de números crecientes.

Naturalmente que en la formulación de estos principios debe tomarse la precaución de que todos los procesos a que se haga referencia sean cerrados, es decir, que todas las transformaciones implicadas queden incluidas en el sistema considerado. La energía puede pasar de un sistema a otro; entonces un sistema pierde energía y el otro la gana. Pero la suma total de pérdidas y ganancias es igual a cero. En forma similar, la entropía puede pasar de un sistema a otro; entonces, un sistema pierde entropía y otro la gana. Pero, sólo para los procesos reversibles es que la suma total de cambios de entropía es igual a cero; para los procesos irreversibles tiene siempre un valor positivo. Ésta es la aseveración de la segunda ley de la termodinámica.

La entropía es una magnitud definida en función de parámetros termodinámicos, tales como la temperatura y la presión. Los parámetros mecánicos —por ejemplo, la posición y la velocidad— no entran en la definición de su valor; es decir, que no existe una entropía mecánica. Esta concepción se sostiene por la siguiente razón: si en un sistema se realiza un proceso puramente mecánico, o sea, un proceso durante el cual su temperatura, su cantidad de calor, etc., no varían, el proceso es reversible; en consecuencia, su entropía debe permanecer constante. En otras palabras, un cambio en los parámetros mecánicos no influye en el valor de la entropía. Sólo cuando, además de los cambios mecánicos, se implican cambios termodi-

námicos, como la generación de calor por fricción, es que cambiará la entropía del sistema. La reversibilidad de los procesos mecánicos hace que se pueda prescindir del concepto de entropía mecánica.

Sin embargo, aun cuando la mayoría de los procesos termodinámicos son irreversibles, existen también algunos procesos reversibles que implican cambios en las condiciones térmicas. Tales procesos pueden realizarse, al menos, como casos límites de los procesos irreversibles. Si la diferencia de temperaturas entre dos sistemas es muy pequeña y los sistemas entran en interacción, el calor pasará lentamente del sistema más caliente al más frío, y el proceso hace que el sistema atraviese por una serie continua de estados que pueden considerarse como estados de equilibrio. En tales procesos, un sistema gana en entropía tanto como lo que pierde el otro sistema, y la suma total de los intercambios de entropía es igual a cero.

Esta consideración muestra las dos acepciones de la palabra "reversible". En su acepción más limitada, se aplica al sistema total, que es cerrado y cuya entropía permanece constante. En esta acepción, la reversibilidad está definida únicamente para los sistemas cerrados: un proceso que se realiza en un sistema cerrado, es reversible cuando también puede realizarse en el sentido opuesto, mientras el sistema permanece cerrado. En su acepción más amplia, el proceso que se efectúa en una parte de tal sistema, también se llama reversible. El término "reversibilidad", usado en esta acepción, puede aplicarse a sistemas abiertos; y así llegamos a la paradójica formulación de que un sistema puede igualmente aumentar como disminuir su entropía en un proceso reversible. La paradoja que ha confundido a más de un lector de textos de termodinámica, se resuelve fácilmente cuando se comprende que la palabra "reversible" se usa aquí en su acepción más amplia. Sin embargo, es conveniente evitar la acepción más amplia del término y hablar de reversibilidad únicamente para el proceso total que se efectúa en un sistema cerrado.

Un proceso reversible que implica cambios en las condiciones térmicas, queda representado por el ciclo de

Carnot. Si este proceso se realiza en un sentido, el calor se transfiere de un recipiente más caliente a uno más frío, por medio de un sistema gaseoso que mueve un pistón dentro de un cilindro y produce energía mecánica. Si el proceso se realiza en sentido opuesto, la energía mecánica se consume y el calor se transmite de un recipiente más frío a uno más caliente. En la primera forma, es el proceso que se usa en las máquinas de vapor, en las cuales los recipientes consisten en la caldera y el sistema de enfriamiento de la máquina; en la segunda forma, representa un proceso de refrigeración. La entropía del sistema total, incluyendo los recipientes y el sistema gaseoso, permanece constante durante todo el ciclo; en cambio, la entropía de sus partes cambia periódicamente, de tal manera que, mientras el sistema gaseoso gana entropía, uno de los recipientes la pierde y viceversa.

Hablando con rigor, los procesos reversibles nunca ocurren: si queremos realizar el ciclo de Carnot en sentido inverso, tenemos que suministrarle un poco más de energía mecánica de la que gana cuando se realiza en el primer sentido. Pero mientras más lento es el proceso, más pequeña es la diferencia entre las dos cantidades de energía mecánica. Esto es lo que significa el decir que los procesos reversibles pueden definirse como casos límites de los procesos reales. Incidentalmente, esto mismo es verdadero para los procesos reversibles de la mecánica. En todos los procesos mecánicos reales, hay cierta generación de calor por fricción; de tal modo que los procesos completamente reversibles no existen.

Si la entropía S cambia durante un proceso que forma parte de un proceso reversible (es decir, un proceso parcial que es reversible en la acepción más amplia), y si dQ es la cantidad de calor que recibe o pierde el sistema, y T la temperatura absoluta, el cambio satisface la ecuación

$$dS = \frac{dQ}{T} . \quad (1)$$

ANEXO 11

Tema: *Transferencia de calor*

Fuente:

https://books.google.com.ec/books?id=QqfJw4tpIjcC&printsec=frontcover&dq=transferencia+de+calor&hl=es&sa=X&ved=0ahUKEwiMlb_qkO3dAhWJ2IMKHbvmBrgQ6AEIMzAC#v=onepage&q&f=true

2

Capítulo 1 ■ Introducción

Del estudio de la termodinámica usted aprendió que la energía se puede transferir mediante las interacciones de un sistema con su alrededor. Estas interacciones se denominan trabajo y calor. Sin embargo, la termodinámica trata de los estados finales del proceso durante el cual ocurre una interacción y no proporciona información alguna con respecto a la naturaleza de esta interacción o la rapidez con la que ésta se produce.

El objetivo de este texto es ampliar el análisis termodinámico a través del estudio de los *modos* de transferencia de calor y por medio del desarrollo de relaciones matemáticas para calcular *velocidades* de transferencia de calor. En este capítulo sentamos las bases de gran parte del material que se trata en el texto. Lo hacemos formulando varias preguntas. *¿Qué es la transferencia de calor? ¿Cómo se transfiere éste? ¿Por qué es importante su estudio?* Al contestar a estas preguntas, comenzaremos a valorar los mecanismos físicos que son el fundamento de los procesos de transferencia de calor y la relevancia de estos procesos para los problemas industriales y ambientales.

1.1

¿Qué y cómo?

Una definición sencilla, aunque general, da respuesta suficiente a la pregunta: *¿Qué es la transferencia de calor?*

Transferencia de calor (o calor) es la energía en tránsito debido a una diferencia de temperaturas.

Siempre que exista una diferencia de temperaturas en un cuerpo o entre cuerpos, debe ocurrir una transferencia de calor.

Según se muestra en la figura 1.1, nos referimos a los diferentes tipos de procesos de transferencia de calor como *modos*. Cuando existe un gradiente de temperatura en un medio estacionario —que puede ser un sólido o un fluido— utilizamos el término *conducción* para referirnos a la transferencia de calor que se producirá a través del medio. En cambio, el término *convección* se refiere a la transferencia de calor que ocurrirá entre una superficie y un fluido en movimiento cuando están a diferentes temperaturas. El tercer modo de transferencia de calor se denomina *radiación térmica*. Todas las superficies con temperatura finita emiten energía en forma de ondas electromagnéticas. Por tanto, en ausencia de un medio, existe una transferencia neta de calor por radiación entre dos superficies a diferentes temperaturas.

Conducción a través de un sólido o un fluido estacionario	Convección de una superficie a un fluido en movimiento	Intercambio neto de calor por radiación entre dos superficies
$T_1 > T_2$ q''	$T_s > T_\infty$  T_s	 Superficie, T_1 Superficie, T_2

FIGURA 1.1 Modos de transferencia de calor: conducción, convección y radiación.

1.2

Orígenes físicos y modelos

Como ingenieros es importante que entendamos los *mecanismos físicos* que sirven de base a los modos de transferencia de calor y seamos capaces de usar los modelos que proporcionan la cantidad de energía que se transfiere por unidad de tiempo.

1.2.1 Conducción

A la mención de la palabra *conducción* debemos evocar de inmediato conceptos de *actividad atómica y molecular*, pues hay procesos en estos niveles que sustentan este modo de transferencia de calor. La conducción se considera como la transferencia de energía de las partículas más energéticas a las menos energéticas de una sustancia debido a las interacciones entre las mismas.

El mecanismo físico de conducción se explica más fácilmente considerando un gas y usando ideas que le sean familiares, propias de su experiencia en termodinámica. Piense en un gas en el que existe un gradiente de temperatura y suponga que no hay *movimiento global*. El gas puede ocupar el espacio entre dos superficies que se mantienen a diferentes temperaturas, como se muestra en la figura 1.2. Asociamos la temperatura en cualquier punto con la energía de las moléculas del gas en la proximidad del punto. Esta energía está relacionada con el movimiento traslacional aleatorio, así como con los movimientos internos de rotación y vibración de las moléculas.

Las temperaturas más altas se asocian con las energías moleculares más altas y, cuando las moléculas vecinas chocan, como lo hacen constantemente, debe ocurrir una transferencia de energía de las moléculas más energéticas a las menos energéticas. En presencia de un gradiente de temperatura, la transferencia de energía por conducción debe ocurrir entonces en la dirección de la temperatura decreciente. Esta transferencia es evidente en la figura 1.2. Las moléculas, procedentes de arriba y de abajo, cruzan constantemente el plano hipotético en x_0 gracias a su movimiento *aleatorio*. Sin embargo, las moléculas de arriba están asociadas con una temperatura mayor que la que tienen las de abajo, en cuyo caso debe haber una transferencia *neta* de energía en la dirección positiva de x . Se habla de la transferencia neta de energía debida al movimiento molecular aleatorio como una *difusión* de energía.



FIGURA 1.2 Asociación de la transferencia de calor por conducción con la difusión de energía debida a la actividad molecular.

La situación es muy similar en los líquidos, aunque las moléculas están menos espaciadas y las interacciones moleculares son más fuertes y frecuentes. De igual manera, en un sólido, la conducción se atribuye a la actividad atómica en forma de vibraciones reticulares. El punto de vista moderno es atribuir la transferencia de energía a *ondas reticulares* inducidas por el movimiento atómico. En un no conductor, la transferencia de energía se da exclusivamente por la vía de estas ondas reticulares; en un conductor, la transferencia de energía también se debe al movimiento de traslación de los electrones libres. Las importantes propiedades asociadas con los fenómenos de la conducción se analizan en el capítulo 2 y en el apéndice A.

Los ejemplos de transferencia de calor por conducción son innumerables. El extremo expuesto de una cuchara metálica introducida súbitamente en una taza de café caliente se calentará debido a la conducción de energía a través de la cuchara. En un día invernal hay una pérdida significativa de energía de una habitación caliente hacia el exterior; esta pérdida se debe principalmente a la transferencia de calor por conducción a través de la pared que separa el aire de la habitación del aire exterior.

Es posible cuantificar los procesos de transferencia de calor en términos de las *ecuaciones o modelos* apropiados. Estas ecuaciones o modelos sirven para calcular la cantidad de energía que se transfiere por unidad de tiempo. Para la conducción de calor, la ecuación o modelo se conoce como *ley de Fourier*. Para la pared plana unidimensional que se muestra en la figura 1.3, la cual tiene una distribución de temperatura $T(x)$, la ecuación o modelo se expresa como

$$q_x'' = -k \frac{dT}{dx} \quad (1.1)$$

El *flujo de calor* o *transferencia de calor por unidad de área* q_x'' (W/m²) es la velocidad con que se transfiere el calor en la dirección x por área unitaria perpendicular a la dirección de transferencia, y es proporcional al gradiente de temperatura, dT/dx en esta dirección. La constante de proporcionalidad, k , es una propiedad de *transporte* conocida como *conductividad térmica* (W/m · K) y es una característica del material de la pared. El signo menos es una consecuencia del hecho de que el calor se transfiere en la dirección de la temperatura decreciente. En las condiciones de estado estable que se muestran en la figura 1.3, donde la distribución de temperatura es *lineal*, el gradiente de temperatura se expresa como

$$\frac{dT}{dx} = \frac{T_2 - T_1}{L}$$

y el flujo de calor entonces es

$$q_x'' = -k \frac{T_2 - T_1}{L}$$

o

Imagen protegida por derechos de autor

Observe que esta ecuación proporciona un *flujo de calor*, es decir, la velocidad del calor transferido por *unidad de área*. El *calor transferido* por conducción por unidad de tiempo, q_x (W), a través de una pared plana de área A , es entonces el producto del flujo y el área, $q_x = q_x'' \cdot A$.

EJEMPLO 1.1

La pared de un horno industrial se construye con ladrillo de arcilla refractaria de 0.15 m de espesor que tiene una conductividad térmica de 1.7 W/m · K. Mediciones realizadas

FIGURA 1.3
Transferencia unidimensional de calor por conducción (difusión de energía).

ANEXO 12

Tema: *Estudio de los gases contaminantes modificando la relación de compresión en un vehículo*

Fuente: <http://repositorio.uide.edu.ec/bitstream/37000/2495/1/T-UIDE-1787.pdf>

UNIVERSIDAD INTERNACIONAL DEL ECUADOR



FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA AUTOMOTRIZ

Artículo Investigación para la obtención del título de Ingeniería en Mecánica Automotriz

“Estudio de los gases contaminantes modificando la relación de compresión en un vehículo”

Cristhian Andrés Rodríguez Rojas

Gustavo Antonio Serrano Coveña

Pedro David Vela Alquina

Director: Ing. Miguel Granja

QUITO, 2018

ESTUDIO DE LOS GASES CONTAMINANTES MODIFICANDO LA RELACIÓN DE COMPRESIÓN EN UN VEHÍCULO

RESUMEN

Actualmente se ve un crecimiento alarmante de la emisión de gases contaminantes de los motores a gasolina lo cual perjudica a la salud de los seres vivos y al medio ambiente, por lo tanto el presente estudio tiene como objetivo identificar si las poluciones aumentan o disminuyen en relación de la compresión del vehículo.

Para esta investigación introduciré algunos conceptos generales y analizaré el comportamiento de los gases de escape lo cual se ha utilizado un vehículo Peugeot 206 con motor 1.4 del año 2007, con el objetivo principal de identificar si las emisiones de gases contaminantes crecen o decrecen modificando la cámara de compresión, esto se llevara a cabo con tres variantes del empaque del cabezote que son: estándar, sobre medida 3mm y sobre medida de 4,5mm. Para posteriormente medir, calcular y analizar cuál es el impacto de dichas variables en el vehículo. Se realizó varias mediciones de gases en el analizador Bosch FSA 740 de la Universidad Internacional Del Ecuador, basándose en los parámetros establecidos por la revisión técnica de Quito bajo la normativa vigente: INEN 2204, para la circulación dentro del Distrito Metropolitano De Quito. El vehículo fue sometido a distintas pruebas antes y después de modificar, tales como medición de compresión, medición de vacío, medición de gases en ralentí y a 2500rpm. (Prueba estática). Los resultados obtenidos fue una disminución considerable de las emisiones, tanto como los HC (hidrocarburos no combustionados), CO (monóxido de carbono) y el O₂ (oxígeno). En la prueba de vacío del motor hubo disminución, y en la prueba de compresión hubo un aumento.

ABSTRACT

Currently, it can be seen an alarming increase in the emission of pollutant gases from gasoline engines which harms human beings 'health and the environment. Therefore, the study aims to identify whether the pollution increases or decreases in relation to the compression of the vehicle. For this research, I will introduce some general concepts and analyze the behavior of the exhaust gases. A Peugeot 206 vehicle with engine 1.4 of the 2007 has been used for this purpose. The main objective is identifying whether the emissions of pollutant gases grow or decrease by modifying the compression camera. This study will be carried out with three variants of the cylinder block packing that are: standard, over 3mm and 4.5mm measures. Subsequently, in order to calculate and analyze the impact of these variables on the vehicle, several gas measurements were performed on the Bosch FSA 740 analyzer at the Universidad Internacional del Ecuador, this analysis was based on the parameters established by the technical revision of Quito under the current regulations: INEN 2204, for circulation within the Metropolitan District of Quito. The vehicle was subjected to various tests before and after modification, such as compression measurement, vacuum measurement, gas measurement at slow motion and 2500rpm. (Static Test). The results obtained were a considerable reduction in emissions, such as HC (unburned hydrocarbons), CO (carbon monoxide) and O₂ (oxygen). There was an increase in the engine vacuum test and a decrease in compression test

1. INTRODUCCIÓN

La contaminación en la actualidad está formado un papel de alta importancia para el sector automotriz ya que cada día se busca nuevas formas y energías alternas para que disminuya de manera considerable las emisiones contaminantes del escape para tener un medio ambiente más saludable para los seres vivos.

Para que un vehículo tenga una baja emisión de gases hacia el medio ambiente la combustión debería ser completa o perfecta, las emisiones resultantes de la misma serían exclusivamente: nitrógeno (N₂), dióxido de carbono (CO₂) y vapor de agua (H₂O) y oxígeno (O₂). [1] Pero esto no es así, la combustión siempre es incompleta y depende de varios factores tales como: [2]

Las exigencias del motor solicitan variación continuas de la relación aire /combustible. Los elevados regímenes de rotación reducen el tiempo disponible para la terminación de las reacciones químicas.

La elevada temperatura de la combustión, genera NO_x, que además de ser contaminantes, absorben el oxígeno necesario para completar la combustión. Tipo y calidad del combustible.

La cantidad de emisiones nocivas emitidas por un solo un vehículo resulta insignificante, pero la concentración de los automóviles en la ciudad implica un riesgo elevado de contaminación atmosférica. [3] Los resultados de esta investigación proporcionaran con más claridad el comportamiento de los gases contaminantes expuestos a varias modificaciones para disminuir las emisiones de gases.

El estudio se comenzó con la norma nacional de control de gases INEN 2204, cumpliendo con los límites permitidos de emisiones producidas en los vehículos con motor a

gasolina como son el monóxido de carbono (CO), hidrocarburos (HC), norma utilizada actualmente en la revisión técnica vehicular de Quito. [4]

Para realizar el análisis comparativo se ha tomado como punto de partida las emisiones de gases en el Peugeot 206 con temperatura normal de operación, marcha mínima o ralenti la cual no supere las 1.100 r.p.m. [5]. Utilizando como variable principal la modificación de la relación de compresión, esto se logró gracias al aumentando la altura de la cámara de combustión.

2. MARCO TEÓRICO

2.1 Emisiones de escape

Los gases emitidos por un motor de combustión interna de gasolina son, principalmente, de tipos de gases inofensivos y contaminantes. [6]

2.1.1 Hidrocarburos no combustionados (Hc)

Aparecen en los gases de escape y son resultado del combustible que no ha sido quemado en el proceso de combustión debido a la falta de oxígeno durante la combustión. [7]

Este gas produce problemas de respiración, irritación en los ojos, mareos y náuseas si se lo respira en forma continua o por largos periodos. [8]

2.1.2 Monóxido de carbono (CO)

Se forma cuando hay poca presencia de oxígeno disponible para la combustión por lo tanto no llega para quemar todo el carbono del combustible completamente, quedando átomos de carbono unidos y uno solo de oxígeno da forma al CO. [9].

Una forma de disminuir el monóxido de carbono es proporcionar más aire para la combustión.

2.1.3 Óxido de nitrógeno (NOx)

Este gas nace con la combinación del oxígeno y el nitrógeno debido a las altas temperaturas que se alcanzan dentro del motor y a las altas presiones. En la cámara de combustión se forma el NO. Al abrirse la válvula de escape los gases pasan por el conducto de escape se combinan con oxígeno para formar NO₂. [10]. Este proceso es muy negativo porque sustrae el oxígeno necesario para la reacción de combustión y con ello hace aumentar las cantidades de monóxido de carbono y de hidrocarburos sin quemar. [11]

2.1.4 Nitrógeno

El nitrógeno es un gas no combustible, inodoro, incoloro el cual se trata de un componente esencial del aire que respiramos (78% nitrógeno, 21% oxígeno, 1% otros gases) y alimenta el proceso de la combustión conjuntamente con el aire de admisión. La mayor parte del nitrógeno aspirado vuelve a salir puro en los gases de escape. [12]

2.1.5 Oxígeno (O₂)

Es un gas incoloro, inodoro e insípido, se aspira a través del filtro de aire. Es el más importante del aire que respiramos (21%). Es imprescindible para el proceso de combustión, con una mezcla ideal del consumo de combustible debería ser total, pero en caso de una combustión incompleta en el motor el oxígeno restante es expulsado por el sistema de escape. [13]

2.1.6 (Agua H₂O)

Es aspirada en parte por el motor (humedad del aire) o se produce con motivo de la combustión fría. Es un producto de la combustión y es expulsado por el sistema de escape del vehículo, se lo puede visualizar sobre todo en los días más fríos cuando el motor a empezar a trabajar y tiene la presencia de un humo blanco que sale por el escape, o a su vez se condensa a lo largo del tubo de escape, se produce un goteo. Es un gas totalmente inofensivo. [14]

2.1.7 Dióxido de carbono CO₂

Se produce al ser quemados los combustibles que contienen carbono. El carbono se combina durante esta operación con el oxígeno aspirado. Es un gas incoloro, no combustible. El dióxido de carbono a pesar que no es un gas tóxico, pero paulatinamente va degradando la capa atmosférica terrestre, que sirve contra la protección de los rayos UV, esto también con lleva a las alteraciones climatológicas efecto invernadero. [15]

2.2 Mezcla Aire/ Combustible

Para que el motor de gasolina funcione adecuadamente, debe prepararse la mezcla de aire y combustible de manera correcta.

La química demuestra, que existe una cantidad exacta de aire para la combustión de la gasolina sin que sobre ni aire ni combustible esta relación se llame estequiometría. [16].

Es decir para que un 1 gramo de gasolina se oxide perfectamente (combustión) se necesita la aportación de 14,7 gramos de aire. Esto se refiere que para quemar un litro de gasolina se necesita 10.000. Litros de aire. [17]

Pero estas relaciones también se pueden clasificar en mezcla rica o mezcla pobre.

La Mezcla pobre es la relación que se da por el exceso de aire o deficiencia de gasolina en la cámara de combustión como por ejemplo: valores mayores de 14,7:1, 16:1, 17:1.

La Mezcla rica se produce por exceso de gasolina o deficiencia de aire absorbido al interior de cilindro, esta cantidad de combustible que no se combina con el aire no se combustiona completamente y es expulsado por el tubo de escape en forma de hollín y Co, como por ejemplo: valores menores de 14,7:1, 14:1, 13:1. [18]

2.3 Relación lambda

Factor lambda λ : $\frac{\text{volumen aspirado}}{\text{necesidad teorica de aire}}$

Otra forma técnica de conocer cuando la mezcla aire/ combustible puede ser rica o pobre, es tomando como referencia el factor (λ), se define como:

Cuando lambda es menor de 1 es decir $\lambda < 1$, esto significa que existe un déficit de aire en la cámara de combustión, esto pasa a hacer una mezcla rica $\lambda = 0,89$.

Cuando lambda es mayor de 1 es decir $\lambda > 1$, esto nos dice que hay un exceso de aire en la cámara de combustión, esto pasa a hacer una mezcla pobre. $\lambda = 1,20$. [19]

2.4 Culata

La culata es la parte del motor que cierra los cilindros por su parte superior, se une al bloque mediante tornillo y, para hacer un selle hermético, se intercala la junta de culata. Es una pieza con conductos, orificios y taladros roscados. En ella se forman las cámaras de combustión, los

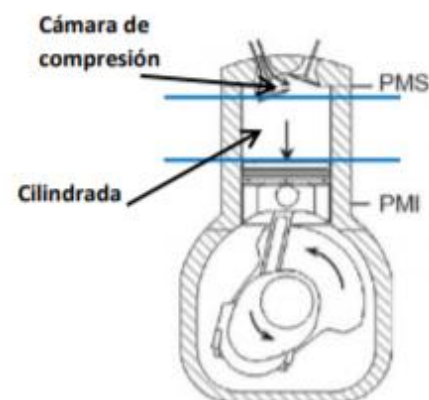
conductos para el líquido de refrigeración, además, sobre la culata se montan las válvulas, los colectores de admisión y escape, el árbol de levas, bujías, inyectores. [20]

2.5 Relación de compresión

La relación de compresión nos da el nivel de compresión a que se somete la mezcla aire /combustible dentro de la cámara de combustión. [21].

Cuando mayor es la relación de compresión, mayor temperatura del conjunto mecánico y problemas con mezcla explosiva. La relación de compresión máxima aconsejada es de 11:1, mientras que para los motores sobrealimentados es de 8,5:1 como máximo. [22].

Fórmula para calcular la relación de compresión



Fuente: Libro de motores de combustión interna

$$Rc = \frac{Vh + Vc}{Vc}$$

Re: Relación de compresión

Vh: cilindrada

Vc: Volumen de compresión, cámara de combustión.

3. MATERIALES Y MÉTODO

3.1 Método

En este estudio se ha realizado varias pruebas y mediciones, en la cual se busca determinar la diferencia de niveles de emisiones de gases contaminantes, con la relación de compresión en un motor a gasolina, esto se logró con una sola variante aumentando altura de la cámara de combustión, utilizado tres empaques de cabezote de diferentes medidas de 1.5mm, 3.0mm y 4.5mm de grosor. Con estos empaques se ha logrado modificar la relación de compresión.

Para cada uno de los empaques de cabezote se ha realizado tres diferentes mediciones, el vehículo cumplió con varias condiciones para la medición de los gases de escape tales como: que el motor alcance la temperatura normal de funcionamiento, que no tenga fugas en el tubo de escape, revisión de los sensores de inyección que no tengan ningún código de falla.

Estos procedimientos se realizaron en la ciudad de Quito a 2850m sobre el nivel del mar, en los laboratorios de la Universidad Internacional de Ecuador sede Quito.

En la Primera prueba con la junta de culata de 1.5mm (standard), se realizó la medición de la compresión en cada uno de los cilindros del motor, una vez medidos y obtenidos los resultados se

procedió con la prueba de vacío del motor, desconectando la manguera de vacío del servo freno ubicada en el múltiple de admisión, y por último se realizó la medición de los gases contaminantes con el analizador de gases Bosch FSA 740 a ralenti (736 rpm) y también a 2500rpm.

Luego de obtener los resultados se procedió a desmontar el cabezote del motor, para proceder a tomar medidas sobre la cámara de combustión, diámetro del pistón, carrera del pistón, estos datos nos ayudara para calcular la relación de compresión real del motor. En la tabla 1 se indican las medidas obtenidas.

Tabla 1: Medidas internas del motor Peugeot 206

Carrera de pistón	77mm
Diámetro de pistón	75mm
Cámara de combustión	36 cm ³

Fuente: Peugeot 206 motor 1.4Cc

En la segunda prueba se utilizó el empaque de cabezote 3.0mm (sobre medida), nuevamente se procedió a la medición de la compresión, también se realizó la medición de vacío en el motor para identificar si existió alguna variación, y por último se tomó la medición de los gases contaminantes en dos mediciones estáticas una con velocidad de giro de motor de 736 rpm y otro a 2500 rpm revoluciones por minuto

Tercera y última prueba se realizó con el empaque de cabezote 4.5mm (sobre

medida) esto proveerá tener una visión más amplia para el comportamiento del análisis de gases, utilizando un empaque Manteniendo las mismas condiciones de funcionamiento del motor.

3.2 Vehículo

En el presente estudio se utilizó un vehículo de marca Peugeot 206 con motor a gasolina de cuatro cilindros con sistema de distribución OHC (tiene un solo árbol de levas), con una cilindrada total de 1361Cc y con 75 hp. [22]

3.3 Junta de culata

Es el encargado de realizar un selle hermético entre la culata y el block del motor, y es el encargado de mantener separado el aceite y el líquido refrigerante. Es un elemento sometido a altas temperaturas y presiones, está compuesto de dos capas de amianto y de cobre. [23].

Para poder variar la relación de compresión se ha modificado la altura de la cámara de compresión esto se ha logrado utilizando tres tipos de medidas de juntas de culata.

1.5mm, 3.0mm, 4,5mm.

3.4 Normativa

En la ciudad de Quito está establecida como norma ambiental la NTE INEN 2204, esta norma establece límites máximos sobre las emisiones de gases para los vehículos con motores a gasolina, que circulen en el Distrito Metropolitano De Quito, esta norma toma como base la norma internacional Euro

3. En la siguiente tabla 2, están los valores de INEN 2204 de las emisiones de gases. [24].

Tabla 2: Límites de emisiones permitidos con motores a gasolina

Año modelo	Co % ^a		Hc ppm ^a	
	0 A 1500 ^b	1500 A 3000 ^b	0 A 1500 ^b	1500 A 3000 ^b
2000 y posteriores	1,0	1,0	200	200
1990 a 1999	3,5	4,5	650	750
189 y anteriores	5,5	6,5	1000	1200

a: volumen

b: Altitud (metros sobre el nivel del mar)

Fuente: Instituto Ecuatoriano de Normalización (INEN)

3.5 Equipos de medición

En el presente estudio se ha utilizado varios equipos de medición, lo cual están calibrados y en perfecto estado, también que estén regidos bajo normas internacionales, esto se tomó en cuenta con finalidad de obtener resultados cuantitativos para poder ser comprados.

El analizador de gases Bosch FSA 740 es una herramienta que cuenta con un sistema de comprobación de sensores de inyección, diagnóstico de unidades de control (ECU), simulador de señales de sensores, cuenta con analizador de gases para motores a gasolina y diésel, comprobación de sistemas de bobinas de encendido, también cuenta con scanner y osciloscopio para gasolina y diésel, y comprobaciones de red CAN. [25].

Medidor de compresión se ha utilizado en el presente estudio para comprobar el estado del motor, esta medición consiste en identificar si los cilindros conservan la compresión y si el motor está trabajando en buenas condiciones también nos ayudara a identificar cuanto varia la compresión modificando la relación de compresión.

Otro equipo de medición es el vacuómetro este equipo de nos ayuda a medir el vacío o la depresión que se genera en el interior del múltiple de admisión al absorber la mezcla aire/combustible en los cilindros del motor Se conecta directamente al múltiple de admisión por la entrada del servo freno. [26]

3.5.1 Parámetros matemáticos

Una vez tomada las medidas internas del motor se procedió calcular la relación de compresión real del motor en el Peugeot 206 con los siguientes datos.

Datos

$$S: 77\text{mm} = 7.7\text{cm}$$

$$D: 75\text{mm} = 7.5\text{cm}$$

$$V_c: 36 \text{ cm}^3$$

Cilindrada unitaria

$$V_h = \frac{\pi \cdot d^2}{4} \cdot s$$

$$V_h = \frac{3.1416 \cdot (7.5\text{cm})^2}{4} \cdot 7.7 \text{ cm}$$

$$V_h = 44.18 \text{ cm}^2 \cdot 7.7\text{cm}$$

$$V_h = 340.18 \text{ cm}^3$$

Relación de compresión

$$R_c = \frac{V_h + V_c}{V_c}$$

$$R_c = \frac{340.18 \text{ cm}^3 + 36 \text{ cm}^3}{36 \text{ cm}^3}$$

$$R_c = 10.44:1$$

4. RESULTADOS

Una vez desarrolladas todas pruebas requeridas en el vehículo, se procesan los datos adquiridos con los diferentes empaques del cabezote, en la tabla 3, se indican las primeras mediciones relación de compresión y vacío de motor con lo que se obtuvo puntos de referencia para iniciar el presente estudio.

Tabla 3: medición de relación de compresión y vacío de motor

Numero de cilindros	Valores
Cilindro.-1	125 psi
Cilindro.-2	125 psi
Cilindro.-3	130 psi
Cilindro.-4	125 psi
Vacío de motor	15 in hg

Fuente: Motor Peugeot 206

En la ^{Relación de compresión} tabla 4, se indica la primera medición de los gases contaminantes con la junta de culata 1.5mm,

$$R_c = 10.44:1$$

Tabla 4: Primera medición de gases junta de culata 1.5mm

Parametros	promedio	
	Ralentí	RPM altas
Hc	107 ppm	68ppm
Co	0.18%vol	0.16%vol
O2	0.25%vol	0.51%vol
Co2	15.00%vol	14.8%vol
Lambda	1.002	1.016

Fuente: Propia

Tabla 6: Tercera medición de gases junta 4.5mm

Parametros	promedio	
	Ralentí	RPM altas
Hc	23 ppm	28ppm
Co	0.20%vol	0.19%vol
O2	0.53%vol	0.44%vol
Co2	14.6%vol	14.9%vol
Lambda	1.066	1.011

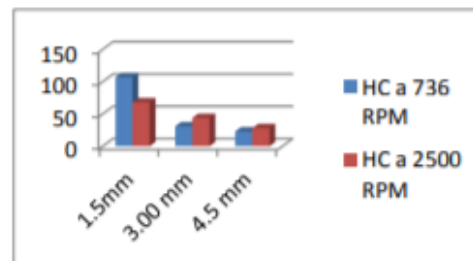
Fuente: Propia

Tabla 5: Segunda medición de gases junta de culata 3.0mm

Parametros	promedio	
	Ralentí	RPM altas
Hc	31 ppm	44 ppm
Co	0.12% vol.	0.27 % vol.
O2	0.40% vol.	0.70 % vol.
Co2	14.0% vol.	15.0% vol.
Lambda	1.075	1.021

Fuente: Propia

Tabla 7: comparación de HC



Fuente: Propia

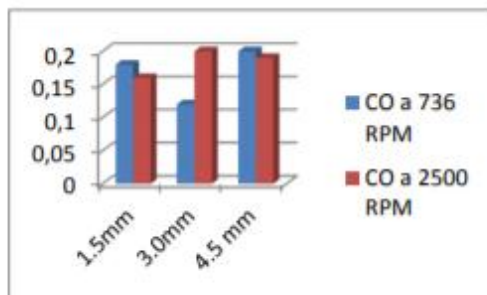
Tabla de resultados que especifica los valores que se obtuvo durante las mediciones con los tres empaques

Con el empaque estándar un HC de 107 ppm en 736 RPM y de 68 ppm a 2500 RPM estos valores cumplen con la normativa y en la segunda medición con el empaque de 3.00 mm tenemos una reducción de 31 ppm en 736 RPM. El

HC en 2500 RPM obtuvo una reducción de 24 ppm.

A continuación procedemos a Comparar las mediciones del empaque 1.5 mm (estándar) y 4.5 mm (sobre medida) los HC disminuyeron 84 ppm en 736 RPM y de 40 ppm en 2500 RPM.

Tabla 8: Comparación del monóxido de carbono



Fuente: Propia

La comparación en el CO (monóxido de carbono) en la primera medición con el empaque de 1.5 mm (estándar) nos da como resultado 0.18 % vol. A 736 RPM

Y 0.16 % vol. A 2500 RPM. La medición con el empaque de 3.00 mm con una medición de 0.12 % a 736 RPM comparando con la primera medición en el empaque de 1.5 mm hay una reducción de 0.06% vol. En CO, a 2500 RPM no da una 0.27 % vol. Con un aumento de 0.15 % vol. De CO aun con este aumentó está dentro de la norma.

Con el empaque de 4.5 mm tenemos un CO de 23 ppm a 736 RPM comparado con el empaque de 1.5mm tenemos un aumento de 0.02% vol. CO, en la medición a 2500 RPM se obtiene una medida de 0.19% vol. Comparado con el empaque de 1.5 mm existe un aumento del 0.02% vol. De CO.

5. CONCLUSIONES

Se determinó que al aumentar la relación de compresión se logró reducir en un gran porcentaje los gases de escape dado que hay mejor mezcla entre el aire y combustible y la mezcla se quema de mejor manera

Se concluye que al aumentar la relación de compresión se produce menor contaminación aumentando la vida útil del catalizador y la potencia se ve afectada un porcentaje mínimo lo cual nos permite mejorar los niveles de contaminación y cumple el objetivo.

6. REFERENCIA

- [1] http://www.centrozaragoza.com:8080/wcb/sala_prensa/revista_tecnica/hemeroteca/articulos/R2_A4.pdf
- [2] <https://mgallegosantos.files.wordpress.com/2010/01/emisiones-contaminantes.pdf>
- [3] http://www.centrozaragoza.com:8080/wcb/sala_prensa/revista_tecnica/hemeroteca/articulos/R2_A4.pdf
- [4] http://apps.normalizacion.gob.ec/fileserv er/2016/nte_inen_2204-2.pdf
- [5] http://apps.normalizacion.gob.ec/fileserv er/2016/nte_inen_2204-2.pdf
- [6] <http://dspace.esPOCH.edu.ec/bitstream/123456789/2283/1/65T00040.pdf>

- [7]. <http://bibdigital.epn.edu.ec/bitstream/15000/2255/1/CD-2998.pdf>
- [8]. http://www.edu.xunta.gal/centros/cifpso_meso/system/files/ANALISIS+DE+GASES.pdf
- [9] http://www.edu.xunta.gal/centros/cifpso_meso/system/files/ANALISIS+DE+GASES.pdf
- [10] Inyección electrónica en motores a gasolina control de emisiones y revisión vehicular 2005.pag.- 31 Autor: Ing. Portilla Ángel.
- [11] <http://www.aficionadosalamecanica.net/emision-gases-escape.htm>
- [12] <https://mgallegosantos.files.wordpress.com/2010/01/emisiones-contaminantes.pdf>
- [13] <http://www.aficionadosalamecanica.net/emision-gases-escape.htm>
- [14] <https://mgallegosantos.files.wordpress.com/2010/01/emisiones-contaminantes.pdf>
- [15] <https://www.coursehero.com/file/p35okfi/Di%C3%B3xido-de-carbono-CO2-Se-produce-al-ser-quemados-los-combustibles-que/>
- [16] <http://www.sabelotodo.org/automovil/pr epmezcla.html> [17]
- <http://www.sabelotodo.org/automovil/pr epmezcla.html>
- [18] <https://mgallegosantos.files.wordpress.com/2010/01/emisiones-contaminantes.pdf>
- [19] http://www.edu.xunta.gal/centros/cifpso_meso/system/files/ANALISIS+DE+GASES.pdf
- [20] <https://mgallegosantos.files.wordpress.com/2010/01/mot-7-15-16.pdf>
- [21] <http://victoryepes.blogs.upv.es/2013/06/29/relacion-de-compresion-de-un-motor-de-combustion-interna/>
- [22] <https://drive.google.com/file/d/0B1pjTRUxbW18MXQ2U09QTVB4TDQ/view>
- [23] http://www.encarreraweb.com.ar/datos_tecnicos/LOS%20CAMINOS%20PARA%20AUMENTAR%20LA%20POTENCIA%20DE%20UN%20MOTOR%20DE%20COMBUSTION%20INTERNA.pdf
- [24] http://www.autorex.com.pe/automotriz/equipos_diagnostico/pdf/1-19/FSA_740.pdf
- [26] <http://www.aficionadosalamecanica.net/vacuometro.ht>