



ESCUELA TÉCNICA SUPERIOR DE INGENIEROS INDUSTRIALES Y DE TELECOMUNICACIÓN

Titulación :

INGENIERO INDUSTRIAL

Título del proyecto:

“ESTUDIO METALOGRÁFICO DE ALEACIONES DE HIERRO Y DE ALUMINIO”

Análisis y actualización de las colecciones de probetas:

- I. HEVA, S.A. ECHEVARRÍA – Bilbao (hierro)
- II. P.F. DUJARDIN & Co. – Düsseldorf (aluminio)

(Selección A)

Alumno: Débora Fernández Clavero

Tutor: Javier Fernández Carrasquilla
Carlos Berlanga Labari

Departamento de Ingeniería Mecánica, Energética y de Materiales

Pamplona, 30 de Abril de 2014

ÍNDICE

1. INTRODUCCIÓN	4
2. ANTECEDENTES Y OBJETIVOS	47
3. DESARROLLO DEL TRABAJO	51
4. RECOPIACIÓN Y PRESENTACIÓN DE RESULTADOS:	
MANUAL DE PRÁCTICAS	61
I. ALEACIONES DE HIERRO. Fichas técnicas	62
Probeta nº2.....	63
Probeta nº6.....	71
Probeta nº8.....	76
Probeta nº10.....	81
Probeta nº12.....	89
Probeta nº13.....	98
Probeta nº17.....	105
II. ALEACIONES DE ALUMINIO. Fichas técnicas.....	112
Probeta nº1.....	113
Probeta nº5.....	120
Probeta nº7.....	127
Probeta nº9C.....	134
Probeta nº11D	140
Probeta nº13.....	148
Probeta nº15.....	160
Probeta nº17.....	172
Probeta nº19.....	180
Probeta nº21.....	187
Probeta nº23.....	191
Probeta nº25.....	197
5. CUESTIONARIO DE PRÁCTICAS.....	205
6. BIBLIOGRAFÍA.....	213

1. INTRODUCCIÓN

1.1. METALOGRAFÍA DE LOS ACEROS. Estructuras de equilibrio

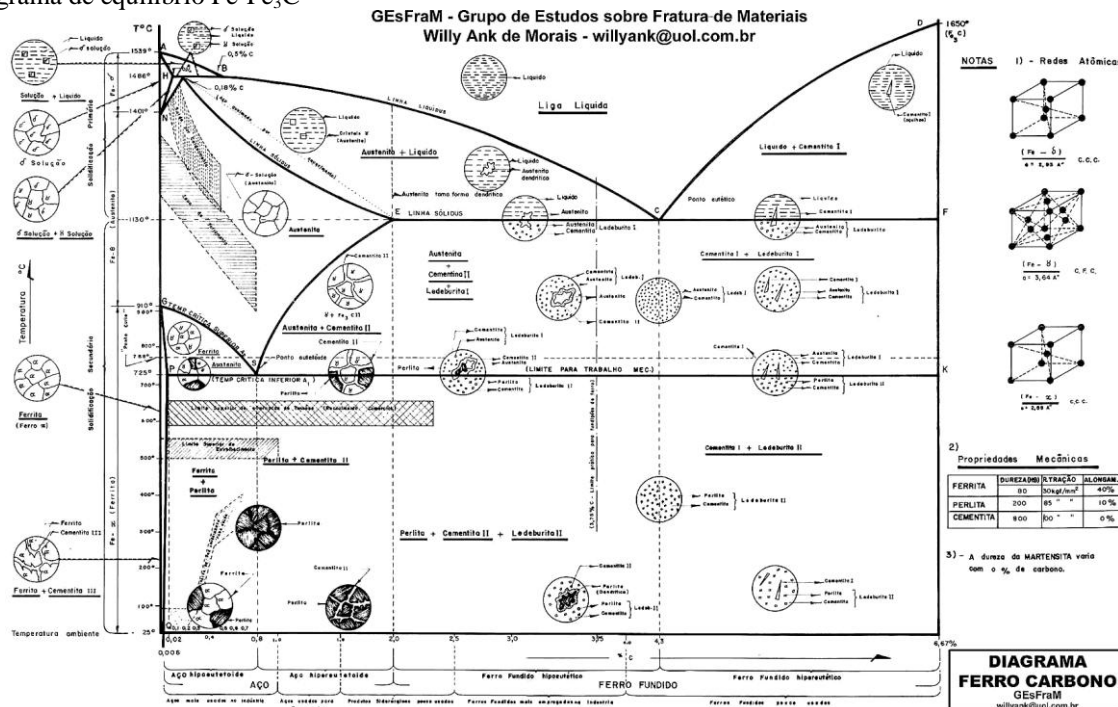
Los aceros son aleaciones de hierro-carbono y constituyen la familia industrialmente más importante de todas las aleaciones metálicas. La mayoría de las aleaciones de hierro derivan de diagramas Fe-C que puede ser modificado por distintos elementos de aleación.

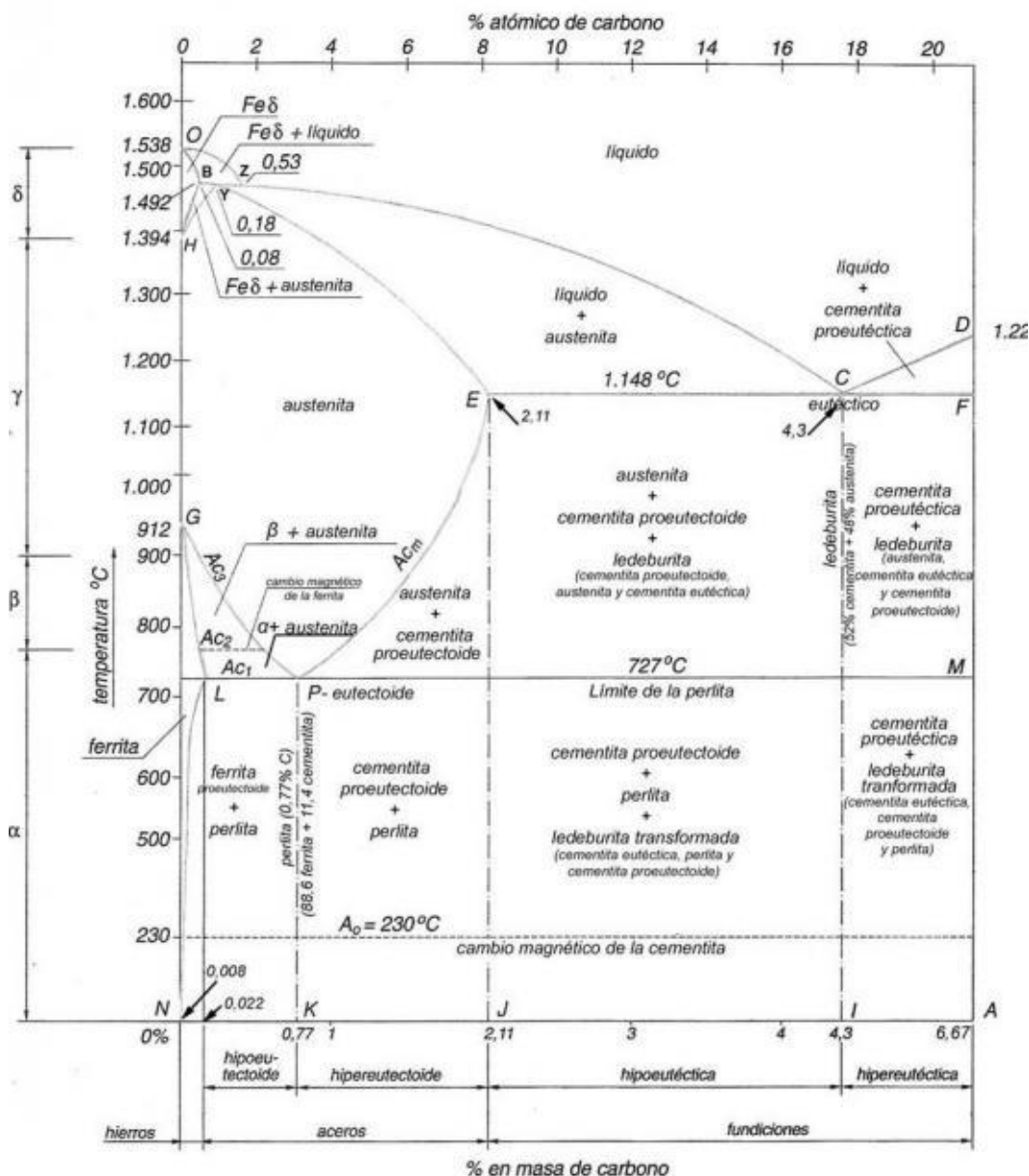
El carbono puede presentarse de tres modos distintos en las aleaciones Fe-C:

1. En solución intersticial.
2. Combinado con el hierro formando carburo de hierro Fe_3C .
3. Como carbono libre o grafito.

La posibilidad de que el carbono este libre o combinado da lugar a dos distintos diagramas: el diagrama Fe-grafito, estable, y el diagrama Fe-Fe₃C, metaestable. Prácticamente, hasta el 2% de carbono las aleaciones siguen el diagrama metaestable y dan lugar a los aceros. Por encima del 2% de carbono, las aleaciones pueden seguir el diagrama estable o metaestable, en función de las condiciones de solidificación. Las aleaciones ricas en carbono se denominan fundiciones.

Diagrama de equilibrio Fe-Fe₃C





Como se puede observar en el diagrama, la fase δ , de estructura cúbica centrada en el cuerpo, existe entre 1394°C y 1538°C y se denomina ferrita δ . La solubilidad máxima del carbono es del 0,09% a 1495°C.

La fase γ (cúbica centrada en las caras), denominada austenita, tiene su campo de existencia entre 727°C y 1495°C , con la solubilidad máxima de 2,11 % de C a 1148°C .

La fase α , de estructura cúbica centrada en el cuerpo, llamada ferrita α , existe por debajo de 912°C y la solubilidad máxima del carbono en esta fase es de 0,0218% a 727°C .

El carburo de hierro Fe_3C es un compuesto intersticial denominado cementita y no presenta ninguna solubilidad. Su punto de fusión es de 1277°C . Contiene el 6,67% de carbono, es decir, el 25 % de átomos de C, como indica su fórmula. Es la más dura y frágil de las fases presentes.

Al ser el diagrama Fe- Fe_3C el más conocido y estudiado, se han dado nombres propios no solo a las fases citadas sino también a las mezclas de fases. Así, se denomina ledeburita a la mezcla eutéctica de 4,3 % de C, compuesta por austenita y cementita. Nos concentramos en la porción eutectoide del diagrama de fases Fe-C. Las líneas de solubilidad y la ia isoterma eutectoide son identificadas como A_3 , A_{cm} y A_1 . La A_3 muestra la temperatura a la cual la ferrita empieza a formarse en el enfriamiento; la A_{cm} señala la temperatura a la cual empieza a formarse la cementita y la A_1 es la temperatura eutectoide.

Los aceros suelen clasificarse mediante los sistemas AISI y SAE los cuales usan una cantidad de cuatro o cinco dígitos. Los primeros dos números se refieren a los dos elementos de aleación más importantes y los dos o tres últimos números indican el porcentaje de carbono. Un acero AISI 1040 es un acero con un 0.40% de C, sin otros elementos aleantes. Igualmente, un acero SAE 10120 es un acero que contiene el 1,2 % de C. un acero Aisi 4340 es un acero aleado que contiene 0.40% de C. El 43 indica la presencia de otros aleantes.

Las aleaciones de Fe- Fe_3C con contenido de carbono inferior al 2,11% reciben el nombre de aceros y se clasifican en tres grupos: estructuras hipoeutectoides, estructuras eutectoides y estructuras hipereutectoides. La composición de algunos aceros se muestra aquí:

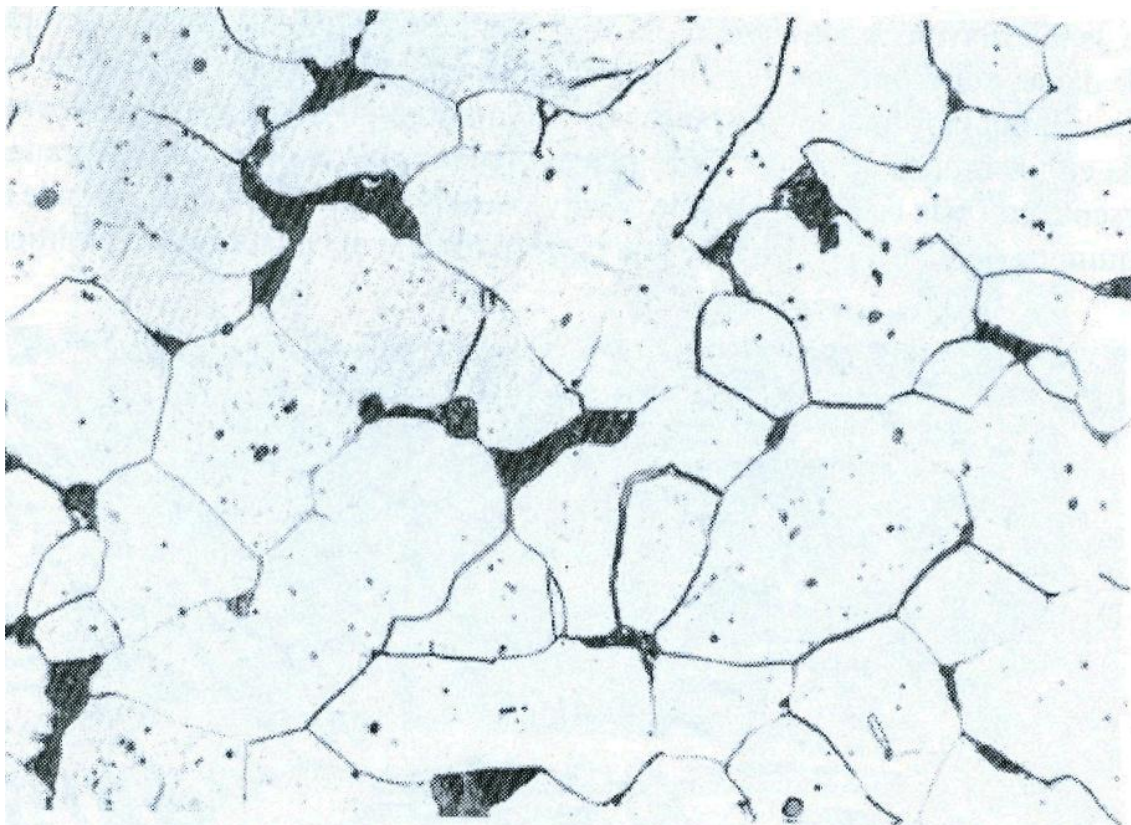
DESIGNACIÓN	TIPO
10XX	Aceros ordinarios al carbón
11XX	Aceros al carbono re sulfurados de fácil maquinado
13XX	Aceros con 1.75% de Mn (1.5-2%)
15XX	Aceros al manganeso (1.0-1.65%)
23XX	Aceros al níquel, 3.5% de Ni (3.25-3.75%)
25XX	Aceros al níquel, 5% de Ni (4.75-5.25%)
31XX	Aceros al níquel-Cromo, 1.25% Ni y 0.65% Cr
33XX	Aceros al níquel-Cromo, 3.5% Ni y 1.60% Cr
40XX	Aceros al molibdeno, 0.25% Mo.
41XX	Aceros con Cr (0.4-1.2%), Mo (0.08-0.25%)
43XX	Aceros al Ni-Cr-Mo (1.8%Ni, 0.65%Cr, 0.25%Mo)
44XX	Molibdeno, (0.4-0.53%)

Estructuras hipoeutectoides

Cuando contienen menos del 0,77 % C. La microestructura de estos aceros está formada por ferrita y perlita, el contenido de carbono puede evaluarse por las proporciones relativas de ferrita y perlita.

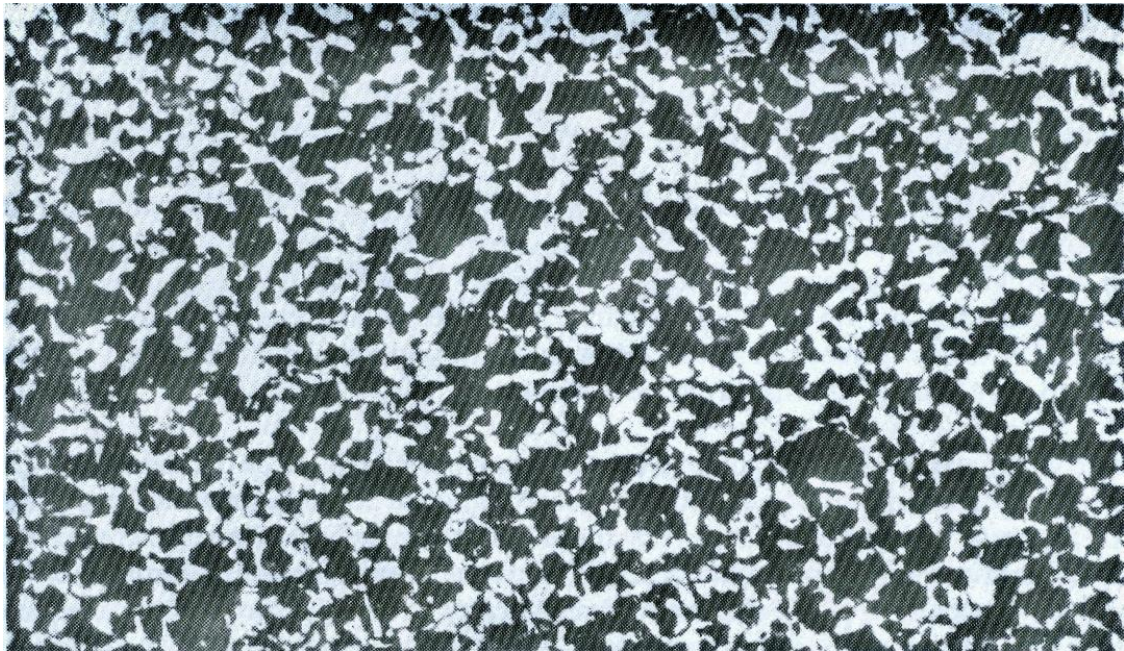
Los aceros hipoeutectoides son recocidos calentandolos 30° C por encima de la temperatura A_3 para producir austenita homogénea. Este es el tratamiento de austenización. Después el acero se enfría en un horno. Permitiendo que tanto el horno como el acero se enfrien juntos, se producen bajas velocidades de enfriamiento. Puesto que se dispone de mucho tiempo para la difusión, la ferrita primaria y la perlita son gruesas y el acero tiene baja resistencia mecánica y adecuada ductilidad.

En la figura se puede observar una estructura metalográfica de un acero ferrítico que contiene un contenido de carbono de 0,08% C, en el que se aprecian los granos equivalentes ferríticos y la parte gris correspondiente a la zona perlítica.



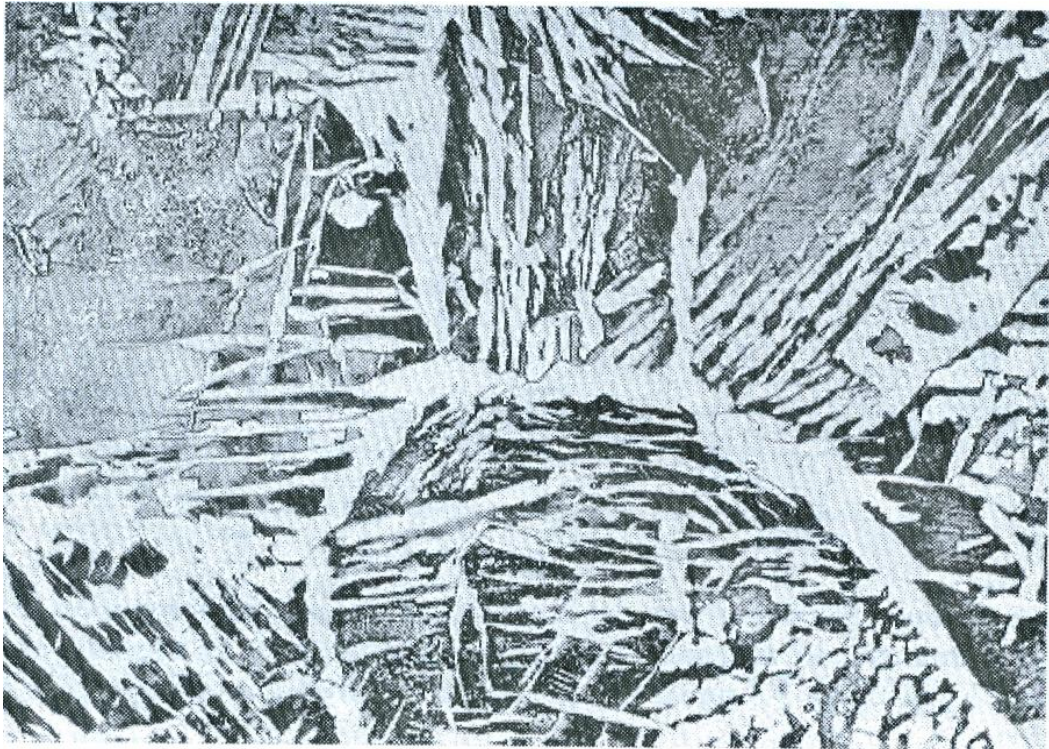
Acero hipoeutectoide con un contenido de carbono del 0,08%

Al aumentar el contenido de carbono del acero hipoeutectoide, la proporción de los granos ferríticos va disminuyendo, al tiempo que aumenta la proporción de constituyente eutectoide, la perlita. En la figura siguiente se puede observar un acero con un contenido en carbono de 0,35%.



Acero hipoeutectoide de un contenido de carbono de 0,35%

Asimismo, la fase ferrítica en las anteriores figuras se muestra siguiendo una estructura equiaxial, pero puede darse, por diferentes velocidades de enfriamiento formadas a partir de los antiguos granos de austenita la formación de placas widmanstätten desde la fase alotrópica de ferrita creada en los límites de grano. Estas placas crecen hacia el centro de los granos. El acero que se presenta con esta estructura puede observarse en la siguiente figura y corresponde a una composición química de 0,28%. La fase gris correspondería al constituyente perlítico.



Acero hipoeutectoide con la fase ferrítica con morfología de placas Widmanstätten

Estructuras hipereutectoides

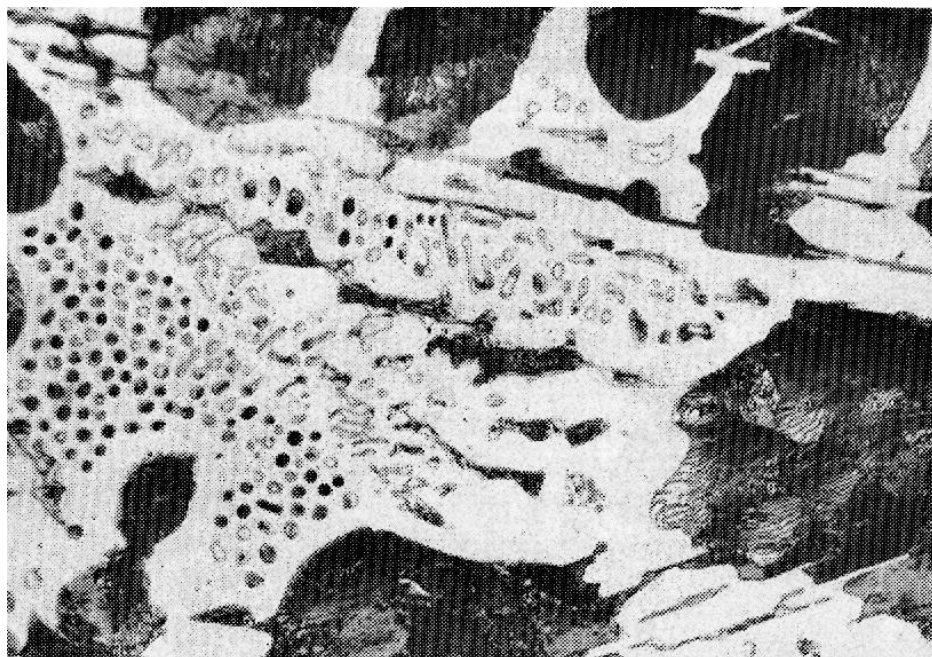
Hipereutectoides, cuando el contenido de carbono es superior al 0,77 %. La microestructura de estos aceros está constituida por granos de perlita rodeados por una red de cementita. Si bien la solubilidad máxima del carbono en el hierro es del 2,11%, los aceros industriales rara vez contienen más del 1,5 %C. En la figura 3.5 se muestra un acero hipereutectoide con un 1,02% C, en el que aparecen en los límites de grano el compuesto Fe_3C denominado cementita y el resto del acero con el constituyente eutectoide.

Los aceros hipereutectoides son recocidos calentándolos primero 30°C por encima de A_1 . El acero no se calienta más allá de A_{cm} para reducirlo todo a austenita debido a que, en un enfriamiento lento, el Fe_3C formaría una capa continua con los bordes de grano de la austenita y causaría la fragilización. La austenización justo por encima de A_1 permite la formación de carburos redondeados. Después del austenitizado el acero se enfría en el horno para producir Fe_3C discontinuo y perlita gruesa.

Dentro de los aceros hipereutectoides y cuando la composición química del acero es de 4,3% se produce una transformación eutéctica en la que el líquido se convierte en austenita y cementita. La austenita cuando llega a la temperatura de 727°C se transforma siguiendo el eutectoide a una fase ferrítica y otra de cementita. A la microestructura resultante se le denomina ledeburita y su microestructura se puede observar en la figura 3.6. La fase de color clara es la cementita y la fase más oscura el constituyente perlítico. Este tipo de acero no tiene una aplicación importante debido a la extrema dureza y a la fragilidad que presenta.



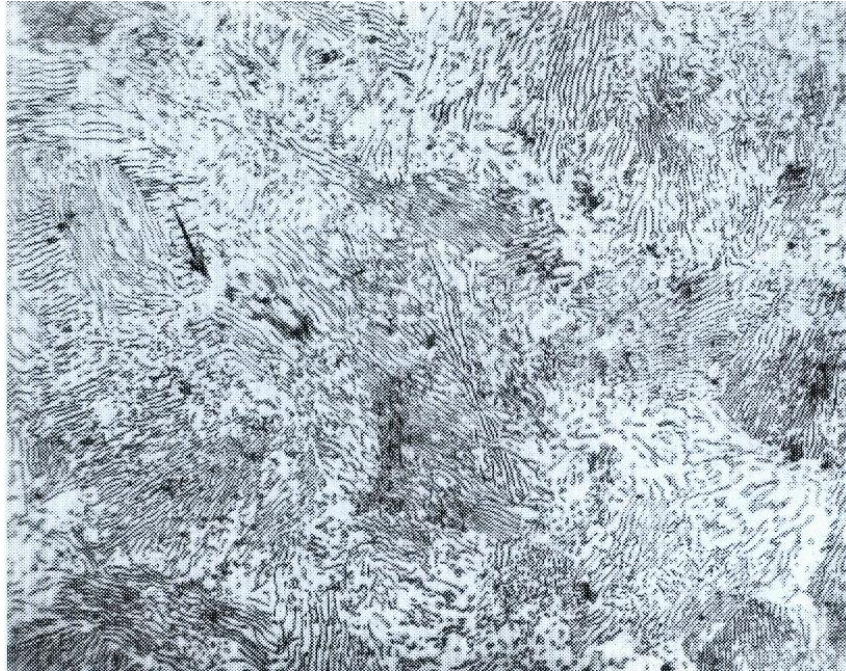
Acero hipereutectoide con una composición de carbono del 1,05%



Acero con un contenido en carbono de 4,3%. Estructura ledeburítica

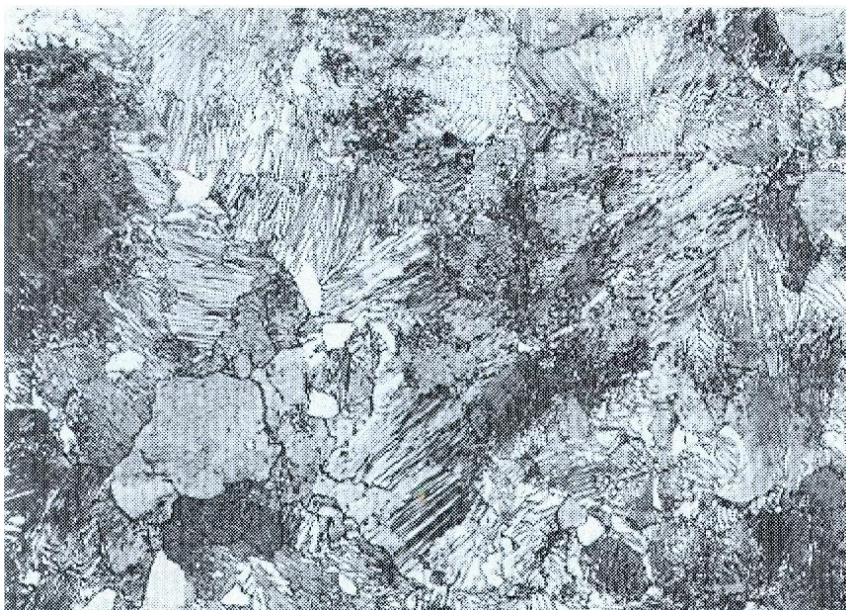
Estructuras eutectoides

Eutectoides, cuando la composición es de 0,77%. Toda la microestructura es de constituyente perlítico. La perlita, como se ha comentado, está constituida de ferrita α y Fe_3C . La microestructura del constituyente perlítico puede observarse en la figura 3.7 para un acero con la composición química del autectoide, es decir, 0,77% C.



Acero eutectoide

A más aumentos se puede observar la morfología eutectoide de la figura 3.8



Acero eutectoide

Las transformaciones alotrópicas y la existencia de un punto eutectoide son la base de los tratamientos térmicos de los aceros. Por su importancia, en dichos tratamientos se denominó de *punto crítico inferior* A_1 al punto eutectoide 727°C y punto crítico superior A_3 a la línea de separación entre la región monofásica γ y la región básica $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$.

1.2. METALOGRAFÍA DE LOS ACEROS. Estructuras de no-equilibrio

En condiciones de enfriamiento lento pueden predecirse los cambios de fase que tienen lugar en los aceros mediante el diagrama de equilibrio hierro-carbono, analizado en el apartado anterior. No obstante, si las transformaciones no se producen en condiciones de equilibrio, tal como ocurre cuando el enfriamiento se realiza rápidamente, se forman nuevas fases metaestables y otros constituyentes. Las estructuras así desarrolladas son de especial importancia en la teoría del endurecimiento de los aceros.

Debido al aumento de la velocidad de enfriamiento, se hace cada vez menor la distancia interlaminar de la perlita, de forma que, para determinadas velocidades, apenas es resoluble en el microscopio óptico, incluso utilizando grandes aumentos. Esta estructura se denomina *perlita fina*. Si las velocidades de enfriamiento son muy rápidas, la estructura puede formarse en morfología articular. Esta transformación a partir de la austenita se denomina martensítica. Asimismo, existe una transformación entre la perlítica y la martensítica que se denomina bainítica. Estas diferentes microestructuras presentan importantes variaciones en las propiedades mecánicas: la martensita presenta una elevada dureza que disminuye para la estructura bainítica y es menor para la estructura perlítica. El aumento de dureza y resistencia mecánica también conlleva menores valores de tenacidad y facilita las roturas frágiles. Asimismo, la perlita grosera presenta menor dureza que la perlita fina; esta variación de propiedades con la microestructura y, en último término, con los tratamientos térmicos de los aceros, es uno de los fundamentos de la metalurgia de los aceros, ya que podemos encontrar los tratamientos térmicos más adecuados para una aplicación concreta de un determinado acero.

Tiempo/transformación/temperatura (TTT)

Lo expuesto anteriormente permite ver que el diagrama equilibrio hierro-carbono no es suficiente para explicar el enfriamiento de la austenita. En los diagramas tiempo/transformación/temperatura, se fijan las líneas del comienzo y fin de la transformación, que solo son válidas para una única composición del acero. En ellos, se diferencian las regiones de estabilidad e inestabilidad de la austenita, se indica el tipo de estructura en que se transforma la austenita a cada temperatura y se puede predecir los tiempos que ha de permanecer el acero a una determinada temperatura para que su transformación se complete.

Puede comprobarse que un enfriamiento muy rápido producirá la transformación de la austenita en martensita, que comenzará con la temperatura denominada M_s (martensite start) y se completará a una temperatura M_f (martensite finish). Si la temperatura de

enfriamiento es menor que M_s pero no alcanza la temperatura M_f , en la estructura martensítica quedará una parte de la austenita retenida.

Las curvas correspondientes a las transformaciones llamadas de la S adaptan formas y disposiciones muy variadas, según la composición de los aceros.

En dicho diagrama existen 3 regiones:

- La situada a la izquierda de las curvas, en la cual la austenita es inestable.
- La situada entre las dos curvas, en la que existe austenita, ferrita y cementita.
- La situada a la derecha de las curvas, correspondiente al final de la transformación austenítica en ferrita y cementita. Luego al combinarse estos de una manera u otra, aparecerá perlita o bainita.

Se distinguen dos tipos de diagramas TTT:

- Isotérmicos.
- De enfriamiento continuo.

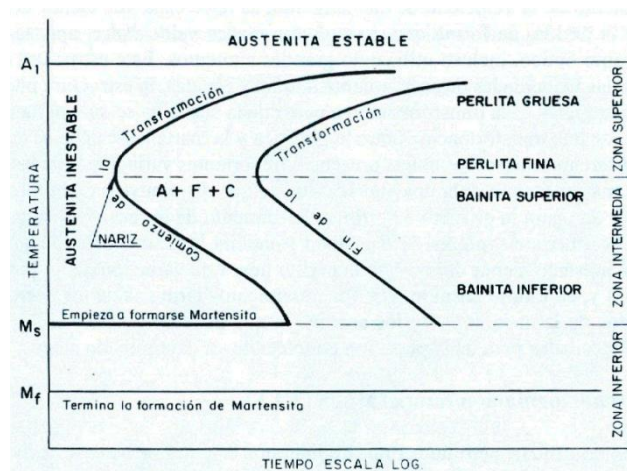


Diagrama TTT

Diagrama isotérmico TTT

Este diagrama presenta la transformación de la austenita en los diferentes productos de transformación (perlita, bainita o martensita) por enfriamiento rápido hasta una determinada temperatura y el mantenimiento de ella. Mediante este diagrama, tan solo se pueden determinar los tiempos necesarios para que se inicie y concluya una determinada transformación, y sólo es aplicable cuando el diámetro de la pieza es pequeño.

Diagrama de enfriamiento continuo TTT

Este diagrama permite explicar la transformación que tiene lugar en el temple ordinario de los aceros, ya que en las piezas de grandes dimensiones, ni el enfriamiento a lo largo de toda la sección puede ser tan rápido como el que presenta el diagrama isotérmico, ni la redistribución del carbono tampoco puede ser tan rápida, puesto que la temperatura no es constante. Cada curva representa una velocidad de enfriamiento y el diagrama lo asocia a la estructura que se obtendrá. Mediante estos diagramas puede establecerse la velocidad crítica de temple: es la mínima velocidad de enfriamiento para que se produzca la transformación completa de un determinado acero de martensita.

En el estudio de los diagramas tiempo/transformación/temperatura, se consideran tres zonas:

- a) Zona perlítica
- b) Zona bainítica
- c) Zona martensítica

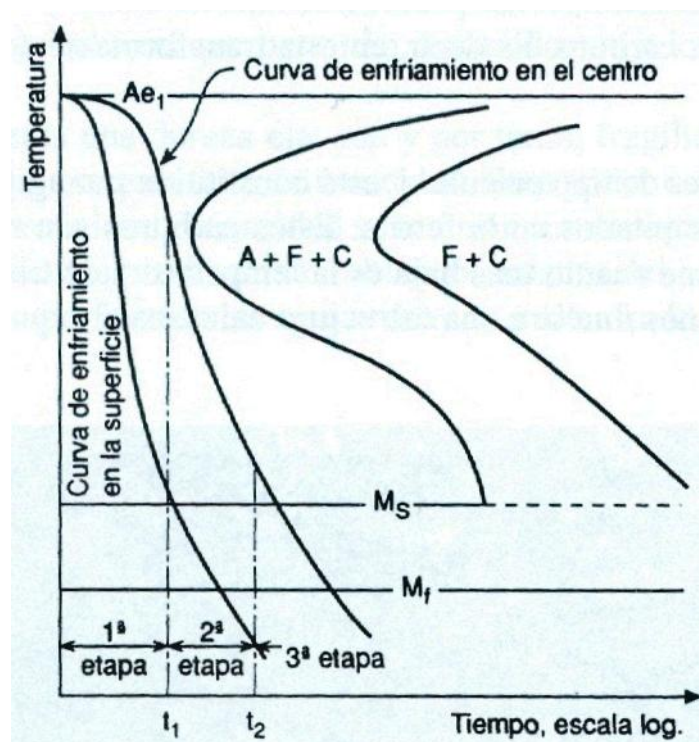


Diagrama CCT

Zona perlítica

La precipitación de cristales de ferrita y cementita se origina por un proceso de difusión en las zonas de mayor energía de la red austenítica, tales como los límites de grano, inclusiones, puntos perturbados de la red, etc. El carbono se encuentra en la austenita disuelto uniformemente, por lo que todas las regiones del producto en las que deba formarse ferrita tienen que emigrar los átomos de carbono que formarán cementita. El desplazamiento del carbono se produce en un proceso de difusión y necesita un tiempo de incubación.

De este modo, se forma la perlita como una mezcla de láminas alternadas de ferrita y cementita que crecen en todas las direcciones hasta alcanzar el final de la descomposición. A temperatura elevada, la morfología presenta el carácter de láminas alternadas bien destacadas. El espesor y la magnitud de las láminas disminuyen conforme se produce la reacción a temperaturas más bajas.

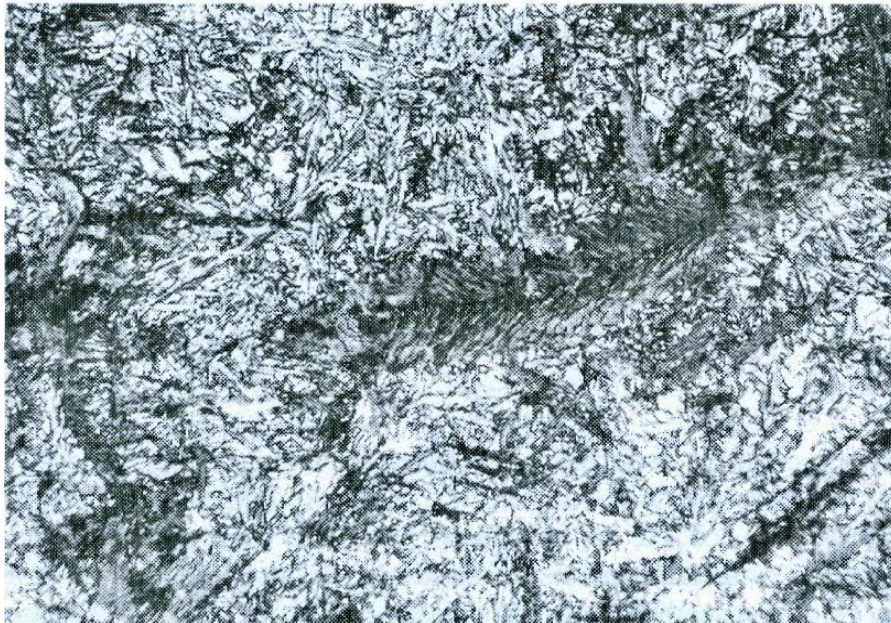
Al disminuir la temperatura de transformación, la formación de perlita se hace cada vez más difícil, debido a la dificultad asociada a la difusión del carbono en la austenita para concentrarse y formar la cementita. Cuando esto ocurre surge una nueva transformación.

Zona bainítica

En esta zona, la transformación se produce por cizallamiento, que esta simultáneamente ligado a un proceso de difusión del carbono, aunque con una velocidad de enfriamiento mayor que en la zona perlítica. Esta difusión es necesaria para que se produzca regiones pobres y regiones ricas en carbono. En las zonas pobres, se produce la transformación austenita-ferrita y, en las zonas ricas, la formación de carburo.

Después de la redistribución del carbono por el citado proceso de difusión, se forma ferrita muy sobresaturada en carbono por un proceso de cizallamiento y se produce la precipitación del carbono en forma de carburo. Es decir, en esta transformación, la formación de ferrita es anterior a la cementita.

La estructura resultante es de tipo acicular y está constituida por agujas de ferrita con carburos de forma esferoidal precipitados en la ferrita. Estos carburos son más finos y presentan una distribución más uniforme cuanto más baja es la temperatura de transformación. La microestructura de la siguiente figura nos muestra una estructura bainítica.



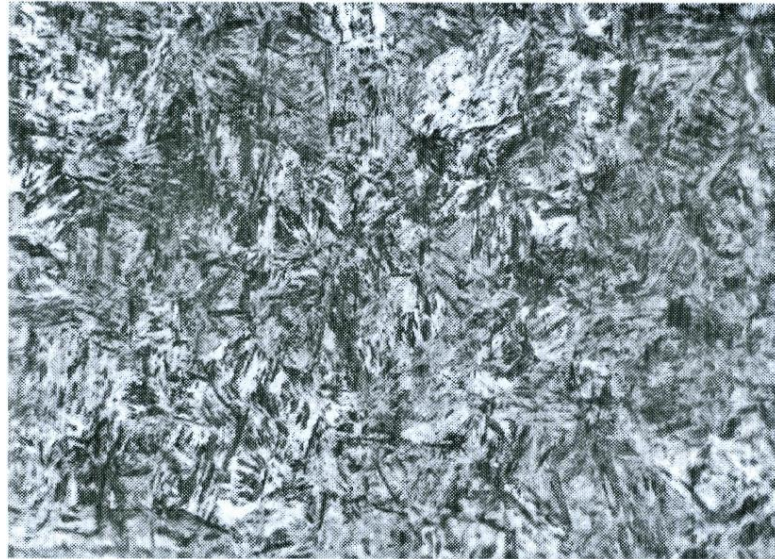
Estructura bainítica

Zona martensítica

Cuando la velocidad de enfriamiento es superior a la crítica de temple, no existe difusión de carbono, y la austenita se transforma en martensita sin que se produzca variación en la posición de los átomos de carbono, y la red queda sobresaturada de carbono. Esta sobresaturación hace que la red se deforme tetragonalmente, y la deformación será mayor cuanto mayor sea el contenido de carbono en acero. La estructura así formada se conoce como martensita tetragonal.

La martensita se forma en un intervalo de temperaturas. La temperatura de comienzo de transformación martensítica se conoce como la temperatura de formación de la martensita, temperatura M_s . Esta temperatura depende del tipo de acero y disminuye al aumentar el contenido de carbono. Al aumentar el contenido de otros elementos de aleación, tales como el Cr, el Mn, y el Ni, se produce también un descenso de la temperatura de formación de la martensita.

En los procesos de temple en que se forma martensita, se debe tener cuidado de los cambios de volumen producidos por la transformación, ya que las diferencias de volumen son considerables. En ocasiones, se producen grietas de temple debido a que no se pueden ajustar estos cambios de volumen; para ello, los temples han de realizarse en medios menos severos, por ejemplo aceite, o temples al aire, que permiten acomodación a los cambios de volumen.



Estructura martensítica

Como la martensita presenta dureza elevada y por tanto, fragilidad, las aplicaciones tecnológicas quedan reducidas por esa falta de tenacidad. Para poder conseguir un buen compromiso entre propiedades mecánicas y tenacidad se realizan tratamientos térmicos denominados de revenido. Estos tratamientos producen un reblandecimiento del acero por precipitación de carburo de hierro en las superficies de las agujas de martensita. En la siguiente figura se observa una martensita revenida.



Estructura de martensita revenida

1.3. ALEACIONES NO FERROSAS: ALEACIONES DE ALUMINIO

El aluminio es un metal ligero, con una densidad de 2.70 g/cm^3 , es decir, aproximadamente un tercio de la densidad del acero. Aunque las aleaciones de aluminio tienen propiedades a la tensión relativamente bajas comparadas con las del acero, su relación *resistencia-peso*, como se define enseguida, es excelente.

$$\text{Relación resistencia-peso} = \frac{\text{resistencia a la tensión}}{\text{densidad}}$$

El aluminio se utiliza cuando el peso es un factor importante, como ocurre en las aplicaciones aeronáuticas y de automotores.

El aluminio también responde fácilmente a los mecanismos de endurecimiento. La **Tabla 10-1** compara la resistencia del aluminio puro recocido con aleaciones endurecidas mediante diversas técnicas. Las aleaciones pueden ser hasta 30 veces más resistentes que el aluminio puro.

Por otra parte, el aluminio no suele presentar un límite de resistencia a la fatiga bien definido, de modo que la falla ocurre incidentalmente aun a esfuerzos muy bajos. Debido a su bajo punto de fusión, el aluminio no se comporta bien a temperaturas elevadas. Finalmente, las aleaciones de aluminio tienen escasa dureza, lo que origina poca resistencia al desgaste abrasivo en muchas condiciones.

TABLA 10-1 Efectos de los mecanismos de endurecimiento en el aluminio y sus aleaciones

<i>Material</i>	<i>Resistencia a la tensión (psi)</i>	<i>Esfuerzo de fluencia (psi)</i>	<i>Elongación (%)</i>	<i>Esfuerzo de fluencia (aleación) / Esfuerzo de fluencia (puro)</i>
Aluminio puro recocido (99.999% Al)	6 500	2 500	60	
Aluminio puro comercial (recocido, 99% Al)	13 000	5 000	45	2.0
Endurecido por solución sólida (1.2% Mn)	16 000	6 000	35	2.4
Aluminio puro trabajado en frío un 75%	24 000	22 000	15	8.8
Endurecido por dispersión (5% Mg)	42 000	22 000	35	8.8
Endurecido por envejecimiento (5.6% Zn – 2.5% Mg)	83 000	73 000	11	29.2

Datos modificados de *Metals Handbook*, Vol. 2, 9ª Ed., American Society for Metals, 1979.

CLASIFICACIÓN

Las aleaciones de aluminio pueden subdividirse en dos grandes grupos: aleaciones para **forja** y aleaciones para **fundición**, de acuerdo con el método de fabricación. Las aleaciones *para forja*, que se conforman mediante deformación plástica, tienen composiciones y microestructuras significativamente diferentes de las aleaciones para fundición, lo cual refleja las diferentes condiciones del proceso de manufactura.

Dentro de cada grupo principal, las aleaciones se dividen en dos subgrupos: aleaciones **tratables térmicamente** y aleaciones **no tratables térmicamente**. Las primeras son endurecidas por **envejecimiento**, mientras que las segundas se endurecen por **solución sólida**, por **deformación** o por **dispersión**.

Las aleaciones de aluminio se clasifican mediante el sistema de enumeración de la **Tabla 10-2**:

TABLA 10-2 Sistema de designación para las aleaciones de aluminio		
Aleaciones para forja		
1xxx	Aluminio comercialmente puro (>99% Al)	No envejecido
2xxx	Al – Cu	Endurecible por envejecimiento
3xxx	Al – Mo	No envejecido
4xxx	Al – Si y Al – Mg – Si	Endurecible por envejecimiento si hay Mg presente
5xxx	Al – Mg	No envejecido
6xxx	Al – Mg – Si	Endurecible por envejecimiento
7xxx	Al – Mg – Zn	Endurecible por envejecimiento
Aleaciones para fundición		
1xx.x	Aluminio comercialmente puro (>99% Al)	No envejecido
2xx.x	Al – Cu	Endurecible por envejecimiento
3xx.x	Al – Si – Cu y Al – Mg – Si	Algunas son endurecibles por envejecimiento
4xx.x	Al – Si	No envejecido
5xx.x	Al – Mg	No envejecido
7xx.x	Al – Mg – Zn	Endurecible por envejecimiento
8xx.x	Al – Sn	Endurecible por envejecimiento
9xx.x	Otros elementos	

El primer número especifica los principales elementos de aleación y los números restantes se refieren a la composición específica de la aleación.

Aleaciones para forja

Las aleaciones 1xxx y 3xxx son de una sola fase, excepto por la presencia de pequeñas cantidades de inclusiones o compuestos intermetálicos (Fig. 10-2). Las propiedades de estas aleaciones son controladas por endurecimiento, por deformación, por solución sólida y por control del tamaño de grano. Sin embargo, debido a que es pequeña la solubilidad de los elementos de aleación en el aluminio, el grado de endurecimiento por solución sólida es limitado. Por ejemplo, la aleación recocida 3003 tiene un esfuerzo de fluencia de 6000 psi, comparado con el de 5000 psi para el aluminio comercialmente puro.

Las aleaciones 5xxx contienen α , una solución sólida de magnesio en aluminio, la cual es endurecida mediante una dispersión fina de Mg_2Al_3 (β) [Figura 10-1(b)]. Sin embargo, como el precipitado Mg_2Al_3 no es coherente, son inaplicables los procesos de endurecimiento por envejecimiento.

La serie de aleaciones 4xxx contiene también dos fases, α y silicio casi puro, β . Las aleaciones que contienen silicio y magnesio pueden ser endurecidas por envejecimiento, lo que permite la precipitación del Mg_2Si .

Las aleaciones 2xxx, 6xxx y 7xxx son terciarias endurecibles por envejecimiento. En cada aleación, se forman varios precipitados coherentes antes de que se produzca la fase de equilibrio final.

Aleaciones para fundición

Muchas de las aleaciones de aluminio comunes para fundir mostradas en la **Tabla 10-3** contienen suficiente silicio para causar una reacción eutéctica, confiriendo a las aleaciones puntos bajos de fusión y características adecuadas de fundibilidad. Las propiedades de las aleaciones aluminio-silicio son controladas mediante endurecimiento por solución sólida de la matriz de aluminio α , endurecimiento mediante dispersión de la fase β de silicio, y solidificación, lo cual controla el tamaño primario de grano y la forma, así como la propiedad del microconstituyente eutéctico. El rápido enfriamiento obtenido en coquilla o molde permanente incrementa normalmente la resistencia mediante el refinamiento de grano y del microconstituyente eutéctico (Figura 10-3). El refinamiento de grano que utiliza adiciones de boro y de titanio, la modificación con sodio o estroncio para cambiar la estructura eutéctica, o el endurecimiento con fósforo para refinar el silicio primario, se realizan todos en ciertas aleaciones para mejorar la microestructura y con ello el grado de endurecimiento por dispersión. Muchas aleaciones contienen también cobre o magnesio, lo que permite una reacción de endurecimiento por envejecimiento ocasionada por precipitación de $CuAl_2$, o bien Mg_2Si .

TABLA 10-3 Propiedades de algunas aleaciones de aluminio

<i>Aleación</i>	<i>Resistencia a la tensión (psi)</i>	<i>Esfuerzo de fluencia (psi)</i>	<i>Elongación (%)</i>	<i>Comentarios</i>
Aleaciones para forja no tratables térmicamente				
1100-O	13,000	5,000	40	Componentes eléctricos, hojas metálicas finas (“papel”), resistencia a la corrosión. Latas para bebidas, aplicaciones arquitectónicas. Metal de relleno en soldadura, recipientes, componentes marinos.
1100-H18	24,000	22,000	10	
3003-O (1,2 % Mn)	16,000	6,000	35	
3003 H-18	29,000	27,000	7	
4043-O (5,2 % Si)	21,000	10,000	22	
5056-O (5 % Mg)	42,000	22,000	35	
5056-H18	60,000	50,000	15	
Aleaciones para forja tratadas térmicamente				
2024-O (4,4 % Cu)	27,000	11,000	20	Transportes, aeronáutica, astronáutica y otras aplicaciones de alta resistencia
2024-T4	68,000	47,000	20	
4032-T6 (12% Si-1% Mg)	55,000	46,000	9	
6061-T6 (1% Mg-0,6% Si)	45,000	40,000	15	
7075-T6 (5,6% Zn-2,5% Mg)	83,000	73,000	11	
Aleaciones para fundición				
295-T6 (4,5% Cu-0,8% SI)	36,000	24,000		Arena
319-F (6% Si-3,5% Cu)	27,000	18,000		Arena
	34,000	19,000		Molde permanente
356-T6 (7% Si-0,3% Mg)	33,000	24,000		Arena
	38,000	27,000		Molde permanente
380-F (8,5% Si-3,5% Cu)	46,000	23,000		Molde permanente
390-F (17% Si-4,5% Cu-0,6% Mg)	41,000	35,000		Coquilla
443-F (5,2% Si)	19,000	8,000		Arena
	23,000	9,000		Molde permanente
	33,000	16,000		Coquilla
713-T5 (7,5% Zn-0,7% Cu-0,35% Mg)	30,000	22,000		Arena

El grado de endurecimiento está dado por la designación T o H, dependiendo de si la aleación es tratada térmicamente o endurecida por deformación Tabla (10-4). Otras clasificaciones indican si la aleación es recocida (O), tratada por solución (W), o usada en su condición de fabricación (F). Los números que siguen a la T o a la H indican la cantidad de endurecimiento por deformación, el tipo exacto de tratamiento térmico u otros aspectos especiales del procesamiento de la aleación.

TABLA 10-4 Designaciones del grado de endurecimiento para aleaciones de aluminio

F	Tal como se fabricó (trabajado en caliente, forja, fundición, etc...)
O	Recocida (en la condición más blanda posible)
H	Trabajada en frío
	H1x- trabajada en frío solamente (x se refiere a la cantidad de trabajo en frío y endurecimiento)
	H12- Proporciona una resistencia a la tensión intermedia entre O y H14.
	H14- proporciona una resistencia a la tensión intermedia entre O y H18.
	H16- proporciona una resistencia a la tensión intermedia entre H14 y H18.
	H18- proporciona una reducción de aproximadamente 75%.
	H19- proporciona una resistencia a la tensión mayor en 2000 psi respecto de la anterior.
	H2x- trabajada en frío y parcialmente recocida
	H3x- trabajada en frío y estabilizada a una temperatura baja para evitar el endurecimiento por envejecimiento
W	Tratada por solución
T	Endurecida por envejecimiento
	T1- enfriada desde la temperatura de fabricación y envejecida naturalmente.
	T2- enfriada desde la temperatura de fabricación, trabajada en frío y envejecida naturalmente.
	T3- tratada por solución, trabajada en frío y envejecida naturalmente.
	T4- tratada por solución y envejecida naturalmente.
	T5- enfriada desde la temperatura de fabricación y envejecida artificialmente.
	T6- tratada por solución y envejecida artificialmente.
	T7- tratada por solución y estabilizada por sobre-envejecimiento.
	T8- tratada por solución, trabajada en frío y envejecida artificialmente.
	T9- tratada por solución, envejecida artificialmente y trabajada en frío.
	T10- enfriada desde la temperatura de fabricación, trabajada en frío y envejecida artificialmente.

Aleaciones aluminio-cobre

La adición de cobre al aluminio aumenta la colabilidad, disminuye la resistencia a la corrosión y permite aumentar la resistencia mecánica y la dureza de la aleación y la dureza de la aleación mediante tratamientos térmicos de solubilización, temple y recocido.

En la figura 7.1 se presenta el diagrama de equilibrio de las aleaciones binarias de Al-Cu y se observa que existe un punto eutéctico a 547°C y a una composición del 33% en cobre. En este punto se tiene en equilibrio una solución sólida de aluminio (fase α) y un intermetálico CuAl_2 de estructura cristalina tetragonal centrada. En el diagrama de equilibrio también se puede ver que la solubilidad del cobre de la fase α varía con la temperatura: es máxima a la temperatura del eutéctico (5,7%) y presenta valores del 0,1-0,2 % a los 250°C. Esta diferencia

de solubilidad es la que permite que las aleaciones sean susceptibles de ser tratadas térmicamente.

En general, las aleaciones más utilizadas industrialmente son la que presentan una concentración de cobre entre un 4% y un 6% ya que son las que responden más favorablemente a los tratamientos de endurecimiento.

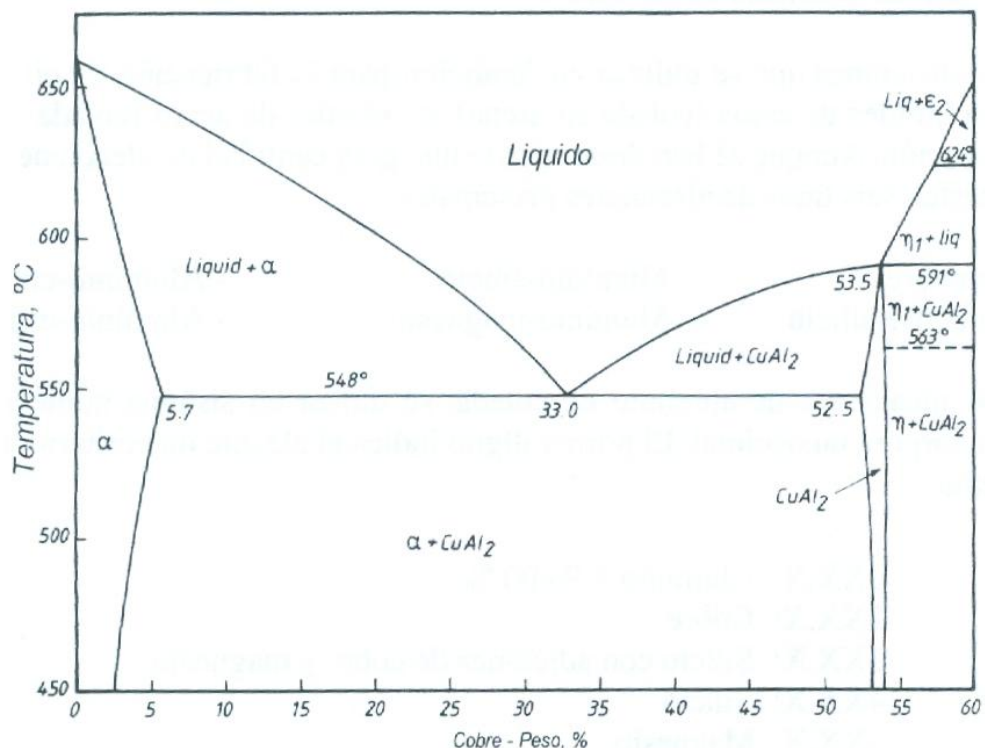
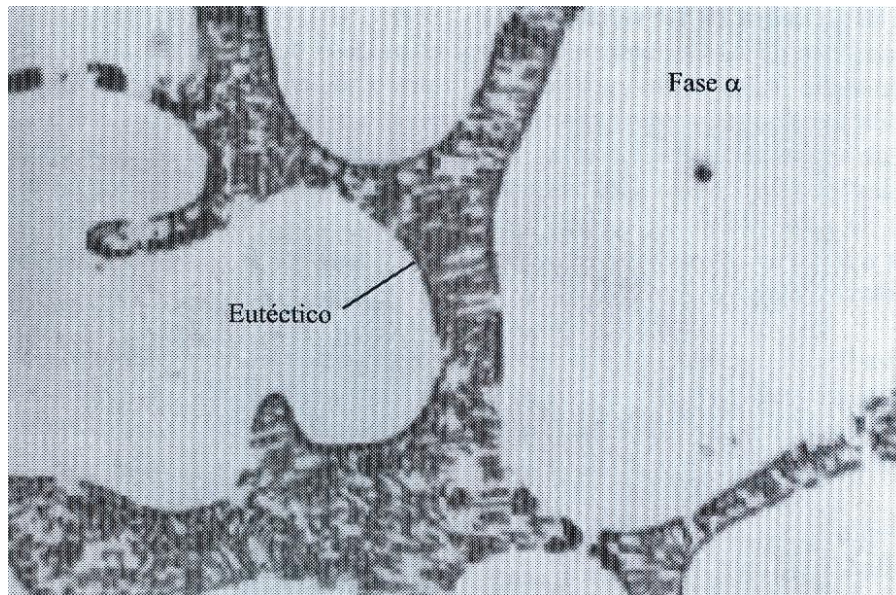


Diagrama de equilibrio de fases binario aluminio-cobre

Micrografías

Aluminio 90 %; cobre 10 %

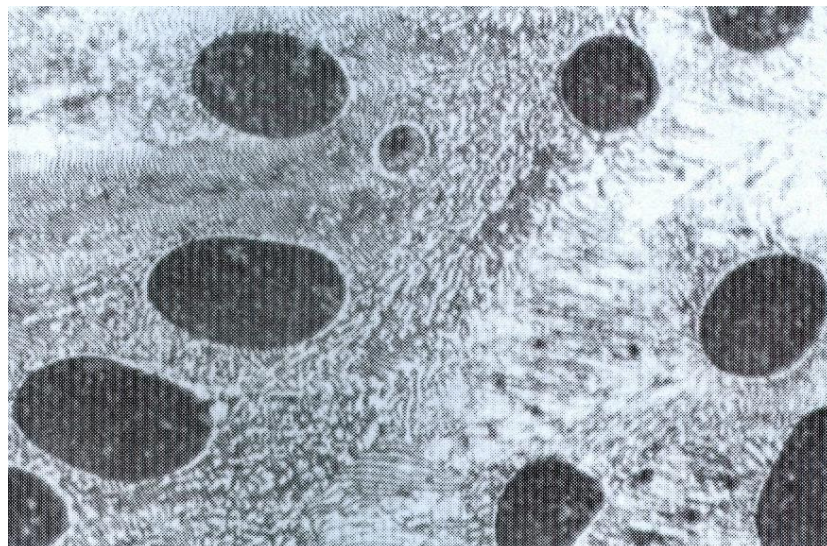
Se observan dendritas de fase α y, en los espacios interdendríticos, el eutéctico ($\alpha + \text{CuAl}_2$). De acuerdo con la regla de la palanca, prácticamente la fase mayoritaria corresponde a la fase α . Se deduce que la proporción de fase α proeutéctica viene dada por el cálculo: $\alpha_{\text{proeut}} = \frac{33-10}{33-5.7} = 0,84(84\%)$



Ataque químico con nitrato férrico (X400)

Aluminio 65 %, cobre 35 %

De acuerdo con el diagrama de equilibrio, se trata de una aleación hipereutéctica ya que tiene un contenido superior al 33% en cobre. Su microestructura está constituida por una matriz de fase CuAl_2 proeutectoide producida a temperaturas superiores a 550°C y el eutéctico ($\alpha + \text{CuAl}_2$) en los espacios interdendríticos. En general, son aleaciones que no se utilizan mucho ya que presentan gran fragilidad por la presencia del intermetálico CuAl_2 .

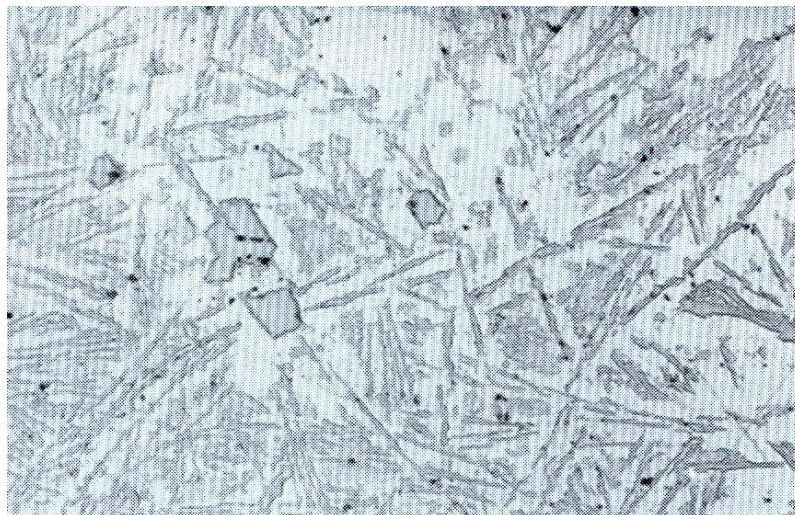


Ataque con nitrato férrico al 10% (x400)

Aluminio 88 %; cobre 10 %, silicio 2 %

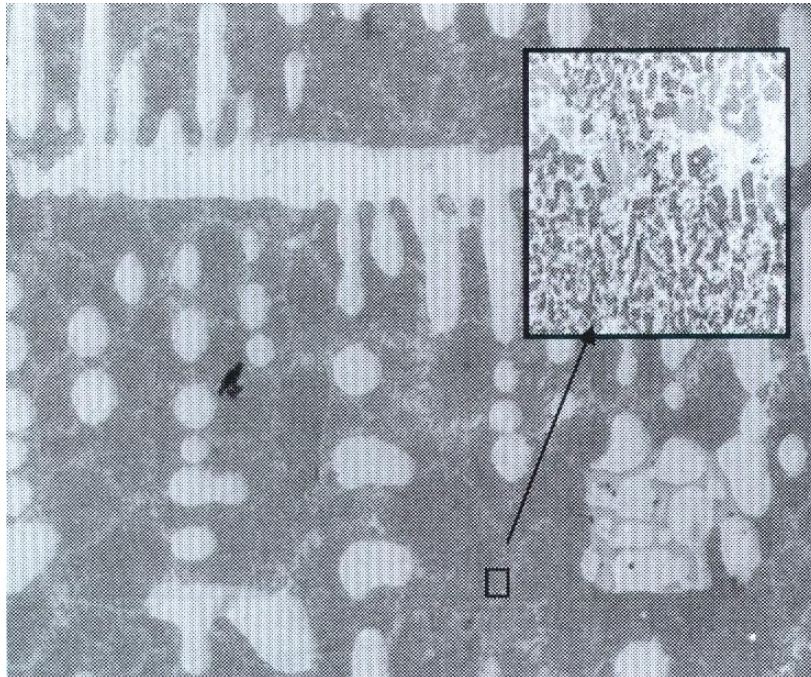
En las aleaciones de Al-Cu, antes de realizar el proceso de colada, se añade una pequeña cantidad de sodio (sales de fluoruro sódico o cloruro sódico), estroncio (SrCl_2) o magnesio, para producir un afinamiento de esas partículas de silicio. El silicio deja de presentarse en forma laminar o de agujas largas para estar finamente dividido. Estas aleaciones se conocen como “modificadas”. La distribución del silicio en pequeños precipitados favorece las propiedades mecánicas de resistencia. Por ejemplo, si a una aleación Al-12 % Cu se añade sodio, la resistencia a la tracción del material moldeado aumenta de 4 a 7 Kg/mm^2 y su alargamiento puede ser de casi el doble.

En la figura siguiente se presenta una aleación Alpax moldeada en arena, donde se observa la existencia de grandes cristales y agujas de silicio en una matriz rica en aluminio. Es una aleación que, por su composición química, es prácticamente eutéctica. Debido a la presencia de hierro, también pueden observarse algunos cristales de AlFeSi .



88,5 % Al, 11 % Si, 0,5 % Fe (x100)

En la siguiente microfotografía se presenta la aleación Alpax moldeada en arena pero modificada. Se aprecia que la microestructura ha cambiado totalmente. Ahora se observa la presencia de dendritas de fase α en una matriz de un fino eutéctico de silicio y aluminio α . La reacción de modificación desplaza el punto eutéctico hacia la derecha (aproximadamente, un 14%) y disminuye la temperatura de este. Por ese motivo, esta aleación con un 11% de silicio es ligeramente hipoeutéctica y aparece fase α en forma de dendritas. Ahora el silicio se presenta de una forma dispersa y fina, como puede apreciarse en la ampliación X1000.



La misma aleación que la anterior pero modificada, con una zona ampliada X1000

Aleaciones de aluminio-silicio

Las aleaciones de aluminio silicio se utilizan cada vez más por sus excelentes propiedades de moldeo, buena soldabilidad y buena resistencia a la corrosión, incluso en ambientes marinos. La adición de silicio mejora notablemente la fluidez de la aleación durante la colada. Esto se debe a que el silicio tiene un retículo de tipo diamante, no denso, donde cada átomo de silicio un estado sólido ocupa un espacio mucho mayor que en estado líquido, por lo que solidificar la contracción es inferior a la de otras aleaciones y metales.

Como puede observarse en la figura 7.2 el sistema binario Al-Si forma un eutéctico a una temperatura de 577°C y una composición de silicio del 11,7%, donde la microestructura está formada por una matriz de fase α y una dispersión de fase β o silicio.

Al igual que en las aleaciones anteriores, la solubilidad del silicio en la matriz de aluminio es máxima a la temperatura del eutéctico. En condiciones de equilibrio, la solución sólida de aluminio o fase α tiene un contenido en silicio del 1,3% a 550°C y baja hasta el 0,05-0,008% a la temperatura de 250°C.

En estas aleaciones, el silicio existente puede aparecer de dos formas:

- A partir de la precipitación de la solución sólida α
- De una forma directa durante el proceso de solidificación

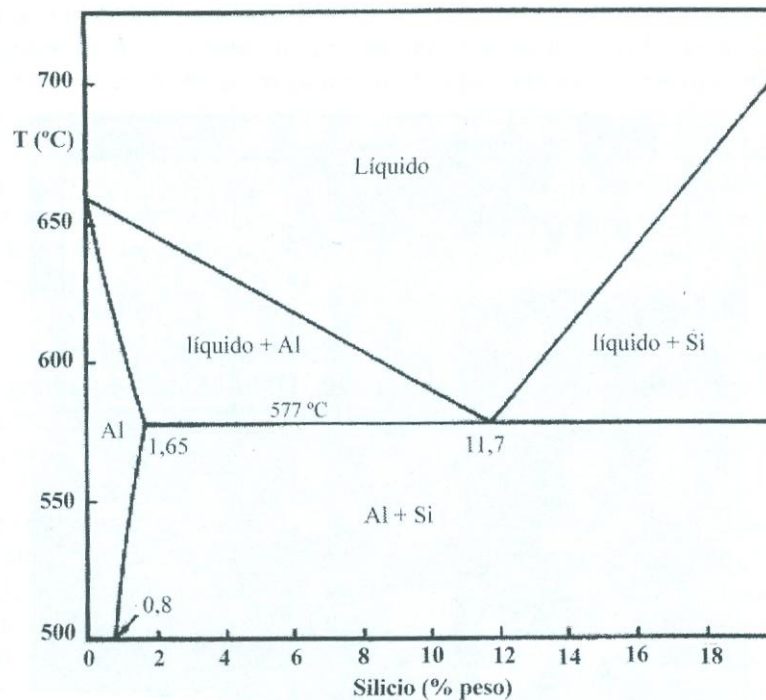


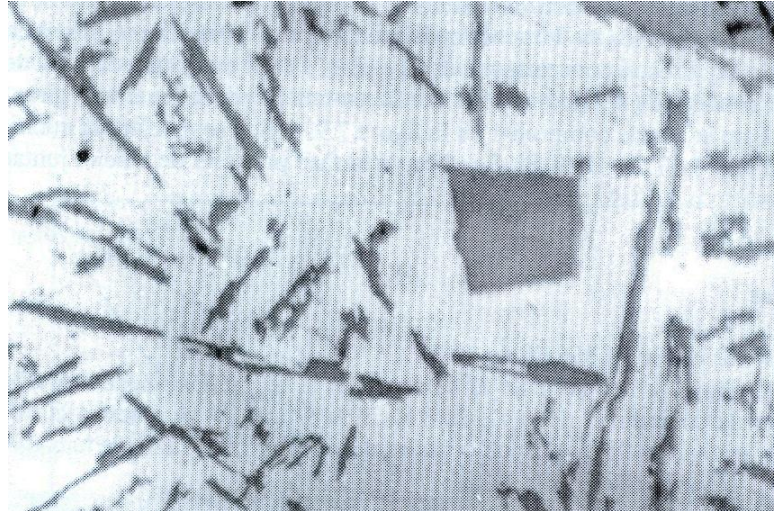
Diagrama de equilibrio binario aluminio-silicio

Desde el punto de vista cristalográfico, ambos son equivalentes, pero difieren en la forma y la distribución. En procesos de colada, las aleaciones de Al-Si no suelen alcanzar estructuras totalmente en equilibrio y suele aparecer silicio libre en los lingotes. El hierro es prácticamente insoluble en estas aleaciones y aparece formando un compuesto ternario β (Fe-Si). Si el contenido de hierro es inferior al 0,6%, dicho compuesto aparece como pequeñas agujas o placas en el eutéctico.

Micrografías

Aluminio 85 %; Silicio 15 %

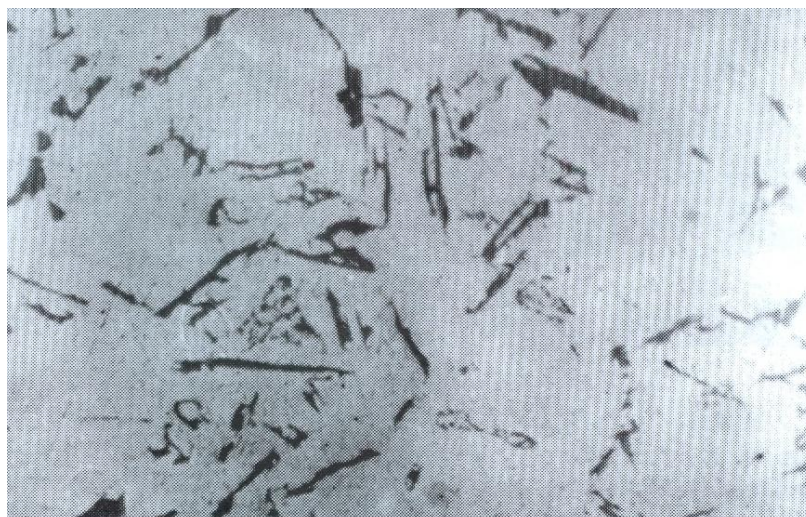
Se trata de una aleación hipereutética cuya microestructura está formada por una fase primaria de silicio proeutético en forma de cubos y una fase secundaria del eutético (α +Si).



Ataque con nitrato férrico

Aluminio 93 %; Silicio 7 %

Aleación hipoeutética formada por una matriz de fase primaria α . Los espacios interdendríticos están ocupados por el eutético (α +Si).



Ataque con nitrato férrico

Aleaciones de aluminio-cobre-silicio

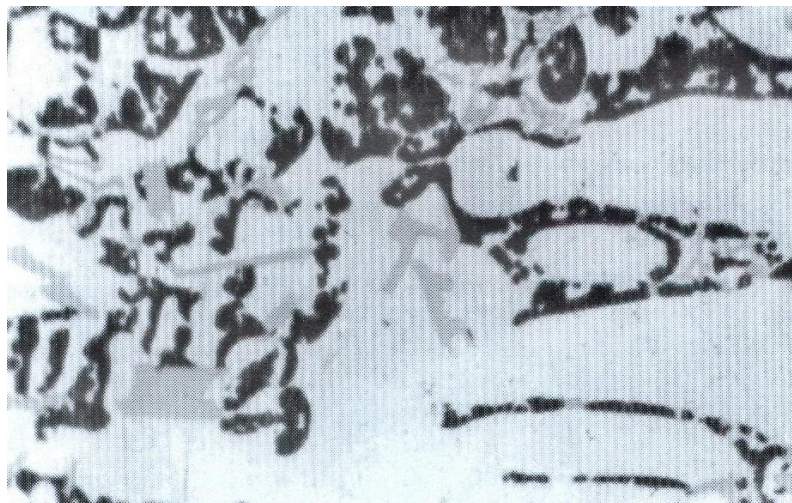
Las aleaciones ternarias Al-Cu-Si suelen contener entre un 2-5% de cobre y un 2-10% de silicio. No obstante, el porcentaje de elementos suele variar según las propiedades deseadas. El cobre contribuye principalmente al aumento de la resistencia mecánica, mientras que el silicio mejora la colabilidad de la aleación.

Aleaciones hipereutectoides con contenidos de silicio superiores al 12% se utilizan en la industria de la automoción la fabricación de piezas como, por ejemplo, pistones de motores. Ello es debido a que, en estas concentraciones de silicio, este se encuentra distribuido en la matriz de forma de cristales de silicio puro que confieren unas propiedades tribológicas excelentes a la aleación.

Micrografías

Aluminio 78 %; cobre 10 %; silicio 12 %

El cobre contribuye principalmente al aumento de la resistencia mecánica, mientras que el silicio mejora la colabilidad de la aleación. En la siguiente figura se muestra la microestructura formada por una matriz de fase α con cristales de silicio y fase CuAl_2 de tamaño grosero.



Matriz de α con cristales de silicio y CuAl_2

Aleaciones de aluminio-magnesio

El magnesio endurece el aluminio con mayor facilidad que el manganeso y se puede añadir en mayores cantidades. Un porcentaje de magnesio del 0,8% tiene un efecto endurecedor similar al obtenido con un 1,25% de manganeso. Las aleaciones de Al-Mg son más ligeras que el aluminio, poseen unas buenas propiedades de soldabilidad y excelente resistencia a la corrosión en ambientes marinos, se mecanizan con facilidad.

De acuerdo con el diagrama de la figura 7.3, el sistema Al-Mg forma un eutéctico a 450°C y una composición del 35%. La solubilidad máxima del magnesio es del 15,35% en el punto eutéctico y disminuye hasta el 2 % a 100°C. Por tanto, son sistemas que permiten endurecerse por precipitación. La disminución de la solubilidad con la temperatura produce la expulsión del magnesio para formar el intermetálico Mg_2Al_3 que forma una compleja red cúbica centrada en las caras. El rango óptimo de temperaturas para los tratamientos de precipitación del Mg_2Al_3 oscila entre 200-300°C.

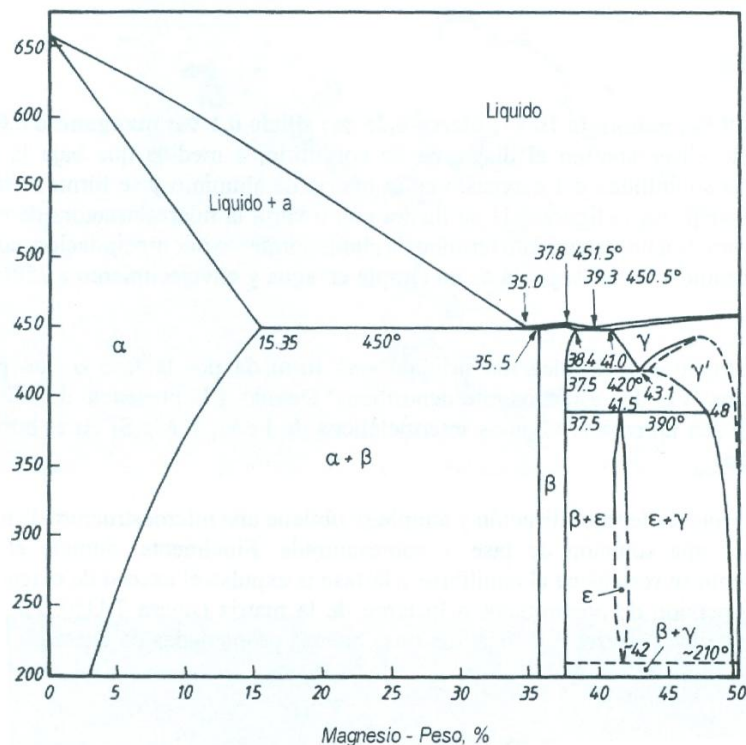


Diagrama de equilibrio binario aluminio-magnesio

Las impurezas más usuales en estas aleaciones Al-Mg son el silicio y el hierro. El magnesio comercialmente puro puede contener hasta un 0,5 % de silicio, de tal forma que durante la primera adición de magnesio se produce la formación del intermetálico Mg_2Si , que aparece en pequeñas partículas de color gris o azul. Las impurezas de hierro también tienden a formar intermetálicos del tipo $FeAl_3$. Por tanto, en las aleaciones Al-Mg es usual encontrar, además de las fases descritas en el diagrama de equilibrio, los intermetálicos mencionados

Para los sistemas binarios A-B (A=Al y B=Cu, Mg, Si, etc...) la diferente solubilidad del elemento B en una matriz de aluminio con la temperatura permite realizar tratamientos térmicos de solubilización por encima de la curva de transformación, enfriado rápido o temple y posterior precipitación de intermetálico A_xB_y mediante recocidos a bajas temperaturas. Como resultado de otros tratamientos, se produce una microestructura de granos de fase α con una fina distribución de precipitados que mejoran las propiedades mecánicas de la aleación. Dichos tratamientos se conocen como procesos de envejecimiento. Estos precipitados no suelen ser visibles al microscopio óptico, por lo que muchas veces tienen que utilizarse técnicas de microscopía electrónica para su caracterización. Los procesos de precipitación a

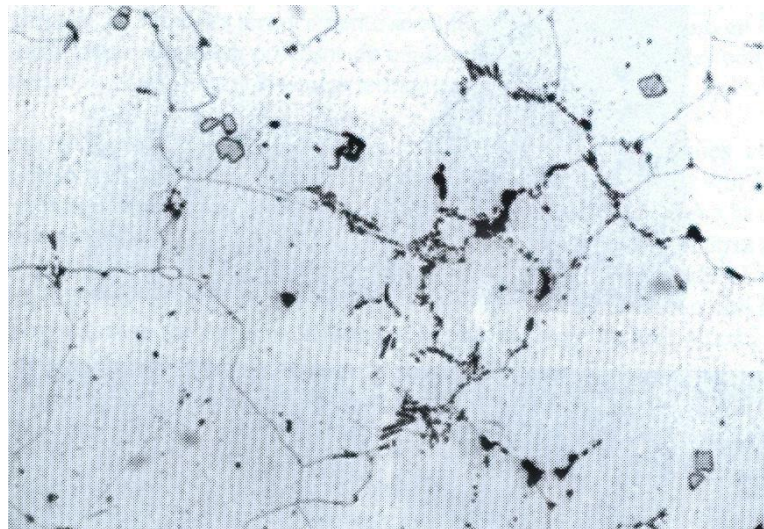
partir de una solución sobresaturada de aluminio no son directos sino que pasan por fases intermedias.

Micrografías

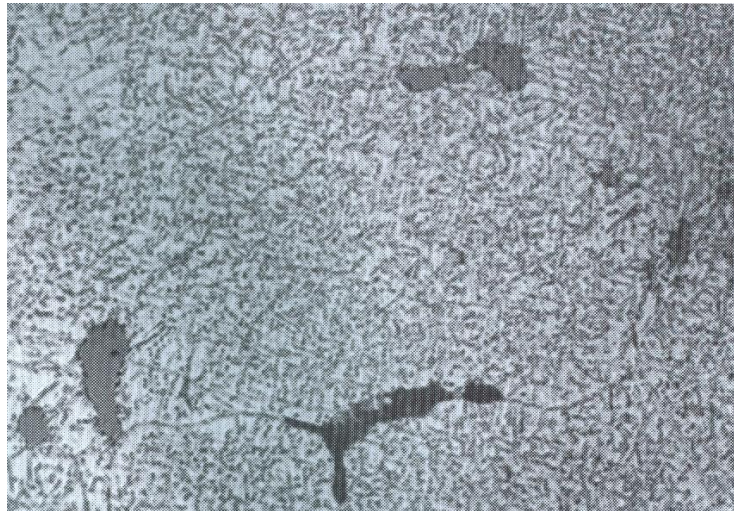
Aluminio 89 %; magnesio 10 %, Hierro 0,25 %; silicio 0,1 %; manganeso 0,08%

Como puede observarse en el diagrama de equilibrio, a medida que baja la temperatura disminuye la solubilidad del magnesio en la matriz de aluminio y se forma el intermetálico Mg_2Al_3 o fase β . En la figura siguiente se ilustra cómo varía la microestructura de esta aleación cuando se somete a un tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación: solubilización a 430°C durante 4 horas, seguida de un temple en agua y envejecimiento a 250°C durante 3 horas.

La microestructura de la aleación original está formada por la fase α con presencia de intermetálicos β en los espacios interdendríticos. Debido a la presencia de silicio y hierro, también pueden apreciarse algunos intermetálicos de $FeAl_3$ y Mn_2Si en borde de grano.



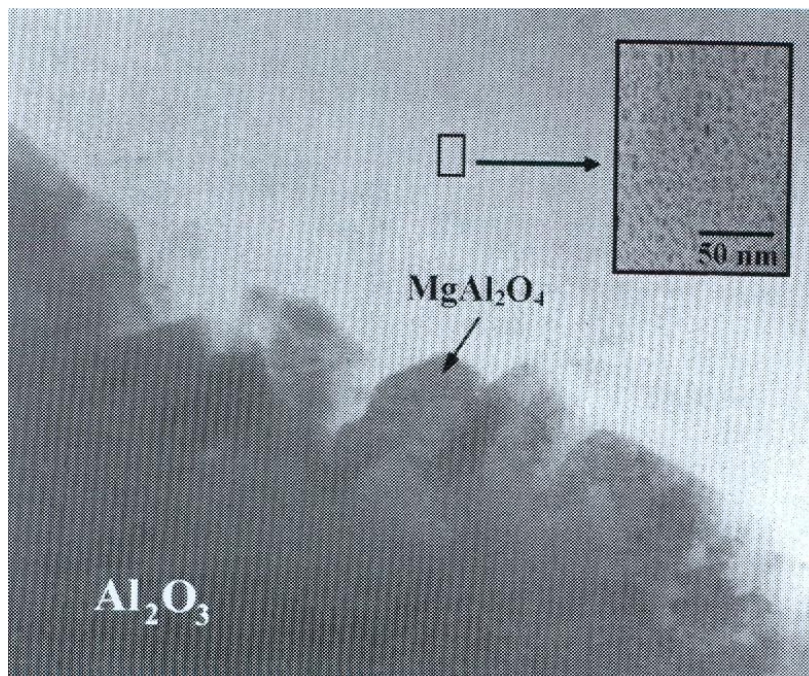
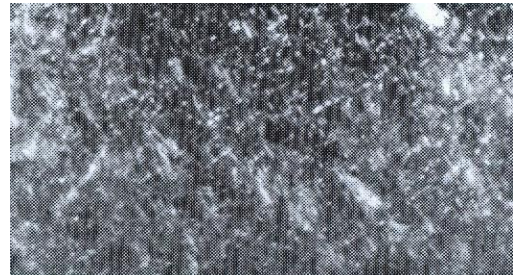
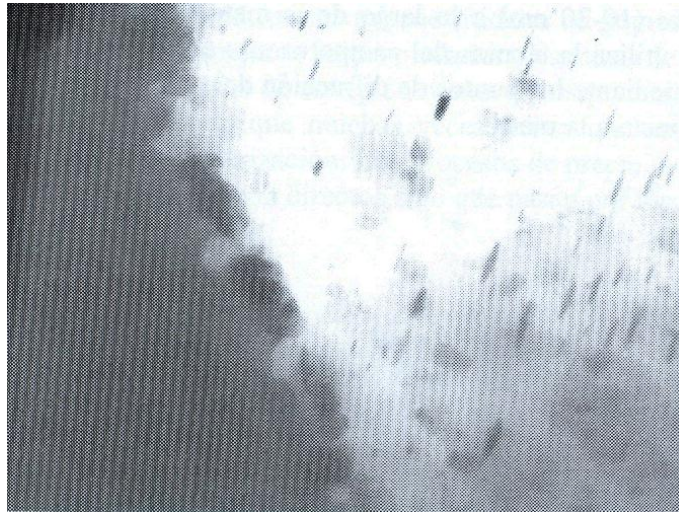
Durante el proceso de solubilización y temple se obtiene una microestructura de no equilibrio, formada por una solución de fase α sobresaturada. Finalmente, durante el proceso de envejecimiento se restablece el equilibrio y la fase α expulsa el exceso de magnesio y forma una fina dispersión de precipitados a lo largo de la matriz. La presencia de estos precipitados confiere a la aleación unas buenas propiedades de dureza y resistencia al desgaste.



Aleación 6061 (aluminio 88,5%; magnesio 1%, silicio 0,5%)

Otro ejemplo de endurecimiento por precipitación es el que se presenta en la siguiente figura. Corresponde a una aleación 6061 (aluminio-magnesio-silicio), sometida a un proceso de solubilización, temple y envejecimiento. En muchas ocasiones, el proceso de precipitación por envejecimiento tiene lugar a través de etapas intermedias en las que varían tanto la morfología como la estructura cristalina de los precipitados. En este caso, la secuencia de precipitación para el Mg_2Si está referenciada como: β'' (monoclínico) $\rightarrow \beta'$ (hexagonal) $\rightarrow \beta$ (cúbico centrado en las caras).

El hecho de que los precipitados sean muy pequeños (hasta 50 nm) hace que las técnicas convencionales de microscopía óptica no sean capaces de resolver dichos precipitados. En este caso, han de utilizarse técnicas como la microscopía electrónica de transmisión (TEM). La primera figura corresponde a la microestructura original formada por una solución de aluminio α con presencia de grandes precipitados de Mg_2Si distribuidos heterogéneamente. Finalmente la en la última figura se observa la aleación envejecida formada por una distribución homogénea de finos precipitados (10-20nm) a lo largo de la matriz. A veces, y con el fin de resaltar los precipitados, se utiliza la técnica de campo oscuro (dark field). Esta técnica consiste en obtener la imagen mediante los puntos de difracción del precipitado de tal forma que quedan iluminados con respecto a la matriz.



Micrografías de TEM

Aleaciones de aluminio para forja

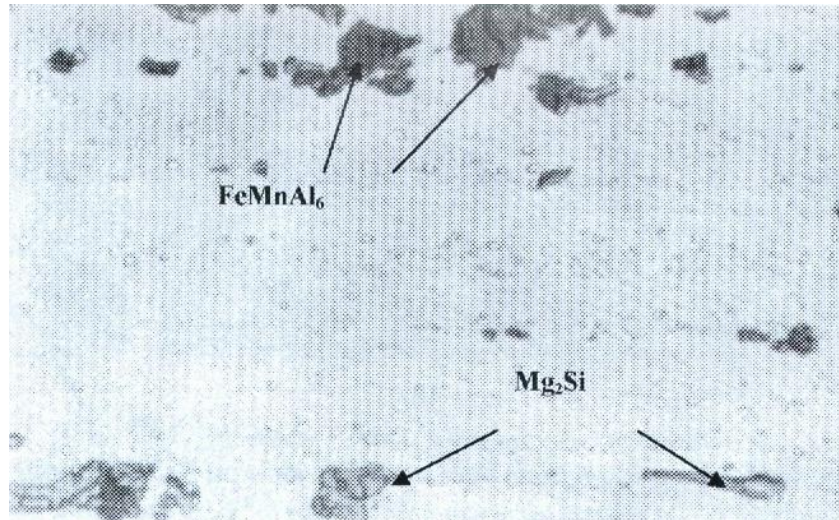
Los productos forjados incluyen estampaciones, extrusiones, chapa, banda, barra o alambre. Las aleaciones de aluminio forjadas se pueden clasificar en dos grupos: las que se pueden tratar térmicamente o son susceptibles de endurecimiento por precipitación y las que no. Las aleaciones forjadas no tratables térmicamente se endurecen mediante trabajo en frío, mientras que las del otro grupo combinan procesos de conformación (frío o caliente) con tratamientos térmicos de envejecimiento o tratamientos termomecánicos.

Las dos principales aleaciones no tratables térmicamente son aleaciones con pequeños porcentajes de manganeso o magnesio (entre un 2 y un 7 % de magnesio). Por ejemplo en la figura siguiente se presenta la microestructura de una aleación de aluminio con un 5 % de magnesio. Se ve claramente la presencia de precipitados Mg_2Si y $FeMnAl_6$ en la matriz de aluminio, alineados en la dirección de extrusión. La fase más oscura corresponde al intermetálico $FeMnAl_6$. En la figura siguiente se observa otra microestructura de aluminio con un contenido de 1,1 % de manganeso. Se aprecia claramente la existencia de inclusiones de $AlMnSi$ a lo largo de la matriz de aluminio.

En general, las aleaciones de forja tratables térmicamente son de los tipos siguientes: aluminio-cobre-magnesio; aluminio-magnesio-silicio o aluminio-zinc-magnesio. En la siguiente figura se presenta como varía la microestructura para la aleación Al-Cu-Si-Mn en función del tratamiento térmico. La primera de las figuras corresponde al material extruido con presencia de intermetálicos del tipo $FeMnAl_6$ (más oscuros) y una mezcla de $CuAl_2$ y $MgSi_2$ (más claros). La segunda figura corresponde a la misma aleación que la anterior, pero tratada a 500°C durante 2 horas y templada en agua. En este caso se observa que prácticamente los precipitados Mg_2Si han desaparecido y sólo quedan pequeñas cantidades de $CuAl_2$ y $FeMnAl_6$. Finalmente, la última figura corresponde a la misma estructura, pero envejecida a 200°C durante 10 horas. En este caso, aparece una fina distribución de precipitados responsables del endurecimiento.

Micrografías

Aluminio (resto: 5 % magnesio; 0,2 % silicio, 0,3 % hierro)



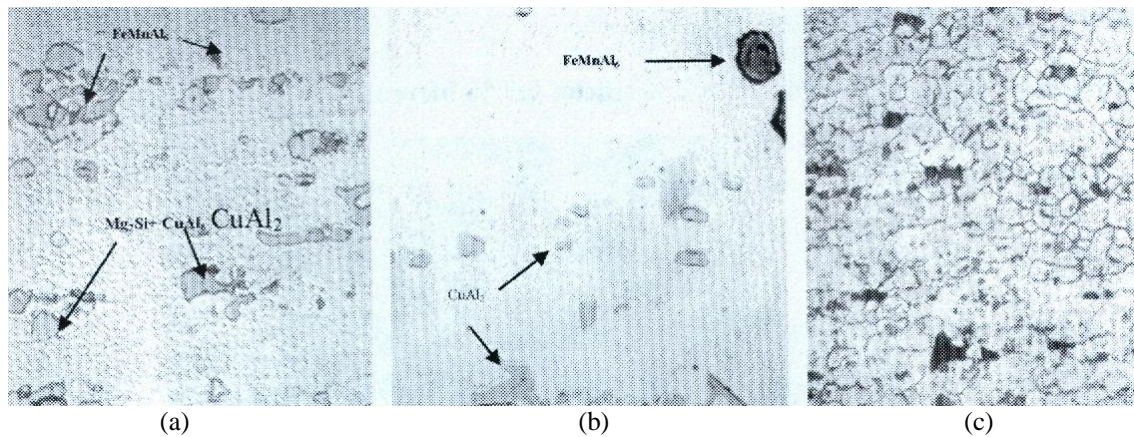
Material extruido con presencia de precipitados (x1000)

Aluminio (resto: 1,1 % manganeso; 0,2 % silicio; 0,5 % hierro)



Inclusiones de AlMnSi a lo largo de la matriz de aluminio (x800)

Aluminio (resto: 0,7 % Si; 5 % cobre; 0,7 % manganeso)



- a) Material extruido con presencia de intermetálicos del tipo FeMnAl_6 (más oscuros) y una mezcla de CuAl_2 y Mg_2Si (más claros).
 b) la misma aleación que la anterior, pero tratada a 500°C durante 2 horas y templada en agua. Los precipitados Mg_2Si han desaparecido.
 c) Aleación envejecida a 200°C durante 10 horas. Aparece una fina distribución de precipitados responsables del endurecimiento.

1.4. METALOGRAFÍA Y MICROSCOPIA ÓPTICA

Concepto

La **metalografía** es el estudio de la estructura de los metales y aleaciones mediante el uso de técnicas microscópicas (ópticas y electrónicas). El examen macroscópico por un lado y la difracción de rayos x por otro, también son técnicas metalográficas.

El **microscopio óptico** (luz visible) con aumentos que oscilan entre **X100 y X1500** sigue siendo la herramienta más importante para el estudio de las microestructuras a pesar del desarrollo de técnicas de metalografía electrónica muy sofisticadas. La microscopía óptica de barrido (SEM) y la de transmisión (TEM) con aumentos hasta X100.00 o la más avanzada aún, microscopio de efecto túnel (STM) son herramientas potentísimas pero que deben usarse en conjunción con la microscopía óptica,

Las limitaciones más importantes de la microscopía óptica son:

- El poder de resolución de los instrumentos ópticos visibles **no permiten ver objetos menores de 1 micrómetro**. Aunque este valor es pequeño hay aspectos microestructurales que influyen en las propiedades de los materiales y que son demasiado pequeños para ser vistos por microscopio óptica: dislocaciones, algunas partículas de segundas fases, aspectos de estructuras martensíticas...
- **No da información** acerca de aspectos microestructurales de **carácter químico o de carácter cristalográfico**.

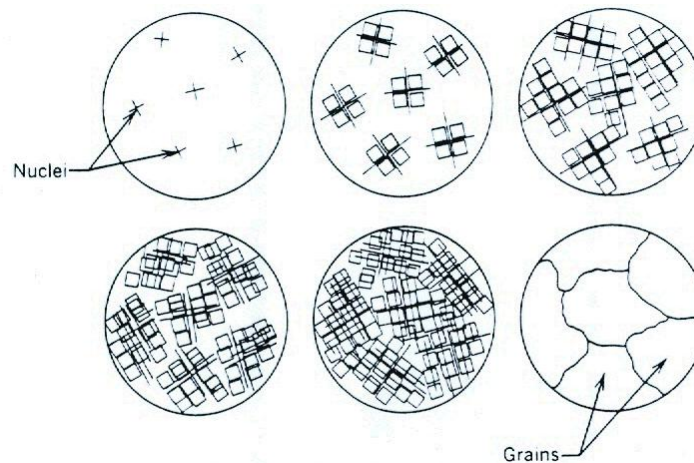
Fundamentos y aplicaciones

Con el microscopio podemos analizar muestras de metales, cerámicos, polímeros, composites y materiales geológicos de tamaños que usualmente oscilan entre 10^{-5} - 10^{-1} metros y que son cortadas, empastilladas, desbastadas, pulidas y atacadas para revelar los aspectos microestructurales de más interés.

Un material cristalino, en general, o una aleación, en particular, es, en estado sólido, un agregado coherente de **granos poliédricos** cuya disposición raramente presenta geometría simple, y cuya forma y tamaño varía entre amplios límites. Esta heterogeneidad cristalográfica o grano indica orientación cristalina diferente de unos granos a otros y la transición de un grano al contiguo se hace a través de una zona de parcial desorientación que se llama **junta de grano** y que afecta sólo a unas pocas capas de átomos. A estos granos cristalinos poliédricos se llega:

- a) Por crecimiento de diversos núcleos de cristalización de un sistema en solidificación.

- b) Por un proceso de recristalización en un sistema sólido agrio (deformado en frío). Según el proceso de formación los granos pueden prolongarse en una dirección preferente (granos alargados) o presentar una forma más regular (granos equiaxiales).



Formación de granos durante la solidificación

Es normal que aparezcan heterogeneidades físico-químicas, llamadas **fases**. Las distintas fases se unen y se separan a través de los *límites de fase* que no hay que confundir con los *límites de grano*. Cada fase puede estar presente en una sola porción o, más frecuentemente, subdividida en multitud de partes.

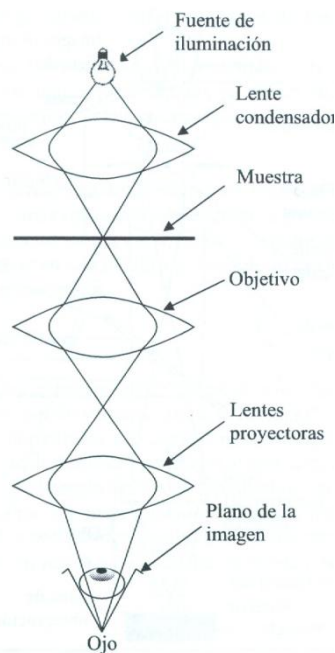
La regla de las fases, o ley de Gibbs, establece que en el equilibrio, una determinada aleación no puede tener más fases que metales entre su composición (excepto en los puntos triples donde es posible una fase más). Los *diagramas de equilibrio* son fundamentales para la interpretación de las microestructuras en la práctica metalográfica en cuanto a la identificación de las fases presentes en función de la composición de la aleación y la temperatura, pero no nos dice nada acerca del tamaño, forma o distribución de las fases o sobre su hábito y orientación cristalográficos.

Así la práctica metalográfica nos permite definir forma y tamaño de granos, forma y distribución de las fases que componen la aleación, así como las inclusiones no metálicas, segregaciones y otras heterogeneidades que tan profundamente pueden modificar las propiedades mecánicas y el comportamiento general del metal.

Del análisis de la microestructura podemos sacar conclusiones acerca de los procesos de su solidificación y su historia de tratamientos termomecánicos. Debido a la relación entre composición química, microestructura y propiedades la metalografía óptica se utiliza con distintos fines como son: caracterización de materiales, control de procesos, control de calidad, análisis de fallos tanto en investigación básica como en procesos industriales.

Fundamento de microscopio óptico

A pesar de los enormes y sofisticados avances de la microscopía electrónica, la microscopía óptica, lejos de quedar como una técnica obsoleta, continua mejorando, gracias a las constantes investigaciones que se llevan a cabo para reducir en lo posible, las limitaciones que esta técnica comporta e incorporar nuevos elementos para una mejora en los exámenes microscópicos.

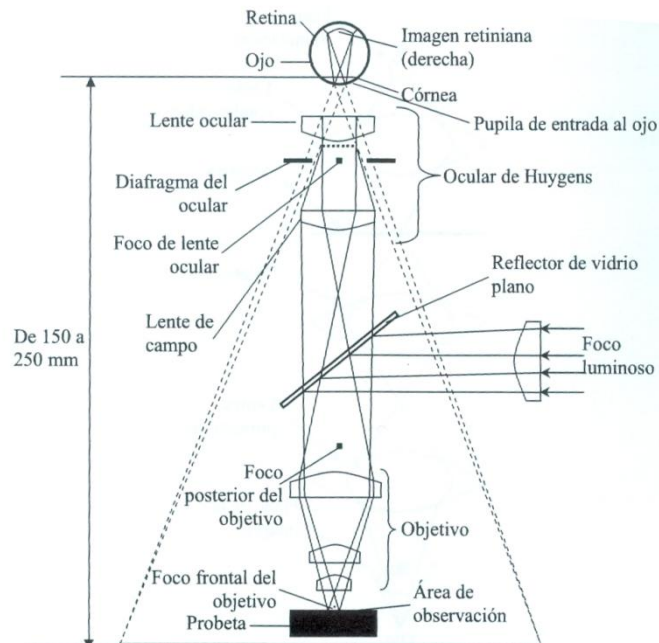


Esquema de un microscopio óptico de luz transmitida

En cualquier estudio de materiales, la forma correcta de proceder es empezar por el nivel macroscópico, antes de estudiar los detalles microscópicos, y utilizar, la microscopía óptica y electrónica no como técnicas competitivas, sino complementarias.

El microscopio óptico, puede ser de luz transmitida o luz reflejada. El primero se utiliza para aquellos materiales e los que se pueden realizar cortes de capas muy finas que dejan pasar la luz visible; en caso de materiales muy opacos se utiliza la luz reflejada.

El microscopio óptico de reflexión consiste en un haz paralelo de rayos procedentes de una fuente luminosa adecuada, que se refleja en un vidrio plano inclinado para que, a través del objetivo, alcance la probeta metalográfica. Una fracción de la luz incidente sobre la superficie de la probeta es reflejada por ella, y vuelve a pasar a través del objeto dando una imagen amplificada del área iluminada. La luz continua hacia arriba a través del reflector de vidrio plano y se amplifica una vez más al pasar por el sistema superior de lentes, denominado ocular. En los microscopios ópticos de transmisión, la luz se dirige a través de una lente condensadora a la muestra. La luz transmitida es amplificada por el objetivo y sistema ocular.



Esquema de un microscopio de luz reflejada. Microscopio metalográfico

El tamaño de la imagen depende de las distancias relativas a que se encuentran del objetivo la muestra y su imagen. La distancia a que tal imagen se forma del objetivo depende de la distancia focal del objetivo y, de la distancia del objeto con relación al punto focal frontal del objetivo. Si la imagen primaria producida por el objetivo se forma a una distancia adecuada, es posible que el ocular amplifique aún esa imagen en una cantidad proporcionada su aumento propio. Puesto que la distancia entre objetivo y ocular es fija y corresponde a la longitud mecánica del tubo del microscopio, el lograr que la imagen primaria se forme en la posición debida depende del ajuste de la distancia existente entre el plano objeto y el punto focal frontal del objetivo; este ajuste es el enfoque del microscopio.

La lente de campo forma sistema con el objetivo para originar una imagen primaria dentro de la distancia focal. Si la posición de esta imagen primaria es correcta, la lente ocular en la unión del sistema de lentes que forman el ojo humano produce una imagen real en la retina. La imagen formada en la retina no está invertida pero, debido a la forma en el que el sistema nervioso responde a las excitaciones de la retina, el observador tiene la conciencia de que tal imagen está invertida y se encuentra localizada en el espacio exterior a cierta distancia del ojo. Esta imagen en el espacio no existe y se denomina *imagen virtual*.

Sistemas iluminadores

El sistema iluminador tiene la finalidad de aumentar o disminuir la intensidad de iluminación que incide sobre la probeta. Se trabaja a intensidades de luz no muy elevadas para que exista un buen contraste de colores. Si se trabaja a elevadas intensidades de luz, la probeta pulida actuaría como un espejo y no se vería nada.

Hay dos métodos para iluminar las muestras metalúrgicas:

- Iluminación oblicua
- Iluminación vertical

Iluminación oblicua:

Se hace incidir la luz sobre la superficie del objetivo desde una o varias direcciones en un ángulo inferior a 90 grados. Estos rayos luminosos, cuando inciden sobre una superficie perfectamente lisa, se reflejan con la misma inclinación con relación a la perpendicular, por lo que no entran en la zona de microscopio y, por tanto, la superficie aparece oscura. Las irregularidades de la superficie reflejan la luz del objetivo, dando zonas o líneas brillantes sobre un fondo oscuro. Este sistema de iluminación es muy poco utilizado.

Iluminación vertical:

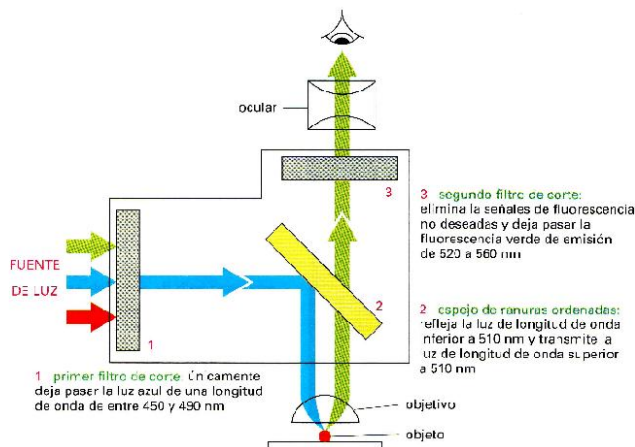
La mayoría de la microscopía se realiza con este tipo de iluminación. Sobre la superficie del objeto se hace incidir perpendicularmente un cono de luz, que es devuelto al microscopio por las partes lisas de la superficie de la muestra, pero que es desviado por las irregularidades. La imagen que se forma por este método es, respecto a la luz y la sombra, el “negativo” de la producida por la iluminación oblicua.

Para producir este tipo de iluminación, el cono de luz que se dirige al objeto para iluminarlo debe recorrer el mismo camino que el del caso reflejado, es decir, a lo largo del eje óptico del microscopio. Hay dos tipos iluminadores verticales de uso general: el prisma y el reflector de vidrio plano.

Fuentes luminosas

La fuente luminosa debe proporcionar una luz intensa, debido a la complejidad del recorrido de la luz en el microscopio y a las pérdidas que inevitablemente se producen. Las que se utilizan habitualmente son:

1. Lámparas de tungsteno de bajo voltaje
2. Lámparas de arco
3. Lámparas de vapor de mercurio a alta presión
4. Lámparas de luz puntual de espectro de emisión prácticamente continuo
5. Lámparas de cuarzo-yodo
6. Lámparas de Xenon



Objetivos

Los objetivos suelen ir montados en una pieza tipo revolver con cuatro a seis objetivos de distintos aumentos. La apertura numérica NA del objetivo es el parámetro fundamental (Abbe) y mide la capacidad del objetivo de captación de luz y es igual a:

$$NA = n \sin \alpha$$

donde n es el índice de refracción del medio entre muestra y objetivo (aire o aceite) y α es el semiángulo de los rayos de luz más oblicuos que entran por el objetivo con relación a la vertical. La NA máxima con aire es de 0,95 y está relacionada con el poder de resolución.



Ocular

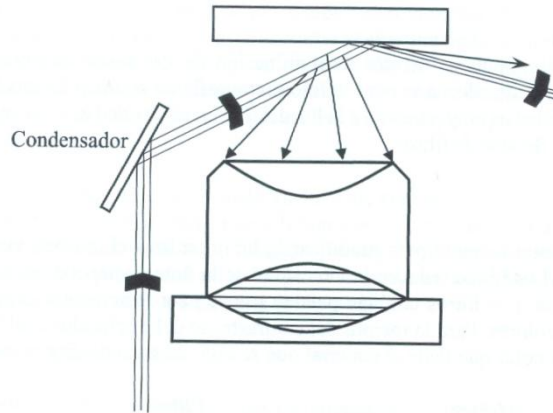
El ocular aumenta la imagen primaria producida por el objetivo y la hace visible como imagen virtual o la proyecta como imagen real como sucede en microfotografía. El ocular estándar proporciona un aumento de x10. El aumento global del microscopio se obtiene multiplicando el aumento del objetivo por el aumento del ocular:

$$M_{\text{microscopio}} = M_{\text{objetivo}} \times M_{\text{ocular}}$$

Formas de observación

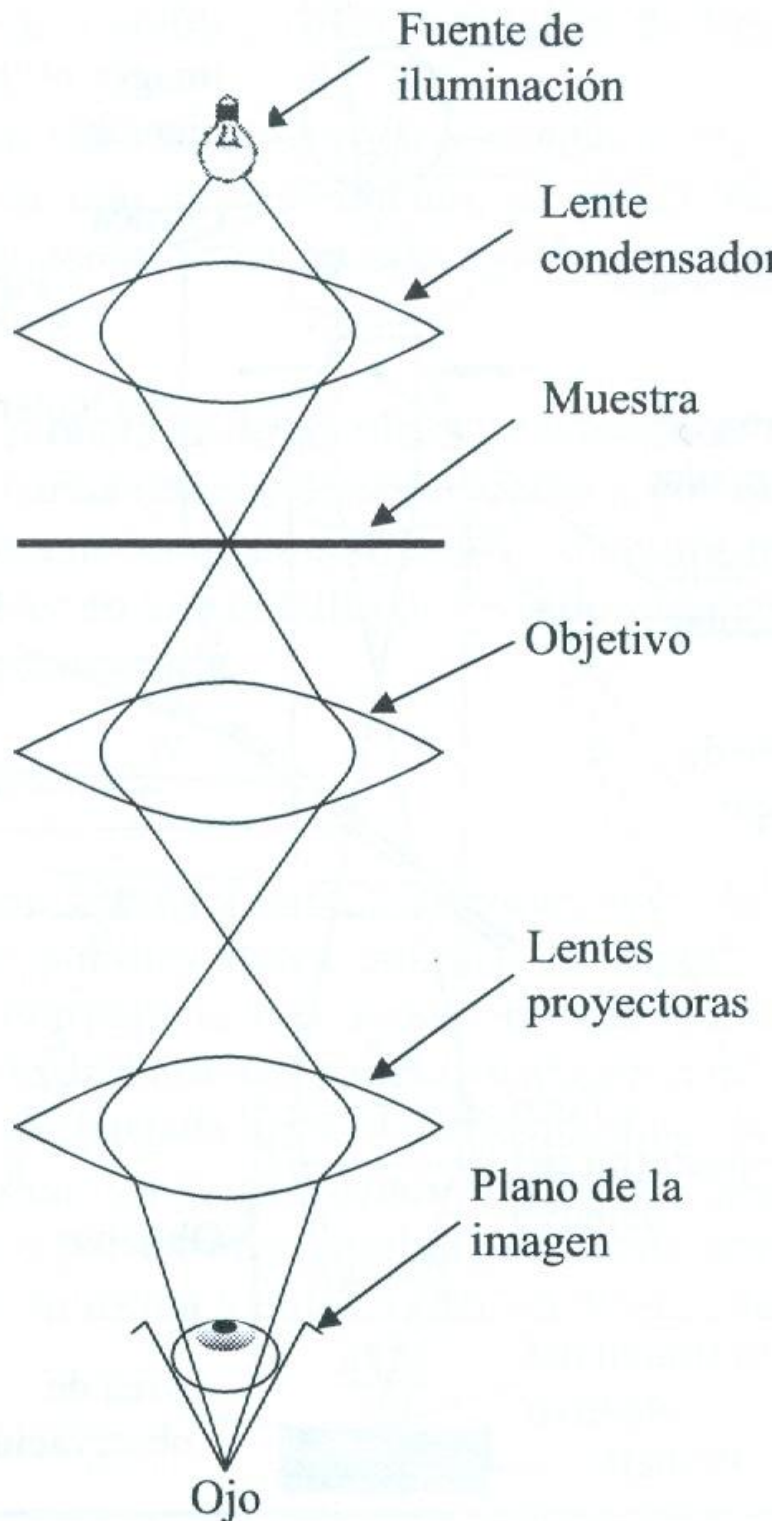
El contraste obtenido en la imagen es fundamental para aprovechar la capacidad de resolución de un objeto determinado. El contraste depende de la preparación de las muestras pero también de la óptica. Existen diferentes formas de observación de las cuales las principales son: campo claro-campo oscuro, luz polarizada y contraste por interferencia diferencial que aprovechan las diferencias de reflectividad para producir el contraste de imagen.

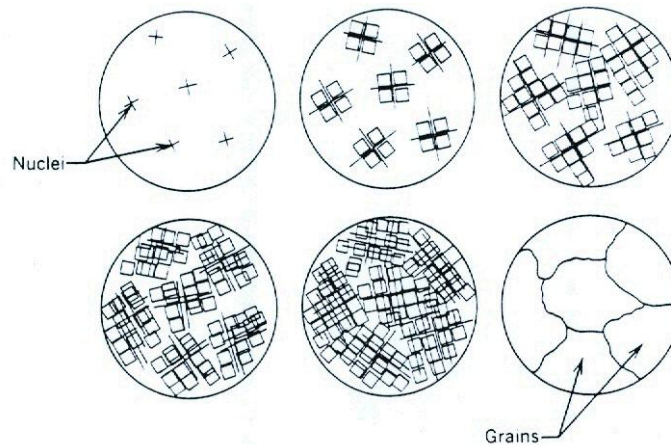
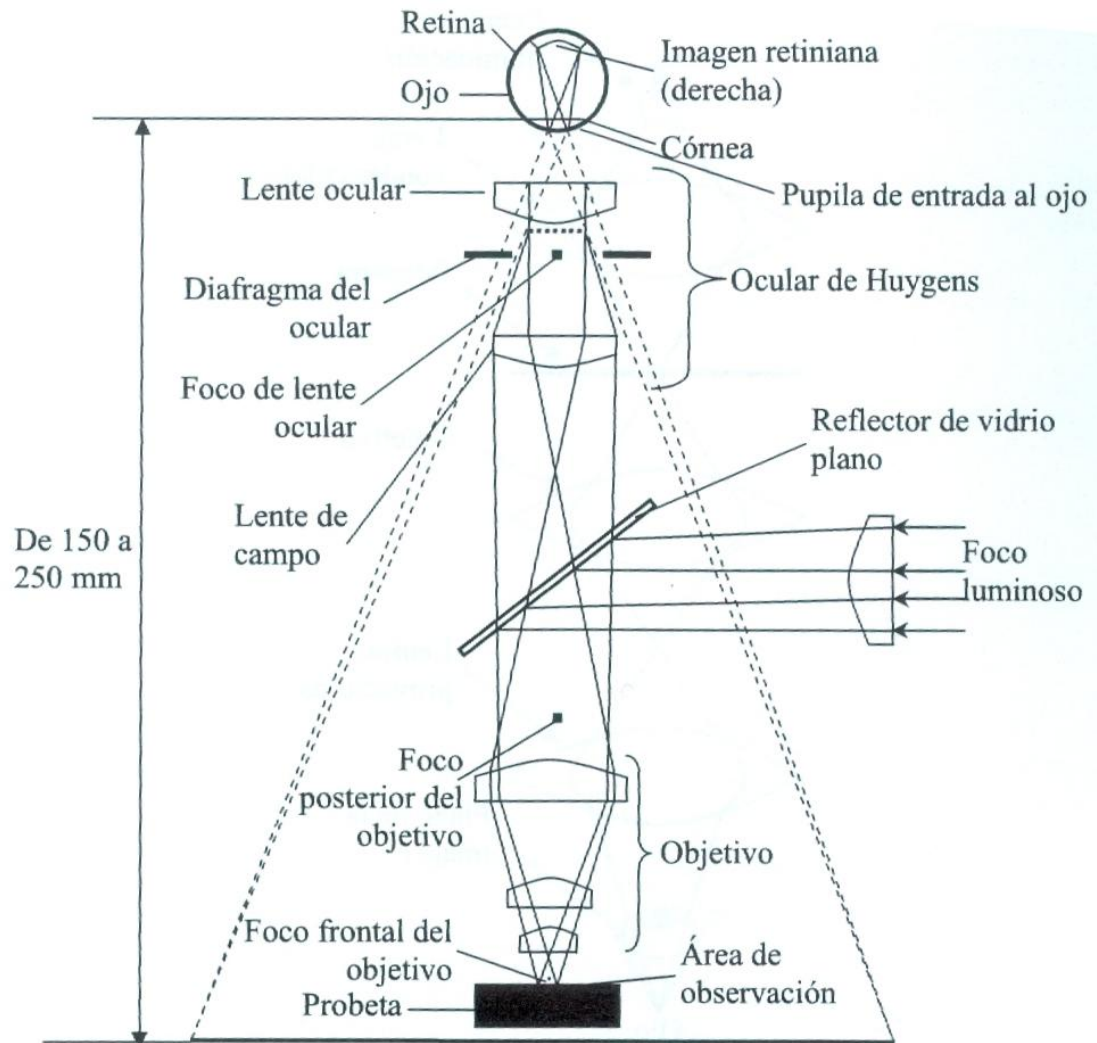
La técnica de observación **campo claro-campo oscuro** consiste en hacer incidir los rayos luminosos oblicuamente a la muestra, utilizando una lente adecuada. Estos rayos luminosos, al incidir sobre la superficie lisa, se reflejan con la misma inclinación con relación a la perpendicular, por lo que no entran en el tubo del microscopio y, por tanto, la superficie aparece oscura. Las irregularidades de la superficie reflejan la luz del objetivo, dando zonas brillantes sobre un fondo oscuro. Por tanto, la incidencia oblicua hace resaltar los relieves, teniendo en cuenta que la imagen es plana. En la siguiente figura se esquematiza el tipo de iluminación para el campo oscuro.



Los poros, las grietas, las rayas de desbaste o pulido y los límites de grano aparecen como zonas brillantes. También se pueden notar diferencias en los precipitados y en las inclusiones no metálicas. Puesto que el rayo luminoso pasa por un condensador y luego es rechazado, la intensidad es baja. El condensador reduce la apertura numérica y, por tanto, el poder de resolución.

Micro-óptica. Imágenes





2. ANTECEDENTES Y OBJETIVOS

El objeto del presente proyecto es la realización de un estudio sobre diferentes aleaciones ferrosas (aceros y fundiciones) y ligeras (de aluminio, en este caso) mediante el análisis en laboratorio de dos colecciones de probetas existentes en el Departamento de Ingeniería Mecánica, Energética y de Materiales de la Universidad Pública de Navarra.

Posteriormente, se elaborará una base de datos que recopile toda la información obtenida en la investigación para su empleo como guía de las prácticas de laboratorio de Metalurgia, Ciencia de Materiales y Tecnología de Materiales de los futuros estudiantes de Ingeniería.

DESCRIPCIÓN DEL PROYECTO

- **Magnitudes o características principales que definen el proyecto:**

Estudio y profundización en el conocimiento del hierro y el aluminio y sus respectivas aleaciones.

Desarrollo de las capacidades de investigación experimental a partir del manejo de las técnicas y equipos del laboratorio de Materiales.

Desarrollo de las capacidades de trabajo en equipo.

Restauración, actualización y mejora de las probetas que componen la colección de aleaciones de hierro de HEVA, S.A. Echevarría – Bilbao y la colección de aleaciones de aluminio de P.F. Dujardin & Co. – Düsseldorf, ambas disponibles en el laboratorio de Materiales del Departamento de Ingeniería Mecánica, Energética y de Materiales de la Universidad Pública de Navarra, completando, corrigiendo y ampliando la información que se recoge en cada una de las fichas técnicas de las diferentes probetas.

Colaboración con la actividad docente mediante la elaboración de una base de datos o dossier digital que recoja las conclusiones del estudio de investigación realizado, para su posible utilización práctica.

- **Estructura del proyecto:**

El proyecto constará de tres partes:

Una primera parte introductoria que tratará de forma teórica las características generales que presentan los materiales de hierro y de aluminio y sus diferentes aleaciones. Se detallará la clasificación de las diversas aleaciones en función de sus componentes, métodos de elaboración de las mismas, tratamientos posteriores (térmicos, mecánicos u otros) y las propiedades que presentan.

La segunda parte del proyecto consistirá en el análisis de una selección de probetas de aleaciones de hierro (aceros y fundiciones) de la colección HEVA, S.A. Echevarría – Bilbao así como de otra selección de la colección de P.F. Dujardin & Co. – Düsseldorf disponibles en el laboratorio de Materiales del Departamento de Ingeniería Mecánica, Energética y de Materiales de la Universidad Pública de Navarra. El análisis incluirá la restauración y puesta a punto de las muestras mediante diferentes técnicas de laboratorio para su posterior estudio y descripción detallada. De este modo, se pretende completar y mejorar el catálogo que recoge la ficha técnica de cada muestra de la colección.

Las probetas de la colección HEVA, S.A. Echevarría – Bilbao de aleaciones de hierro que voy a estudiar son las siguientes:

1. *Referencia 2:* C-10-Ferrita y Perlita.
2. *Referencia 6:* DM-Cementita Globular.
3. *Referencia 8:* D-Martensita.
4. *Referencia 10:* Perfor-Bainita Superior.
5. *Referencia 12:* C-10-Cementado.
6. *Referencia 13:* Carburos.
7. *Referencia 17:* Bandas.

Las probetas de la colección P.F. Dujardin & Co. – Düsseldorf de aleaciones de aluminio que voy a estudiar son las siguientes:

1. *Referencia 1:* Aluminio Puro (99.48% Al, 0.17% Si, 0.35% Fe).
2. *Referencia 5:* Aleación Aluminio-Magnesio AG5 (93.477 % Al, 5.86% Mg, 0.25% Fe y otros).
3. *Referencia 7:* Aleación Aluminio-Cobre-Magnesio AU4G (92.38% Al, 1.59% Mg, 4.45% Cu y otros).
4. *Referencia 9C:* Aleación Aluminio-Cobre-Magnesio para forja (3.5-5% Cu, 0.1-0.2% Mg, 0.4-0.8 Mn y otros).
5. *Referencia 11D:* Aleación Aluminio-Manganeso para forja (1.08 Mn, 0.3% Fe, 0.26% Mg, 0.22% Si y otros).
6. *Referencia 13:* Aleación Aluminio-Silicio para moldeo: (89.21% Al, 10% Si, 0.4% Mn, 0.39% Mg).
7. *Referencia 15:* Aleación Aluminio-Silicio para moldeo (86.42% Al, 12.95% Si y otros).
8. *Referencia 17:* Aleación Aluminio-Silicio para moldeo (9-11% Si y otros).
9. *Referencia 19:* Aleación Aluminio Silicio para moldeo (11% Si y otros).
10. *Referencia 21:* Aleación Aluminio Silicio para extrusión (11-13.5% Si y otros).
11. *Referencia 23:* Aleación aluminio Silicio para moldeo (10.01% Si, 1.59% Co, 1.36% Ni y otros).
12. *Referencia 25:* Aleación Aluminio-Cobre-Titanio para moldeo (4.82% Cu, 0.17% Ti y otros).

La tercera y última parte del proyecto será la elaboración de un dossier digital o base de datos que recoja todo el material teórico y las conclusiones prácticas obtenidas del estudio anterior y que sirva como guía para las prácticas de laboratorio en las diferentes asignaturas de Metalurgia, Ciencia de Materiales y Tecnología de Materiales de las titulaciones de Ingeniería de los nuevos planes de estudios de Grado.

- **Etapas de desarrollo:**

Se comenzará con el estudio del hierro y del aluminio, y sus respectivas aleaciones, a través de la consulta de todo el material bibliográfico a nuestra disposición.

A continuación, se abordarán las colecciones de probetas objeto de estudio a partir de la información que las acompaña actualmente, para familiarizarse con todo el material y las muestras. Posteriormente, se procederá al análisis de todas las probetas en los siguientes pasos:

- **Preparación de las muestras**

La superficie metálica que se va a observar microscópicamente ha de ser **plana** y estar **pulida**.

Desbaste (*grinding*)

Tras el corte de la pieza, ésta se suele encapsular para facilitar su manejo con resinas termoestables (bakelita) o termoplásticas (lucita) y es desbastada con lijas de mayor a menor finura de grano.

Pulido (*polishing*)

Una vez desbastada, se realiza el pulido final de la superficie con un polvo de alúmina o diamante en suspensión, de forma manual, con una pulidora de disco.

Ataque (*etching*)

Para revelar la microestructura: granos, juntas de grano, maclas, planos de deslizamiento y límites de fases, es necesario atacar químicamente la superficie con oxidantes que corroan la muestra de forma controlada y selectiva, creando una rugosidad superficial consecuencia de la microestructura del material.

- **Técnicas complementarias**

Microscopía

Cada muestra debidamente preparada se observará al microscopio óptico con diferentes aumentos de imagen (100x, 200x, 500x y 1000x), con el fin de poder describir con detalle su microestructura a través de los diversos campos claro-oscuros que ofrece la lente, revelando las distintas fases de la muestra. Eventualmente, si fuese preciso, se realizarán observaciones mediante microscopía

electrónica de barrido (SEM) para recoger información más detallada de las muestras.

Microfotografía

Para cada una de las probetas, se realizarán diferentes observaciones al microscopio y se obtendrán fotografías a color que se adjuntarán a la ficha técnica de cada muestra para ilustrar cuanta información se recoja de ella.

Pruebas de microdureza

Utilizando los microdurómetros existentes en el Laboratorio de Materiales se pueden determinar microdurezas, con objeto de comparar la dureza de las distintas fases que pudieran hallarse presentes. De este modo se pretende enriquecer la información sobre las propiedades mecánicas de las aleaciones a estudiar.

Digitalización y análisis de imagen

La *metalografía cuantitativa* necesita salida de vídeo desde el microscopio, digitalización de imagen y tratamiento con software de análisis de imagen, para determinar tamaños y distribución de granos, proporción y distribución de las distintas fases, porosidades, inclusiones, recubrimientos...

EQUIPOS QUE SE UTILIZARÁN PARA LA REALIZACIÓN DEL PROYECTO

- Lijadora
- Pulidora: PHOENIX BETA – BUEHLER 602486
- Electrolizador: ELECTROMET 4 – 280 W – BUEHLER
- Microscopio óptico: LABOVAL 4 – CARL ZEISS/JENA 069672
- Microdurómetro: MITUTOYO MICROWIZHARD
- Equipo de Análisis de Imagen: OLYMPUS BX 60M

3. DESARROLLO DEL TRABAJO

En los ensayos de tracción, fluencia, etc. descritos, podemos obtener unos índices de comportamiento del material que pueden ser aplicados tanto a:

- a) La selección del material.
- b) El cálculo de la pieza.
- c) El diagnóstico del comportamiento en servicio.

Sin embargo, aquellos ensayos macroestructurales no permiten justificar las causas del comportamiento del material, profundizar en las causas del deterioro o fallo. Se requieren herramientas de análisis de la constitución del material a niveles que requieren la observación a mayores resoluciones permitidas por el ojo humano, con el objetivo de encontrar las causas que justifican el comportamiento resistente de las piezas.

Los métodos de laboratorio para el análisis microestructural que se disponen, son:

- a) Análisis químico general del material.
- b) Análisis metalográfico, con observación por microscopio óptico o, alternativamente, por microscopio electrónico de barrido (MEB).
- c) Análisis químico de componentes microestructurales, bien por métodos químicos de fluorescencia de rayos X, o bien por energías dispersivas (EDS).
- d) Dureza y microdureza.
- e) Análisis de las estructuras cristalinas e identificación de fases por métodos de difracción de rayos X.

El objetivo principal es, por tanto, identificar la microestructura de los materiales y conocer las técnicas que lo facilitan, recordando los fundamentos de la estructura cristalina metálica, naturaleza y propiedades. Esta identificación comprenderá, de una parte, la de las propias redes cristalográficas, característica biunívoca de cada compuesto o fase simple, por las técnicas de difracción de rayos X y de otra parte, la identificación de las características resistentes intrínsecas de cada fase o compuesto a través de los ensayos de microdureza.

FUNDAMENTOS DE LA METALOGRAFIA Y MATERIALOGRAFIA

Un material metálico examinado a nivel de microscopía óptica o electrónica, menor de 5000 aumentos, no es un medio continuo sino un ensamblado de compuestos químicos, de tipo iónico, y fases, soluciones sólidas metálicas, que se asemeja a un empedrado rústico de

sillería. Puede definirse la Metalografía como la técnica que revela la organización espacial de fases y compuestos que conforman un material metálico.

A partir de su propia definición, la Metalografía puede resolver:

- a) Los diversos compuestos y fases.
- b) Las diferentes formas y tamaños que adoptan en la estructura.
- c) Las diversas configuraciones entre las fases y compuestos.

ANÁLISIS DE LA TÉCNICA METALGRÁFICA

Los ensayos metalográficos requieren la ejecución de las etapas siguientes:

- a) Selección de la muestra.
- b) Preparación de las probetas.
- c) Observación de las probetas.
- d) Tratamiento de la información.



La **SELECCION DE LA MUESTRA** reúne tanto su dimensionamiento como la ubicación de las probetas y es función del objetivo de la investigación o control de calidad. La muestra escogida debe satisfacer las condiciones de amplitud y representatividad estadística si corresponde a un control rutinario, la selección es por métodos aleatorios. Si, por el contrario, se investiga la causa de un fallo, la probeta debe ser tan próxima como se pueda a su hipotético origen. La probeta puede tener cualquier forma y dimensiones aunque tendrá que adecuarse con medios técnicos para facilitar su manipulación posterior.

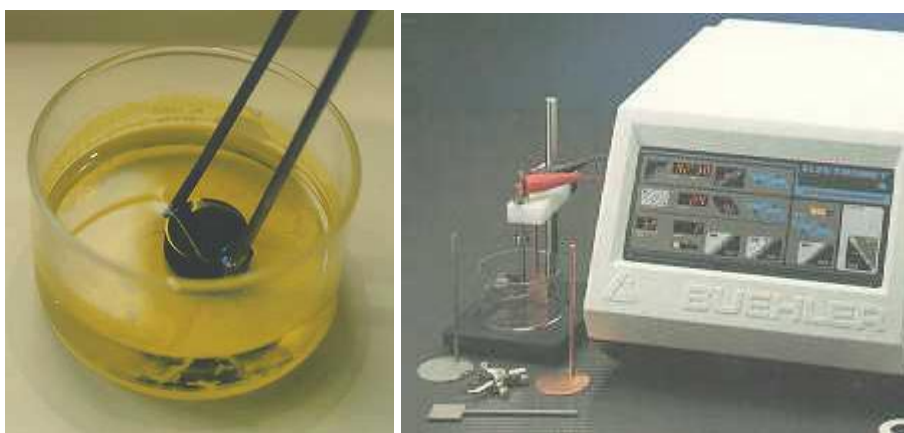
La **EXTRACCION DE LA PROBETA** desde la pieza, o producto a ensayar, se realiza mediante corte, manual o con equipo especializado, tronzadora. En cualquier caso debe evitarse cualquier posible calentamiento pues podría modificar el estado del material a ensayar.



La etapa de **PREPARACION DE LA PROBETA** corresponde a un proceso de trabajo ejecutado sobre la misma, que ha de permitir la observación de las peculiaridades de la estructura investigada, por medio del microscopio.



Existen dos modos principales de preparación: a) por vía química y b) por vía electrolítica. Ambos métodos serán desarrollados minuciosamente en las experiencias de esta unidad. En ambos casos puede requerirse el montaje de la probeta metálica sobre un soporte plástico, conseguido por proceso de embutición a baja temperatura en una prensa hidráulica.



La etapa de **OBSERVACION MICROSCOPICA** corresponde al análisis propiamente dicho de la imagen resuelta bien en el microscopio óptico metalúrgico o bien en el electrónico de barrido.

EL MICROSCOPIO OPTICO METALURGICO

En comparación con uno de tipo biológico, el microscopio metalúrgico difiere en la manera en que la muestra es iluminada. Como una muestra metalográfica es opaca a la luz, la misma debe ser iluminada por luz reflejada. Como se observa en la figura 3.6, un haz de luz horizontal, de alguna fuente de luz, es reflejado por medio de un reflector de vidrio plano, hacia abajo a través del objetivo del microscopio sobre la superficie de la muestra.



Un poco de esta luz incidente reflejada desde la superficie de la muestra se amplificará al pasar a través del sistema inferior de lentes, el objetivo, y continuará hacia arriba a través del reflector de vidrio plano; luego, una vez más lo amplificará el sistema superior de lentes, el ocular.

a) **AUMENTOS.** Se denomina aumento del microscopio (A_m) a la relación sobre el tamaño de la imagen y el del objetivo.

$$A_m = (D_1/D_2) M_1 M_2 \quad (3.1)$$

en donde:

D_1 = distancia entre el ocular y la pantalla de protección,

D_2 = distancia entre el ocular y objetivo,

M_1 = aumento propio del ocular,

M_2 = aumento propio del objetivo,

b) **PODER DE RESOLUCION.** Se define como la capacidad de un objetivo para producir imágenes separadas y distintas de dos detalles del objeto muy próximos. Es función directa de la longitud de onda, λ , de la luz incidente e inversa del índice de refracción del medio, n , y del ángulo de semiapertura de la lente objetivo, u . Para el caso de haz incidente ancho paralelo en el objeto, se cumple la expresión:

$$d = \lambda / 2 n u \quad (3.2)$$

en donde las unidades de d son las mismas que las de λ .

En la microscopía óptica suele emplearse tipos de iluminación distintos de la luz blanca, y aunque no aportan mayor resolución si permiten facilitar la separación de los incidentes observables. Citamos entre ellos:

- Campo oscuro.
- Luz polarizada.
- Técnica de Nomarsky.

c) **PROFUNDIDAD DE CAMPO, e ,** también denominada penetración o resolución vertical del objetivo, es la capacidad de dar imágenes nítidamente enfocadas, cuando la superficie del objeto no es completamente plana. La profundidad de campo es inversamente proporcional a los aumentos propios del objetivo, M_2 , al índice de refracción, n , del medio y al ángulo de semiapertura del objetivo, u , es decir:

$$e = f (1 / M_2 n u) \quad (3.3)$$

MICROSCOPIO ELECTRONICO DE BARRIDO (MEB)

El microscopio electrónico puede aumentar el poder de resolución utilizando la onda asociada al haz corpuscular homocinético producido por los electrones acelerados en un campo eléctrico, cuya longitud de onda viene expresada por $\lambda = h/mv$, siendo h la constante de Planck, m la masa del electrón, y v la velocidad del mismo.

El valor de λ varía con la tensión de aceleración electrónica aplicada. Para una tensión de 50 KV, este valor es de 0.055 Å; para una tensión de 100 KV es de 0.0387 Å, y cuando la tensión es de 106 voltios, caso excepcional, $\lambda = 0.0123$ Å.

Para casos extremos de la microscopía óptica, donde $n = 1.9$, $\lambda = 4000$ Å y $u = 72^\circ$, llegamos a un poder de resolución máximo del orden de 0.15 micras. En microscopía electrónica, el poder de resolución puede alcanzar actualmente 5 e incluso 3 Å, aunque viene limitado por el pequeño valor de la abertura del microscopio. Esta débil abertura proporciona al microscopio electrónico una gran profundidad de campo, que es otra de sus ventajas frente al óptico.

Existen diferentes tipos de microscopios electrónicos, entre los que destacamos el de transmisión, TEM, y el de barrido o scanning, MEB, SEM. En el microscopio de transmisión, el haz electrónico debe atravesar la probeta a examen, lo que no es posible en las probetas metálicas normales. Por contra, en el microscopio de barrido, usado en metalografía, la imagen es reconstruida, punto por punto, sobre la pantalla de un oscilógrafo catódico, mientras el objeto es barrido sincrónicamente por una sonda electrónica fina, con un diámetro entre los 1000 y 100 Å.



EXPERIENCIA SOBRE LA PREPARACION MATERIALOGRAFICA

Objetivo de la experiencia

Conocer y aprender la técnica y medios necesarios para la preparación de muestras de material, de forma que su estructura sea observable al microscopio.

Descripción del proceso operatorio

1 - Realizar la embutición de cada probeta metálica en resina de polimetilmetacrilato, mediante la prensa de embutición metalográfica, y por calentamiento hasta temperaturas de 150°C.

2 - Efectuar el pulido mecánico mediante hojas de esmeril y polvo abrasivo cerámico, alúmina o pasta de diamante, observando las indicaciones siguientes:

- Aplicar los sucesivos grados de esmeril en orden a disminuir el grado de rayado.
- Aplicar las diferentes pasadas en dirección normal a las anteriores, lo que facilitará la disminución del rayado.
- Aplicar agua en el lijado, a fin de evitar elevaciones de temperaturas puntuales.
- Controlar la presión aplicada a fin de no incidir en elevaciones de temperaturas que modifiquen el estado de acritud de la aleación o metal.
- Ultimar la preparación mediante pulido con pasta de diamante o alúmina, de fina granulometría, hasta conseguir el pulido espejo.

3 - Observar detenidamente las probetas por microscopía óptica y fotografiar los aspectos más sobresalientes.

4 - Atacar cada probeta con los reactivos y tiempos indicados en el anexo A.

5 - Observar detenidamente las probetas ensayadas por microscopía óptica. Efectuar fotografías de las partes más representativas, empleando las siguientes técnicas de iluminación:

- a) Campo claro.
- b) Campo oscuro.
- c) Luz polarizada.
- d) Contraste interferencial de Nomarsky.

6 - Observar estas mismas muestras mediante microscopía electrónica de barrido, obteniendo igualmente el registro gráfico de las mismas.



Dibujar el aspecto de las muestras en estado de pulido, indicando la forma y distribución de las inclusiones no metálicas (véase patrones de inclusiones tipo sulfuros y tipo alúmina, en el anexo B)

Dibujar el aspecto de las muestras tras el ataque químico, indicando las distintas fases o tipos de granos observados. (véase distintos reactivos químicos de ataque en los anexos A1 y A2)

EXPERIENCIA SOBRE LA DETERMINACION DEL TAMAÑO DE GRANO

Objetivo de la experiencia

Conocer y aplicar la técnica de comparación con patrones para la determinación del tamaño de grano según la norma española. (véase los croquis de los patrones normalizados en el anexo C)

DETERMINACION DE LAS ESTRUCTURAS CRISTALINAS

Las estructuras cristalinas pueden identificarse por medio de la aplicación de las técnicas de difracción de rayos X. Estas se fundamentan en los fenómenos que aparecen cuando un haz de rayos X de una determinada longitud de onda λ inciden en una estructura cristalina. La difracción debida a la dispersión de Thomson producirá una fuerte reflexión en un ángulo que debe satisfacer la ley de Bragg.

METODO OPERATORIO. DIFRACTOMETRO DE RAYOS X

El difractómetro de rayos X es el instrumento que permite la identificación de las estructuras cristalinas, fundamentado en la difracción según Bragg.

En esencia consta de una fuente de radiación $K\alpha$ monocromática, frecuentemente $Cu\ K\alpha$ cuya longitud de onda es $\lambda = 1.541\ \text{\AA}$, un portaprobetas móvil con ángulo variable, 2θ , y un contador de radiación X, Geiger, asociado al portamuestras que contabiliza la intensidad del haz difractado, en cuentas por segundo, cuando forma un ángulo 2θ con la muestra y cumple con las condiciones de reflexión. El mecanismo de desplazamiento del contador está

conectado al de desplazamiento de la muestra a doble velocidad. La figura 3.11 muestra esta disposición básica.

La técnica de difracción de rayos X es útil para determinar las estructuras cristalinas características usando diversas radiaciones monocromáticas λ_i , o para resolver el problema inverso, es decir, la identificación de sólidos cristalinos. Esto es fácil cuando se dispone de una colección de los espectros característicos de cada fase monocristalina, pues existe una relación biunívoca entre espectros característicos y fases.

CARACTERIZACION RESISTENTE DE LAS ESTRUCTURAS CRISTALINAS

Con el fin de caracterizar el comportamiento de las estructuras cristalinas, debemos recurrir, de forma similar a como se realizaba en la Unidad anterior, al ensayo de microdureza. Este ensayo se diferencia de todos los estudiados en la unidad anterior en la magnitud de la superficie afectada por el ensayo. En efecto los ensayos de dureza Brinell, Vickers, Rockwell o Shore afectan usualmente a la superficie ocupada por varios granos o compuestos. Por contra, el ensayo de microdureza puede afectar sólo a un grano monofásico, o compuesto homogéneo. En cualquier caso, si la huella ha afectado a uno o varios granos es una cuestión que queda despejada en el proceso de medición de la huella y comprobación de su ubicación.



El ensayo se inicia, localizando con el objetivo del microscopio la zona donde se desea aplicar la carga y medir la microdureza. Una vez seleccionada esta zona, se sustituye el objetivo por una pieza que sostiene el penetrador, coincidiendo el eje de la pirámide del mismo con el eje óptico del microscopio. La carga se aplica durante un tiempo dado, eliminándose a continuación y sustituyendo de nuevo el penetrador por el objetivo micrométrico para poder medir las diagonales de la huella piramidal marcada sobre el metal.

El cálculo de la microdureza se realiza de manera similar a la dureza Vickers, mediante la expresión:

$$HV = 1854.4 P/d^2 \quad (3.6)$$

estando P expresado en gramos y d en micras. La selección de la carga a aplicar se realiza con los mismos criterios apuntados para la dureza. Las cargas varían desde 15 g a 1000 g y se aplican con una velocidad mínima, manteniéndose durante unos 30 segundos.

El ensayo de microdureza es muy útil para caracterizar, por resistencia, las distintas fases o compuestos que aparecen en la microestructura. **El campo de aplicación es idéntico al asignado a los ensayos de dureza Brinell, Rockwell o Vickers: materiales metálicos de durezas diversas.**

METODOLOGIA DEL ENSAYO DE MICRODUREZA

La metodología para el análisis y caracterización resistente de las diversas estructuras cristalinas, es el siguiente:

- 1 - Aplicar el ensayo de microdureza sobre una superficie pulida y tratada en la que se observa la microestructura.
- 2 - Seleccionar sólo las huellas que queden en el interior de los granos. *Cada grano corresponde a una estructura cristalina determinada. Huellas que incluyan un borde de grano pueden estar midiendo la resistencia ponderada de dos estructuras cristalinas diferentes.*
- 3 - Determinar la media de las durezas con niveles similares. Esto muestra la diferencia de resistencia entre las diferentes estructuras cristalinas existentes en el material. *Los granos monofásicos, monocristales, pueden diferenciarse por medio de su respuesta en microdureza.*

DISCRIMINACION DE FASES MEDIANTE MEDIDAS DE MICRODUREZA

Objetivo de la experiencia

Conocer las aplicaciones del microdurómetro para la caracterización de propiedades mecánicas en pequeñas regiones del material.

4. RECOPIACIÓN Y PRESENTACIÓN DE RESULTADOS: MANUAL DE PRÁCTICAS

A continuación se recopilan y presentan los resultados y conclusiones de las probetas, lo cual constituye el cuerpo del manual de prácticas para el estudio metalográfico de las aleaciones en base a las colecciones HEVA, S.A. ECHEVARRÍA (hierro) y P.F. DUJARDIN & CO. (aluminio), disponibles en el laboratorio de Materiales del Departamento de Ingeniería Mecánica de la Universidad Pública de Navarra.

I. ALEACIONES DE HIERRO

Fichas técnicas

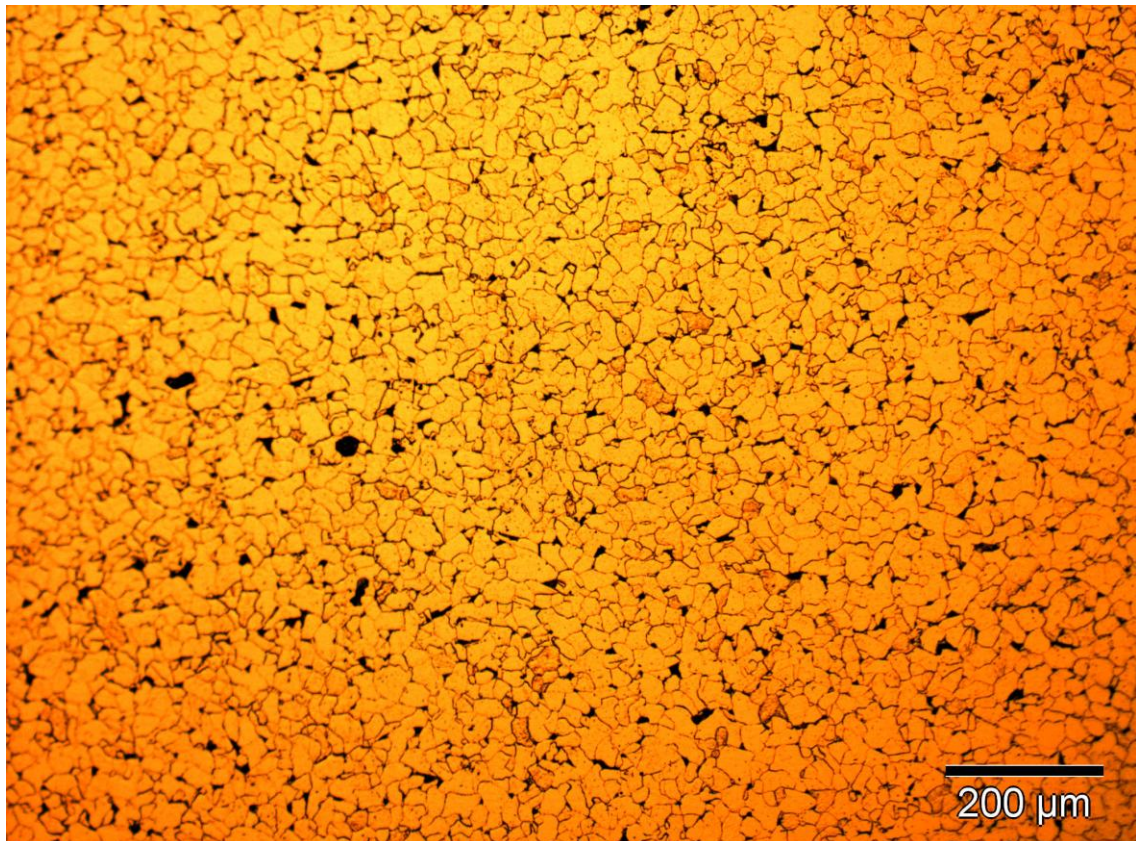
Colección de probetas

HEVA, S.A. ECHEVARRÍA – Bilbao

(Selección A)

-- PROBETA nº 2 --

Acero C-10 HEVA



Estructura	Granos de ferrita (dorados) y de perlita (negros).				
Acero	C-10 HEVA.				
Composición	C=0,10%	Mn=0,30%	Si=0,26%	P=0,012%	S=0,013%
Ataque	Con picral al 5% durante 10 segundos.				
Dureza 124 HV (141 HV)	<u>Microdurómetro</u>		<u>Measure vickers indentations</u>		
	\sum ferrita = 114 HV \sum perlita = 168 HV		\sum ferrita = 124 HV \sum perlita = 152 HV		
Estado	Bruto de laminación. Sección transversal de un cilindro de 25 mm de diámetro.				

La microfotografía nº 2 corresponde a un acero de 0,10% de carbono en bruto de laminación. Se pueden observar granos blancos de ferrita y entre ellos aparecen algunos granos negros de perlita (muy pocos).

La ferrita es hierro alfa, o sea hierro casi puro, que puede contener en solución pequeñas cantidades de silicio, fósforo y otras impurezas. En los aceros aleados, suelen formar solución sólida con la ferrita o hierro alfa, el níquel, manganeso, cobre, silicio etc.

El hierro alfa cristaliza en el sistema cúbico de cuerpo centrado, estando el cubo elemental formado por 8 átomos, situados en los vértices y uno en el centro. El parámetro del cubo elemental formado por sus átomos es de 2,85 Å. La ferrita tiene aproximadamente una resistencia a la tracción de 28 kg/mm², 35% de alargamiento y una dureza de 90 unidades Brinell. Es el más blando de todos los constituyentes del acero y es muy dúctil y maleable. La ferrita es magnética.

Los reactivos habituales, ácido nítrico (al 1, 3 y 5%), ácido pícrico y reactivo de Benedicks, no colorean a la ferrita, destacando únicamente en, los aceros de muy bajo contenido de carbono, la unión de los granos, en forma de líneas negras, de contornos suaves e irregulares. Un ataque prolongado sombrea ligeramente los cristales y pone en evidencia su desigual orientación. A menudo las impurezas solubles en la ferrita, dan lugar también a una desigual coloración de los cristales.

Restauración y observación

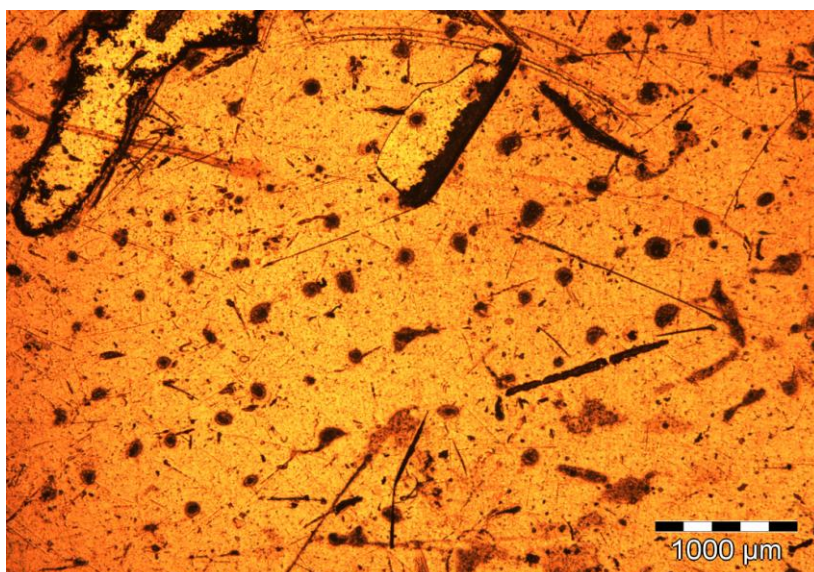


Imagen 1

Acero C-10 Heva X25 antes del proceso de restauración.

Como puede observarse, la superficie presenta multitud de rayas, suciedad e imperfecciones.

La microestructura no es apreciable.

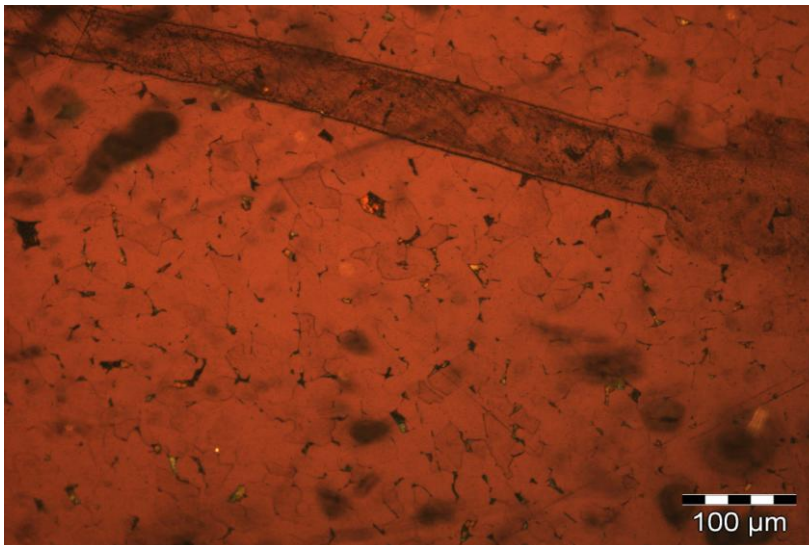


Imagen 2

Acero C-10 Heva X200 antes del proceso de restauración.

A esta escala, se puede intuir los contornos de los granos de ferrita y algunos granos más oscuros de ferrita.

Las imperfecciones sobre la superficie son notables y dificultan el campo de visión.

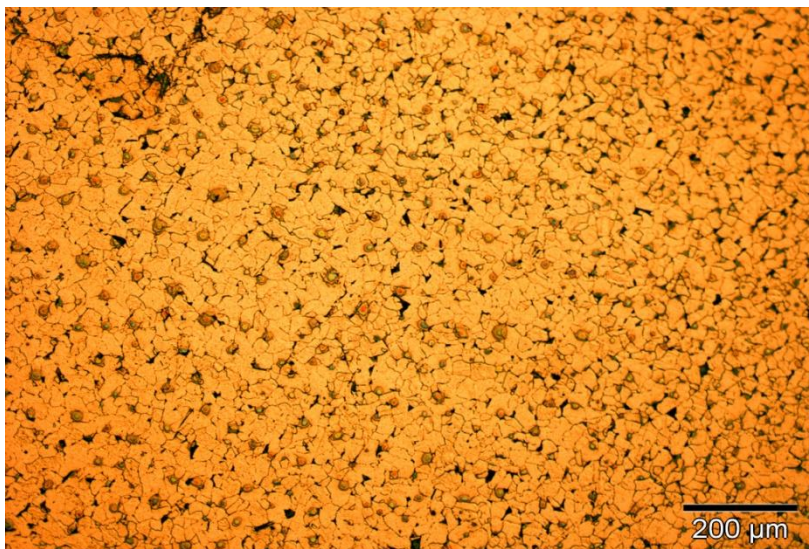


Imagen 3

Acero C-10 Heva X100 tras el proceso de restauración.

Una vez realizado el proceso de desbaste y pulido, se ha procedido al ataque químico con nital al 5 %. En esta microfotografía el ataque se ha realizado durante 3 segundos.

Las dos fases presentes se ven con más nitidez.

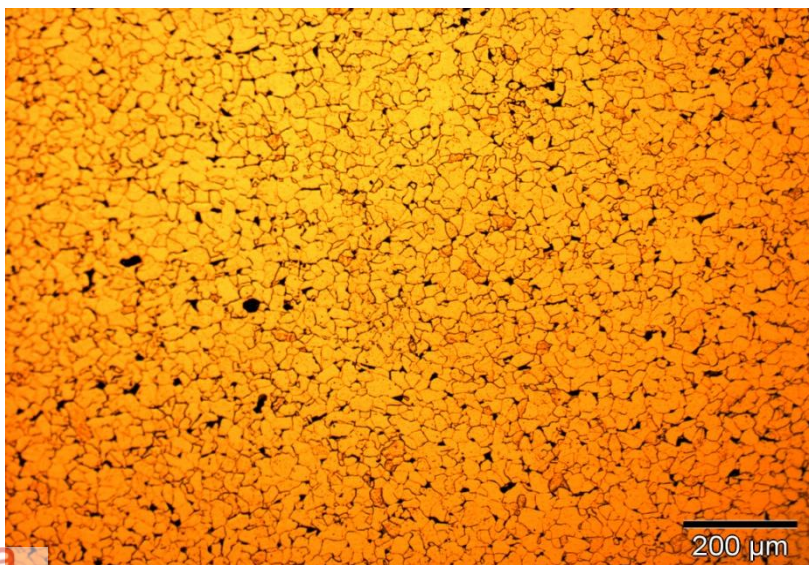


Imagen 4

Acero C-10 Heva X100 tras el proceso de restauración.

En esta microestructura se puede observar perfectamente granos amarillos de ferrita y entre ellos aparecen algunos granos negros de perlita.

Corresponde a un ataque de 10 segundos con nital al 5 %.

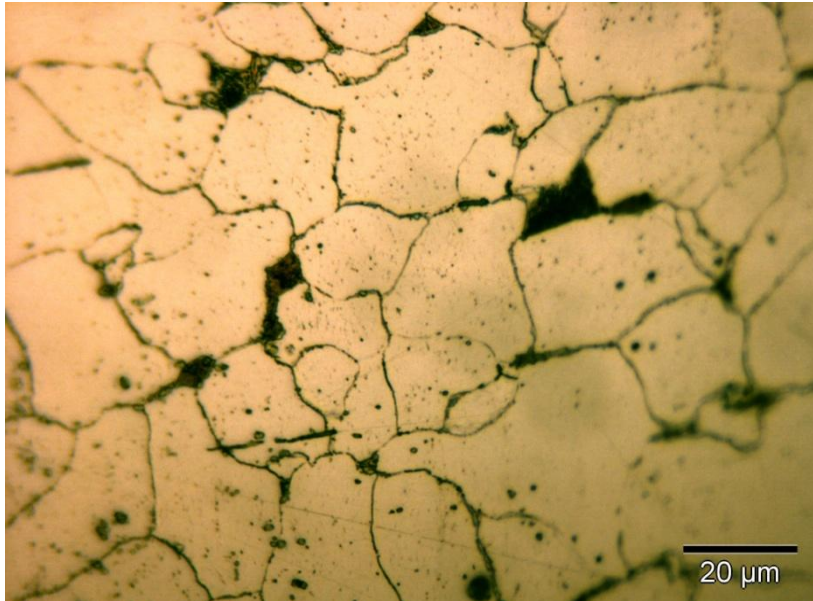


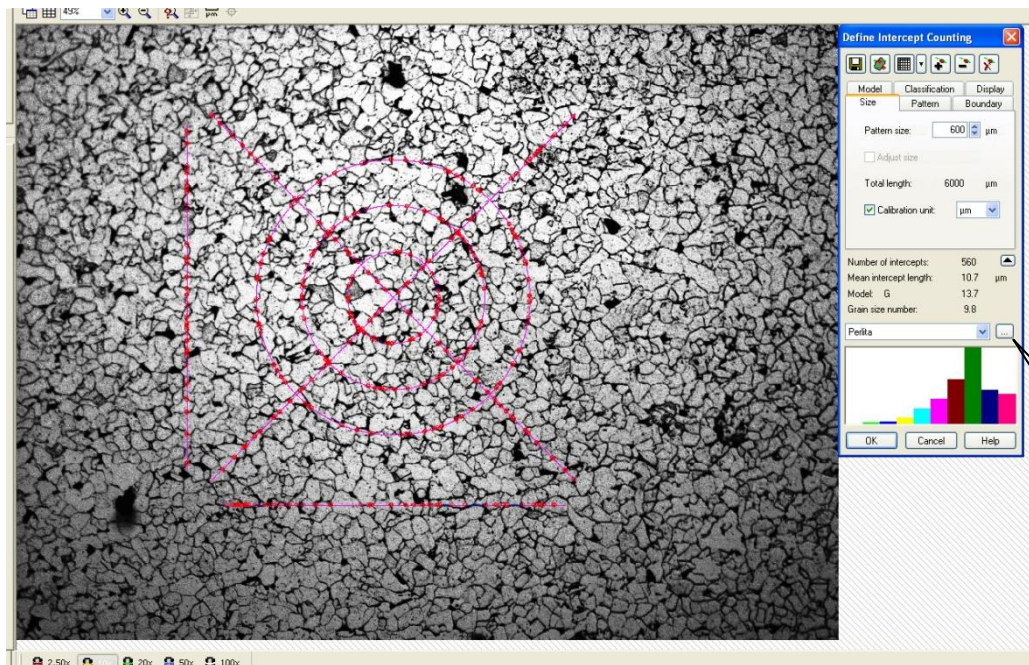
Imagen 5

Acero C-10 Heva X1000 tras el proceso de restauración.

En esta imagen detallada se observan perfectamente los bordes de los granos de ferrita y perlita, en formas de líneas negras de contornos suaves e irregulares.

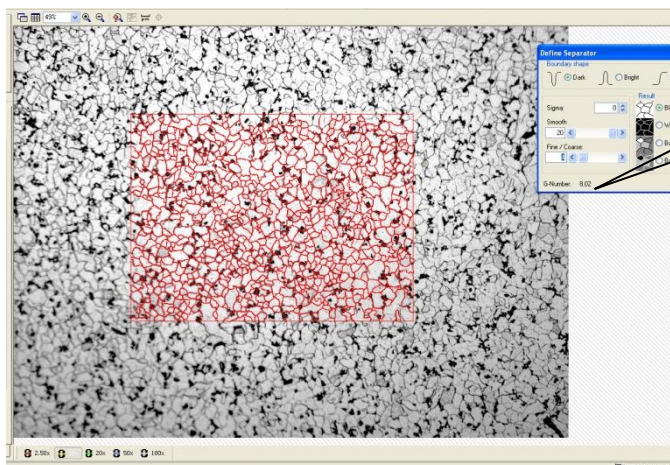
Las impurezas son evidentes dentro de los granos de ferrita y corresponden a Mn y Si en mayor parte.

MEDICIÓN DEL TAMAÑO DE GRANO Y ANÁLISIS DE FASE

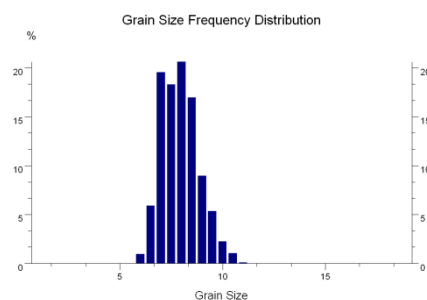


**GRAIN SIZE
NUMBER:
9.8**

Método del segmento interceptado (x100)

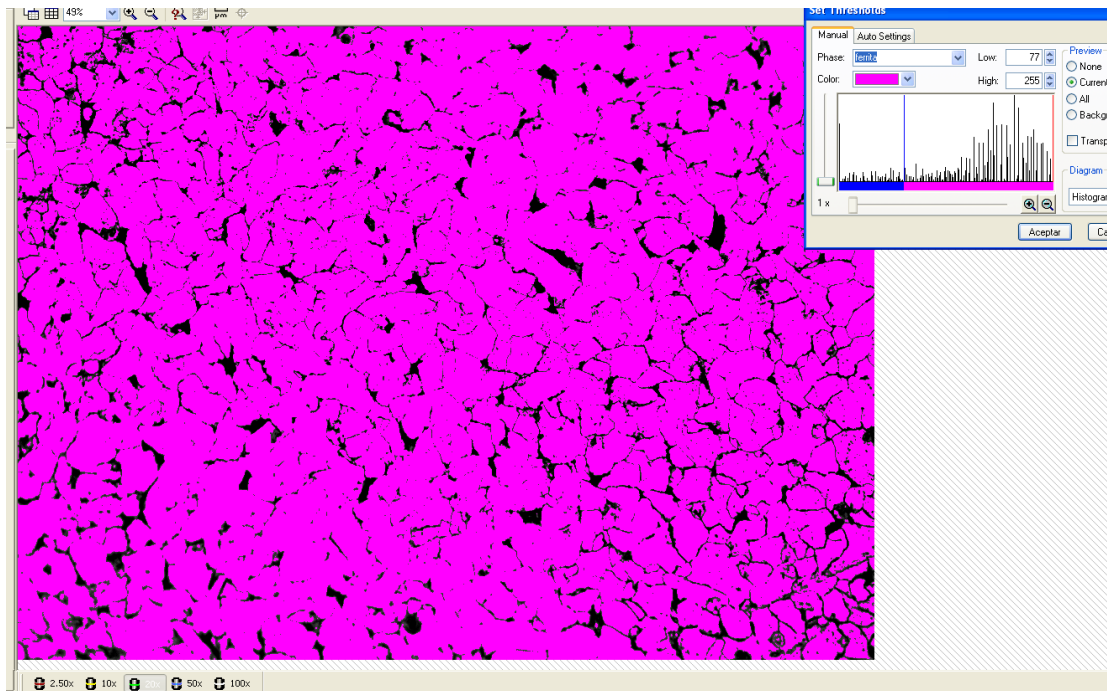


**GRAIN SIZE
NUMBER:
8,02**



Método planimétrico (x100)

Se puede observar una diferencia de medición en el tamaño de grano. Esto es debido a que el método de intercepción es menos preciso, como resultado de la aleatoriedad de los puntos de intercepción que nos da, y muestra un tamaño de grano menor. Con el método planimétrico, podemos ajustar bien las geometrías de los granos y nos da un G-Size= 8 (ASTM).



Análisis de fases de la muestra X200

Perlita: 0 - 76	Area	ferrita: 77 - 255	Area
μm^2	%	μm^2	%
47222,22	12,35	335028,95	87,65

Perlita: 0 - 60	Area	ferrita: 61 - 255	Area
μm^2	%	μm^2	%
49173,99	12,86	333077,18	87,14

Tras realizar el análisis de fases en dos zonas diferentes de la muestra de acero C-10 Heva con X200, observamos que el porcentaje de perlita y ferrita que nos da el programa de análisis de imagen es similar al que obtenemos al realizar la regla de la palanca con la cantidad de carbono contenida en el acero.

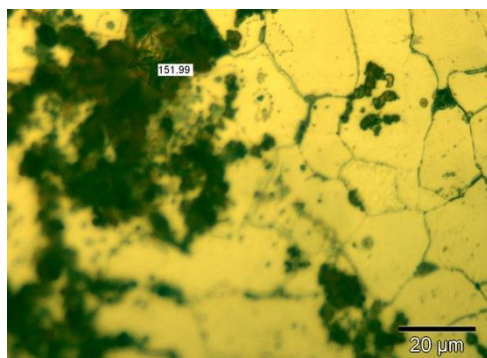
La regla de la palanca se realiza de la siguiente manera:

$$\frac{0,77 - 0,1}{0,77} \times 100 = 87 \% \text{ (ferrita)} \rightarrow 13 \% \text{ (perlita eutectoide)}$$

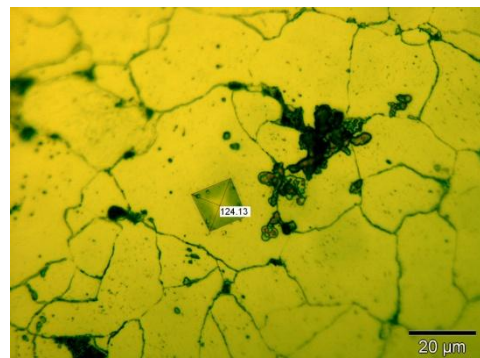
Siendo 0,1 % el porcentaje de carbono que contiene este acero y el 0,77 % el porcentaje de carbono de la perlita= mezcla eutectoide de ferrita (88,6%) y cementita (Fe_3C , 11,4%).

Dureza

Una vez obtenidas 5 medidas de dureza con el microdurómetro, en zonas equidistantes de la muestra, el siguiente paso ha sido medir las huellas indentadas con el programa de análisis de imagen.



Dureza en perlita (X1000)



Dureza en ferrita (X1000)

Dureza	<u>Microdurómetro</u>	<u>Measure vickers indentations</u>
124 HV (141 HV)	\sum ferrita = 114 HV \sum perlita = 168 HV	\sum ferrita = 124 HV \sum perlita = 152 HV

La diferencia de durezas obtenidas en ambos métodos se debe a que la precisión con la que podemos medir las diagonales de las huellas con el microdurómetro no es relativamente buena, y una pequeña variación del tamaño de estas conlleva una diferencia en la dureza considerable. Por ello, la precisión de la dureza es mayor al medir las indentaciones con el programa de análisis de imagen, ya que se pueden realizar diferentes aumentos; además, las líneas de medición son más exactas.

También por otra parte hay que resaltar que las huellas obtenidas son muy pequeñas al realizar las indentaciones con 20 g de carga, para no estropear la zona de observación. Con una mayor carga se obtienen unos resultados algo más acotados.

OTRAS PROPIEDADES MECÁNICAS

La **dureza aproximada** obtenida con el porcentaje de fases en la muestra y asignando los valores promedio de dureza obtenidos con ambos métodos de medida nos da:

$$\begin{aligned} \% \text{ ferrita} \times 114 + \% \text{ perlita} \times 168 &= \frac{87}{100} \times 114 + \frac{13}{100} \times 168 = 121,02 \text{ HV} \\ \% \text{ ferrita} \times 124 + \% \text{ perlita} \times 152 &= \frac{87}{100} \times 124 + \frac{13}{100} \times 152 = 127,64 \text{ HV} \end{aligned}$$

$$\Sigma 124,33 \text{ HV}$$

La **resistencia a la tracción** aproximada de este acero la obtenemos con la siguiente expresión:

$$\sigma_R = \frac{\text{Dureza(HV)}}{3} = \frac{124,33}{3} = 41,44 \text{ HV}$$

La **resistencia a la fatiga** y el **límite elástico** los podemos aproximar como:

$$\sigma_F = \frac{\text{tracción}}{2} = 20,72 \text{ HV} \quad \sigma_Y = 3,3 \times \text{HV} = 410,3 \text{ MPa}$$

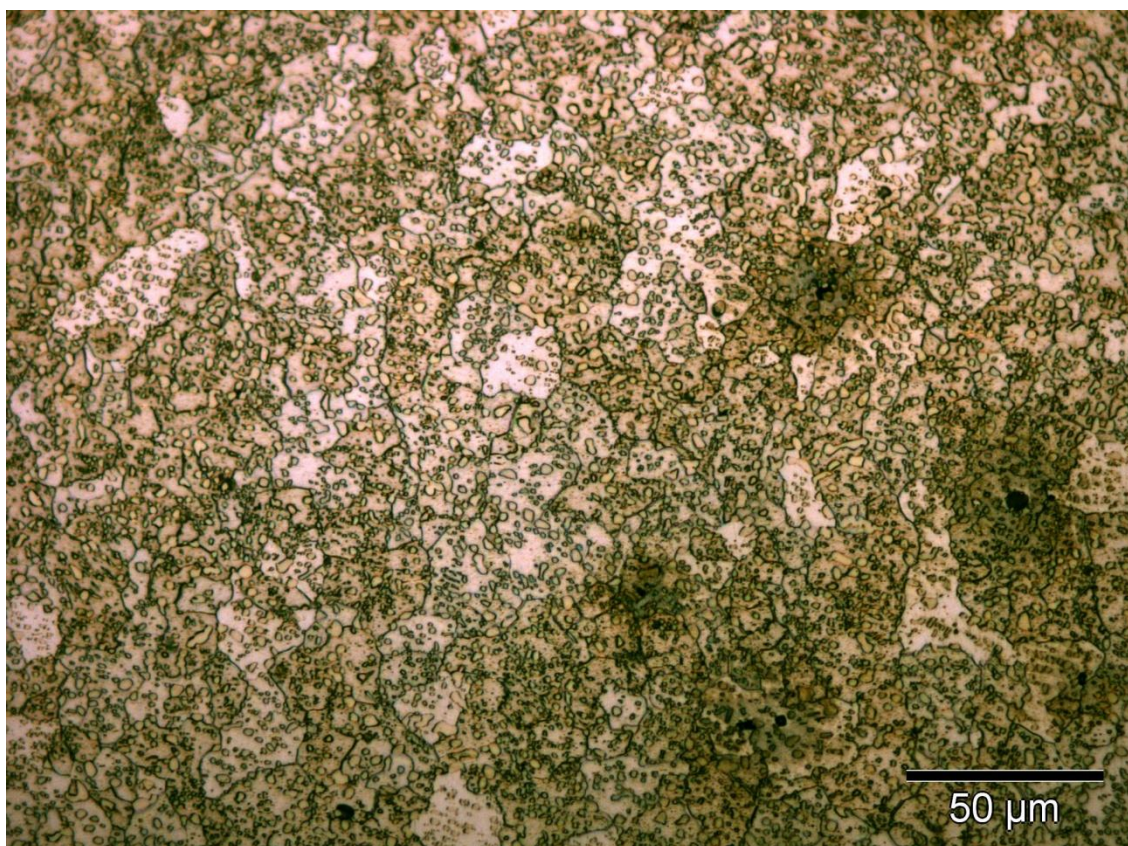
La cantidad de **granos por pulgada** de la probeta lo obtenemos con la siguiente expresión, siendo n el tamaño de grano obtenido con el método planimétrico:

$$2^{n-1} = 2^{8-1} = 128 \text{ granos/ pulgada}^2$$

Dureza aprox.(HV)	σ_R (HV)	σ_F (HV)	σ_Y (MPa)	Granos / in ²
124,33	41,44	20,72	410,3	128

-- PROBETA nº 6 --

Acero D.M. HEVA



Estructura	Glóbulos de cementita sobre un fondo de ferrita				
Acero	D.M. HEVA.				
Composición	C=1,30%	Mn=0,30%	Si=0,12%	P=0,007%	S=0,012%
Ataque	Con picral al 5% durante 12 segundos.				
Dureza	Microdurómetro		Measure vickers indentations		
	Σ fases = 189 HV		Σ fases = 228 HV		
208 HV (190 HV)					
Estado	Recocido globular. Calentado a 740º y enfriado lentamente. Sección transversal de un triángulo de 12mm de lado.				

La microestructura de la figura nº 6 corresponde a un acero igual a la microestructura nº 5. La estructura globular se ha obtenido por calentamiento a temperatura (740º) ligeramente superior al punto Ac231 y enfriamiento lento (recocido globular).

La cementita globular es la estructura ideal que se procura obtener después del recocido en los aceros de herramientas para brocas, limas, sierras, escariadores, fresas, etc... El diámetro de los glóbulos de cementita suele variar de 0,001 mm a 0,004 mm.

Con esa microestructura quedan los aceros de herramientas con la menor dureza y máxima maquinabilidad. Además, utilizando esos aceros recocidos con estructura globular se disminuye luego el peligro de agrietamiento en el temple.

Recientemente han comenzado a tener gran interés la fabricación de aceros con porcentajes de carbono variables de 0,2 a 0,45% de C y estructura globulizada por sus excelentes propiedades para el trabajo de estampado en frío.

Un tipo de estructura globular algo parecida al de la micro nº 6, pero con menos proporción de glóbulos de cementita es también deseable en algunos aceros hipoeutectoides de más bajo contenido en carbono. En ocasiones interesa globulizar ciertos aceros de construcción con porcentajes de carbono variables de 0,20 a 0,45% que van a ser transformados no por mecanizado (arranque de viruta), sino por deformación en frío, bien sea recalcado o extrusión. Por ejemplo, una gran parte de la tornillería utilizada para la industria del automóvil se fabrica con material que sufre un tratamiento de globalización, que mejora su comportamiento en el estampado en frío.

Restauración y observación

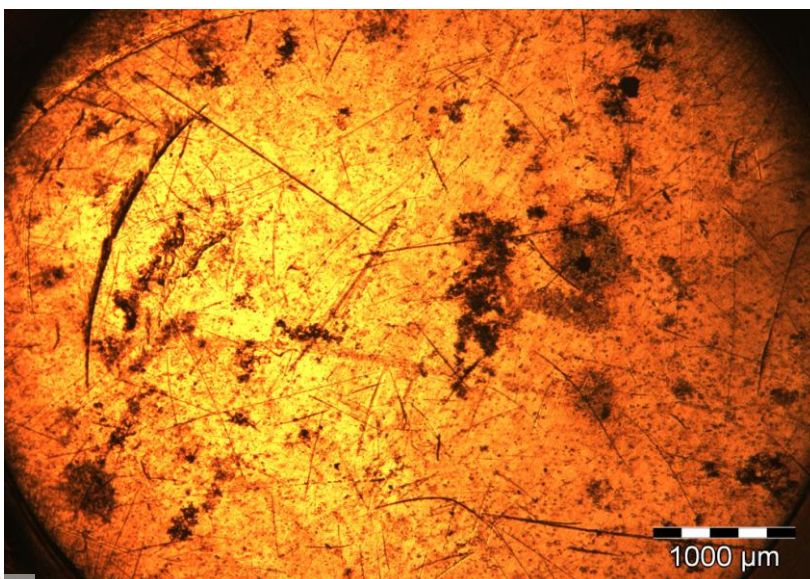


Imagen 1

Acero D.M. Heva X25 antes del proceso de restauración.

Como puede observarse, la superficie presenta multitud de rayas, suciedad e imperfecciones.

La microestructura no es apreciable a este nivel de resolución.

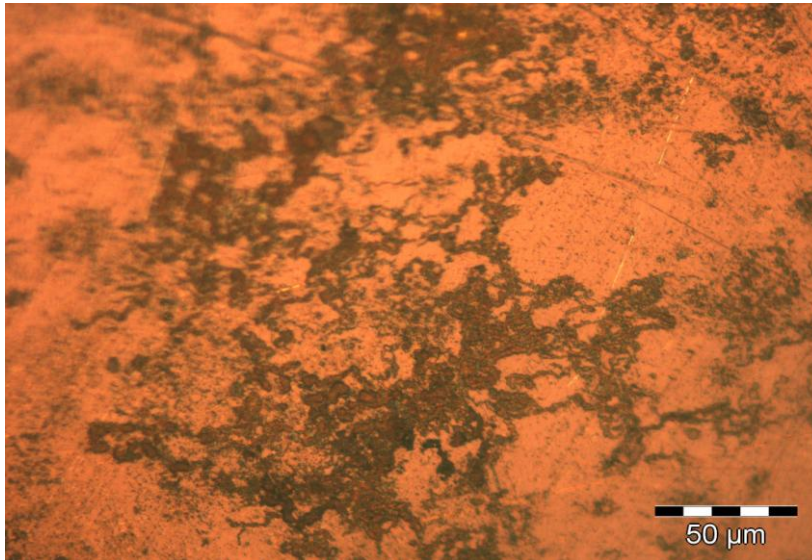


Imagen 2

Acero D.M Heva X500 antes d el proceso de restauración.

Los granos de cementita no quedan a las vista con 500 aumentos, la superficie esta oxidada y es necesario un proceso de pulido y ataque para poder observar la microestructura.

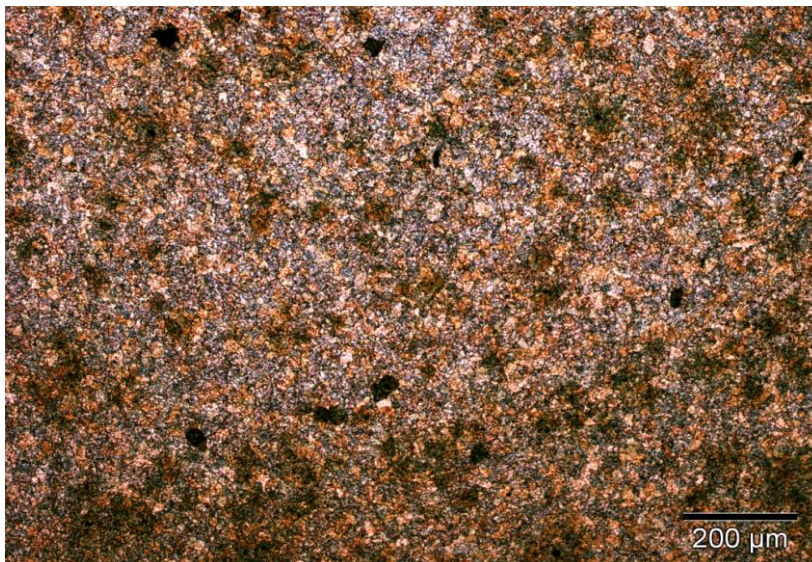


Imagen 3

Acero D.M. Heva X100 tras el proceso de restauración.

Tras un ataque con nital al 5% durante 12 segundos podemos observar a estos aumentos que la superficie es apta para su observación.

Los pequeños glóbulos de cementita se intuyen sobre un mayoritario fondo de ferrita

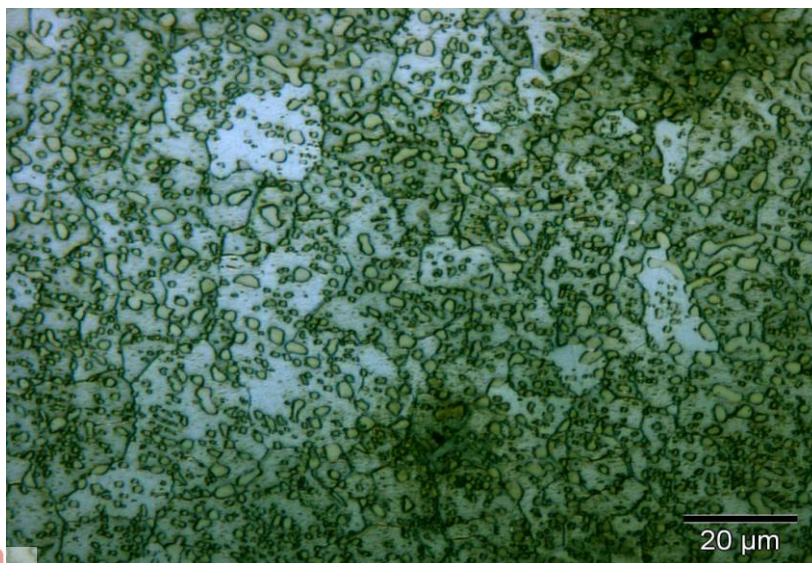


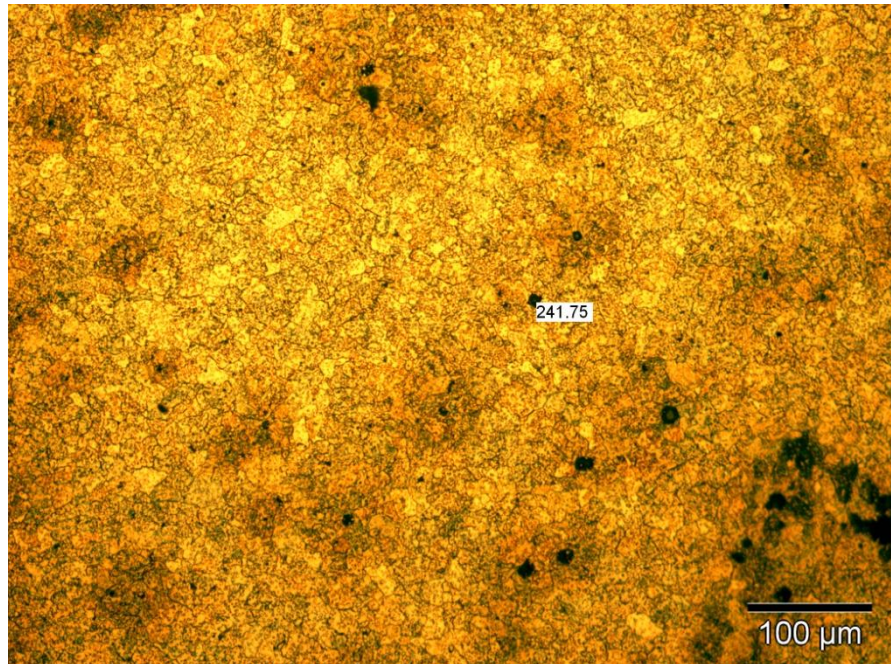
Imagen 4

Acero D.M Heva X1000 tras el proceso de restauración. Esta estructura globular se ha obtenido calentando a 740°C y con un enfriamiento lento (recocido globular).

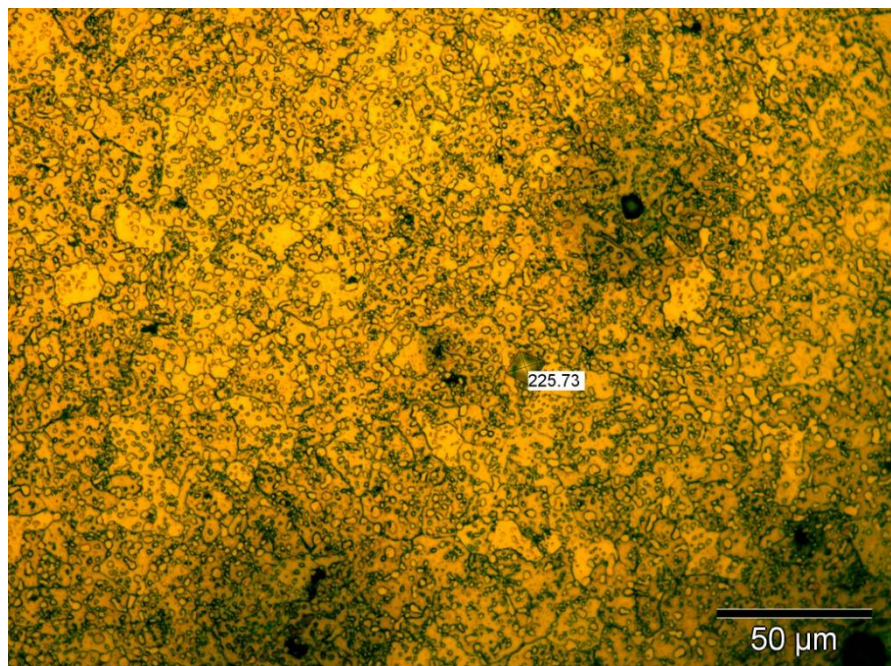
Con esta micro. Quedan los aceros de herramientas con la menor dureza y máxima maquinabilidad, se reduce el peligro de agrietamiento en el temple.

Dureza

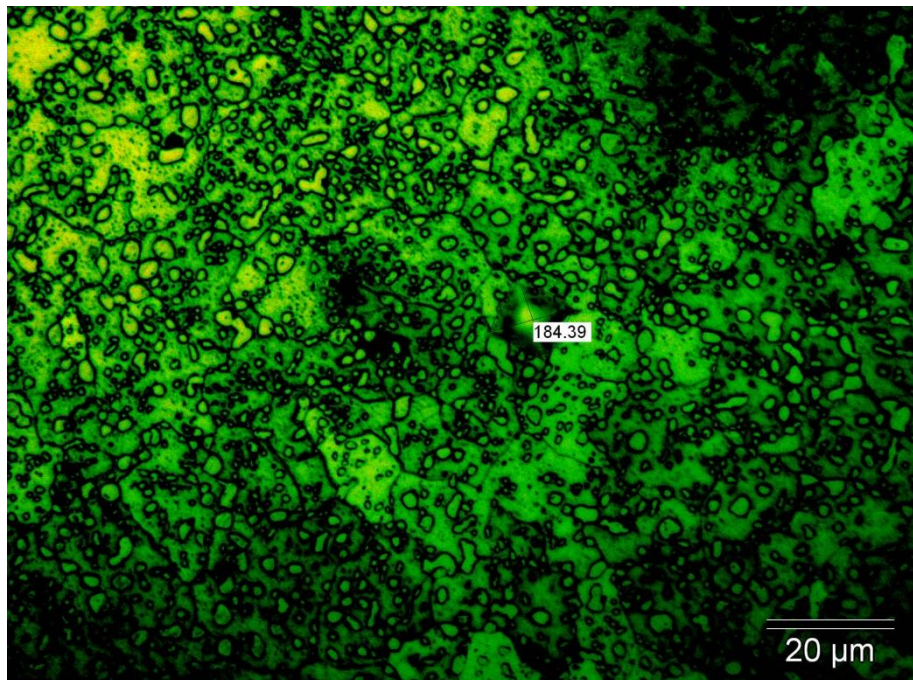
Una vez obtenidas 5 medidas de dureza con el microdurómetro, en zonas equidistantes de la muestra, el siguiente paso ha sido medir las huellas indentadas con el programa de análisis de imagen.



Medición de dureza con el programa análisis de imagen (x200)



Medición de dureza con el programa análisis de imagen (x500)



Medición de dureza con el programa análisis de imagen (x500)

Cabe destacar en estas tres microfotografías, que la huella sobre la que se mide la dureza no es la misma en las tres, sino cada una diferente, quedando descartado la variación de la dureza medida según los aumentos de imagen utilizados.

Esta variación es debida al punto donde el microdurómetro a indentado la huella, dando diferentes durezas ya sea por la falta de glóbulos de cementita en ese punto o la congregación de ellos sobre el área medida.

Dureza	<u>Microdurómetro</u>	<u>Measure vickers indentations</u>
208 HV (190 HV)	\sum fases = 189 HV	\sum fases = 228 HV

La diferencia de durezas obtenidas en ambos métodos se debe a que la precisión con la que podemos medir las diagonales de las huellas con el microdurómetro no es relativamente buena, y una pequeña variación del tamaño de estas conlleva una diferencia en la dureza considerable. Por ello, la precisión de la dureza es mayor al medir las indentaciones con el programa de análisis de imagen, ya que se pueden realizar diferentes aumentos; además, las líneas de medición son más exactas.

También por otra parte hay que resaltar que las huellas obtenidas son muy pequeñas al realizar las indentaciones con 20 g de carga, para no estropear la zona de observación. Con una mayor carga se obtienen unos resultados más acotados.

-- PROBETA nº 8 --

Acero D. HEVA "Martensita sobre fondo de austenita retenida"



Estructura	Agujas de martensita (brillantes) sobre un fondo oscuro de austenita retenida.				
Acero	D. HEVA.				
Composición	C=1,12%	Mn=0,30%	Si=0,22%	P=0,012%	S=0,011%
Ataque	Con nital al 5% durante 12 segundos.				
Dureza 780 HV (850 HV)	<u>Microdurómetro</u>		<u>Measure vickers indentations</u>		
	\sum Fases = 635 HV		\sum Fases = 188 HV		
Estado	Temple a 900° en agua. Sección transversal de un redondo de 8 mm de diámetro.				

La martensita es el constituyente típico de los aceros templados. Se admite que está formada por una solución sólida sobresaturada de carbono en hierro alfa. Se obtiene en el temple por enfriamiento rápido de los aceros desde altas temperaturas (generalmente variables de 760° a 900°). Su contenido en carbono suele variar generalmente desde pequeñas trazas hasta 1% de C y algunas veces en los aceros hipereutectoides, aun suele ser más elevado.

Sus propiedades físicas varían con su composición, aumentando su dureza, resistencia y fragilidad con el contenido de carbono. Después de los carburos y de la cementita, es la martensita el constituyente más duro de los aceros. Tiene una resistencia a la tracción variable de 170 a 250 Kg/mm², una dureza de 50 a 65 Rockwell-C y un alargamiento de 2,5 a 0,5 %. También es magnética.

En las piezas perfectamente templadas que están constituidas por un 100% de martensita, es algo difícil de distinguir con pocos aumentos este constituyente microscópico. Su observación es mucho más fácil en muestras como la microfotografía nº 8, en la que después del temple queda algo de austenita residual.

La martensita cristaliza en el sistema tetragonal y la célula elemental está constituida por un paralelepípedo que difiere muy poco del cubo centrado de hierro alfa.

La martensita tiene mayor volumen específico que la austenita por esa causa en el temple hay aumento de volumen de material y se originan fuertes tensiones, que en ocasiones llegan a producir grietas.

Restauración y observación



Imagen 1

Acero D. Heva X100 antes del proceso de restauración.

En esta muestra la superficie está extremadamente dañada, pese a todo, los granos de austenita se pueden intuir sobre el fondo.

La cantidad de suciedad y rayas es elevada.

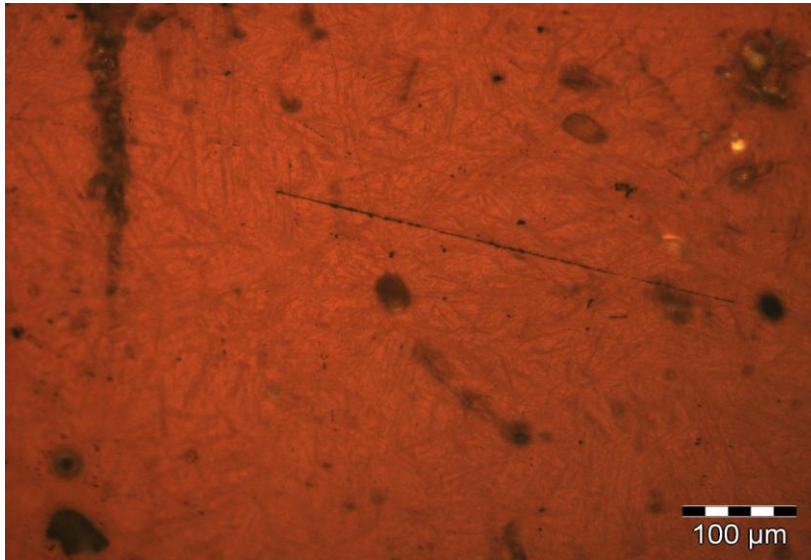


Imagen 2

Acero D. Heva X200 antes del proceso de restauración.

Se pudo apreciar tras las imperfecciones de la superficie las agujas de martensita de color oscuro.

Se obtiene la martensita en el temple por enfriamiento rápido de los aceros desde altas temperaturas.

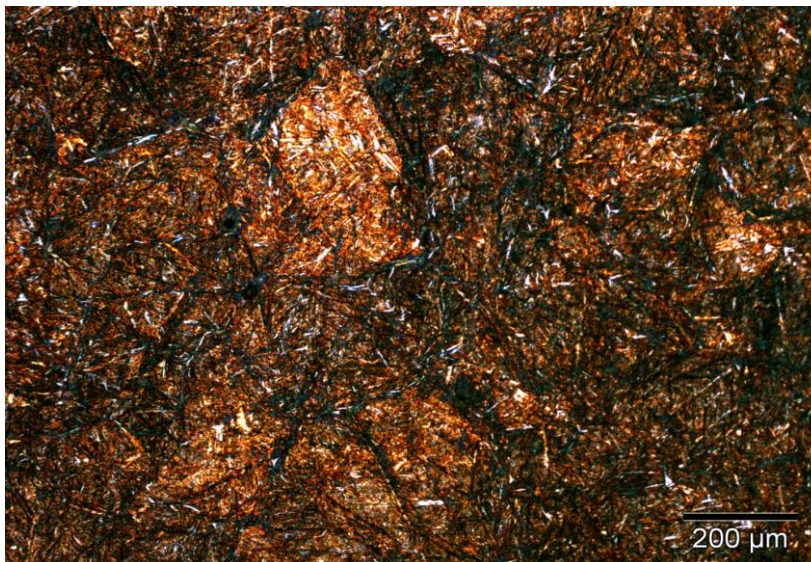


Imagen 3

Acero D. Heva X100 tras el proceso de restauración.

Tras un ataque con nital al 5%, durante 12 segundos podemos ver que la superficie es apta para su observación.

Las agujas de martensitas (brillantes) se encuentran sobre un fondo oscuro de austenita retenida.

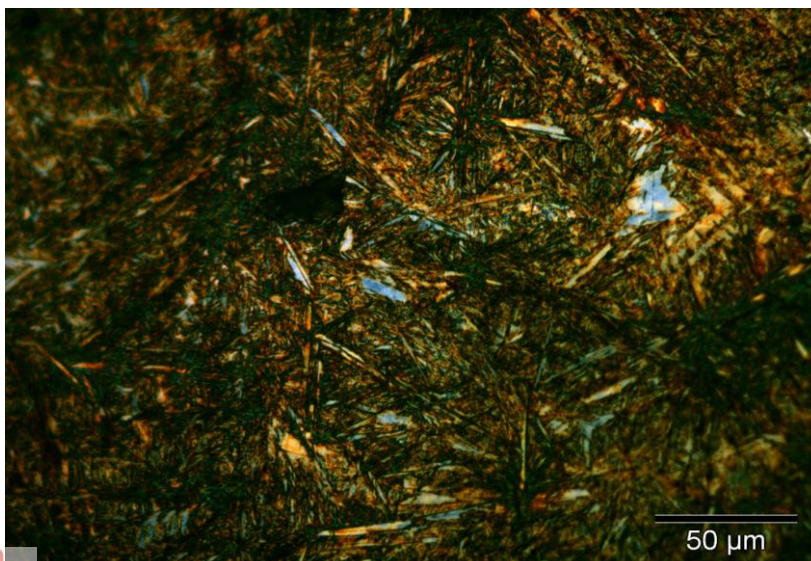


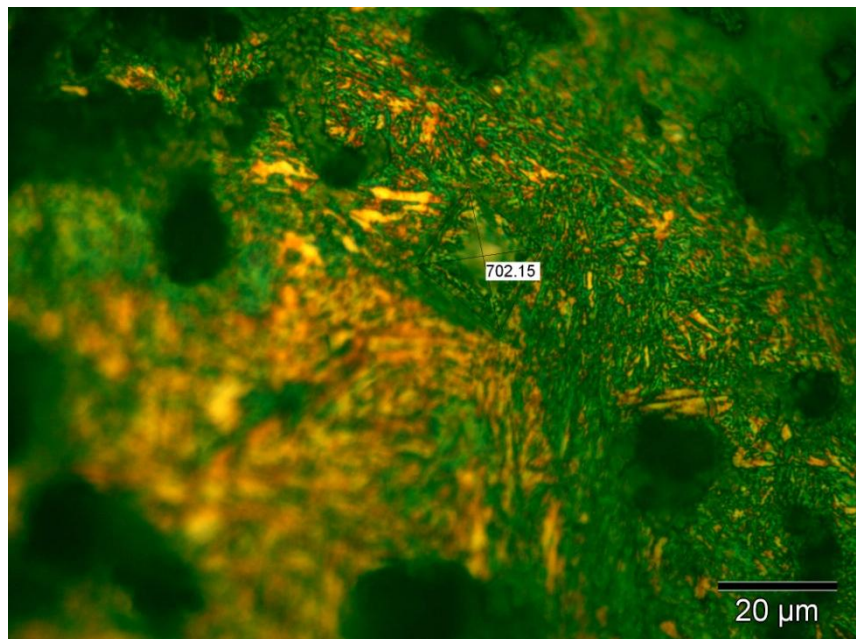
Imagen 4

Acero D. Heva X500 tras el proceso de restauración.

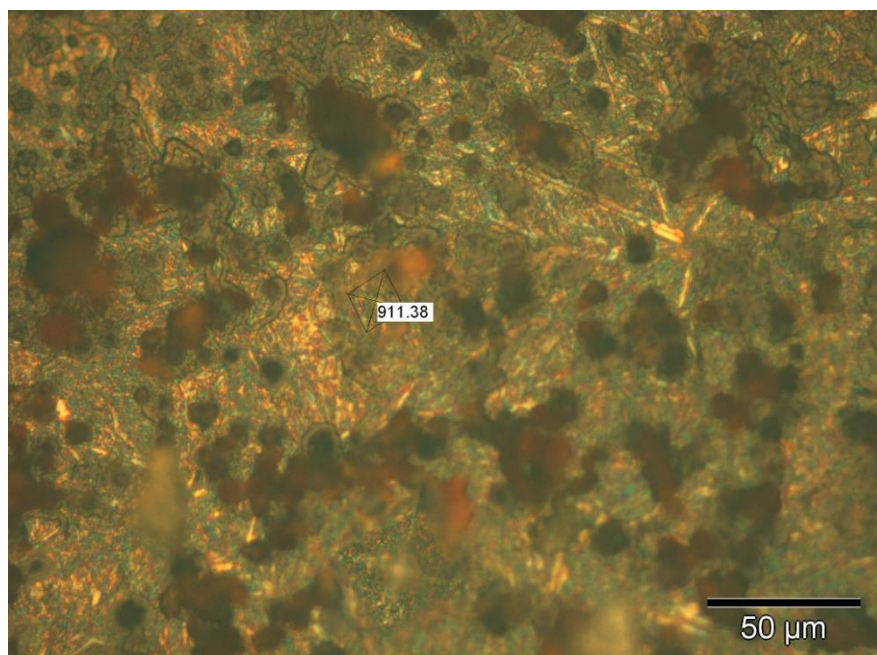
La martensita, constituyente típico de los aceros templados, está formada por una solución sólida sobresaturada de C en hierro α . Sus propiedades físicas varían con su composición, aumentando su dureza, resistencia y fragilidad con el contenido de carbono.

Dureza

Una vez obtenidas 5 medidas de dureza con el microdurómetro, en zonas equidistantes de la muestra, el siguiente paso ha sido medir las huellas indentadas con el programa de análisis de imagen.



Medición de dureza con el programa análisis de imagen (x1000)



Medición de dureza con el programa análisis de imagen (x500)

Dureza	<u>Microdurómetro</u>	<u>Measure vickers indentations</u>
780 HV (850 HV)	\sum Fases = 740 HV	\sum Fases = 820 HV

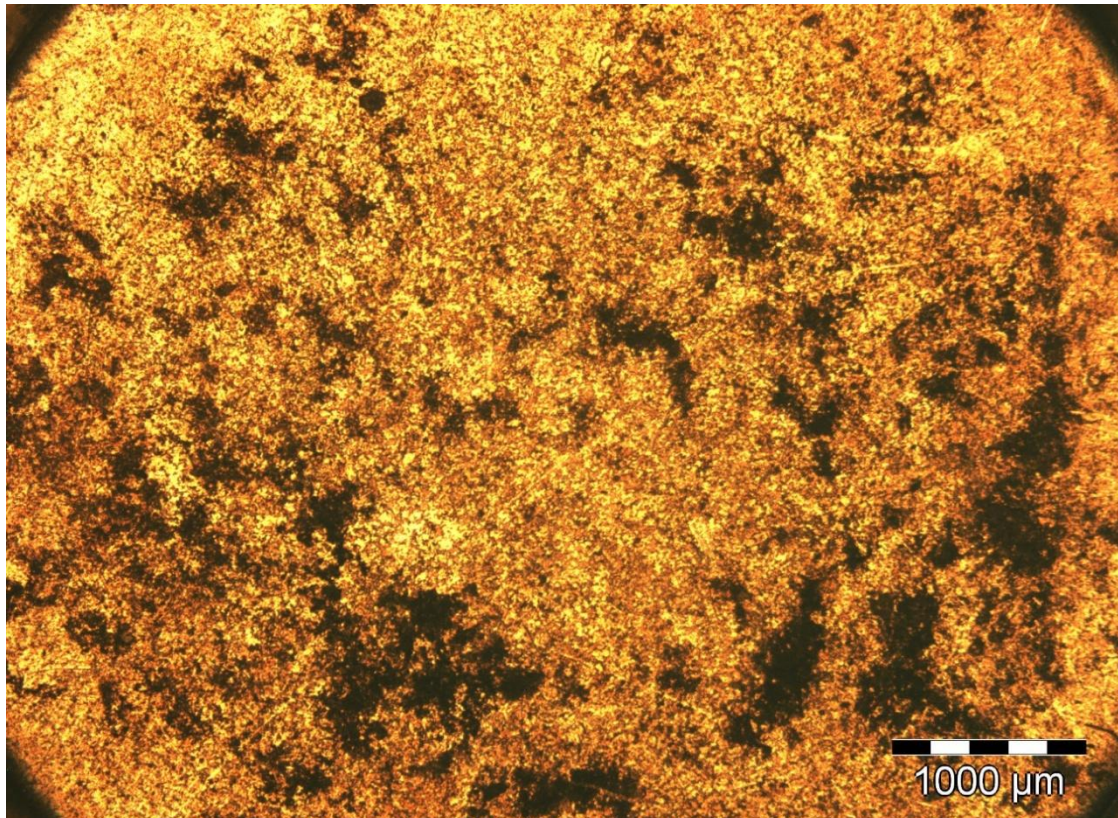
La diferencia de durezas obtenidas en ambos métodos se debe a que la precisión con la que podemos medir las diagonales de las huellas con el microdurómetro no es relativamente buena, y una pequeña variación del tamaño de estas conlleva una diferencia en la dureza considerable. Por ello, la precisión de la dureza es mayor al medir las indentaciones con el programa de análisis de imagen, ya que se pueden realizar diferentes aumentos; además, las líneas de medición son más exactas.

Además, en particular en esta muestra, la medición de las huellas con el microdurómetro ha resultado una labor muy compleja debido a la difusión de las huellas sobre el fondo de austenita retenida, con el programa de analisis de imagen cambiando la intensidad de luz y enfocando con diferente reflexión de luz se han podido observar las huellas con algo más de precisión pero seguían siendo disusas.

También por otra parte hay que resaltar que las huellas obtenidas son muy pequeñas al realizar las indentaciones con 200 g de carga (el material es muy duro), para no estropear la zona de observación. Con una mayor carga se obtienen unos resultados más acotados.

-- PROBETA nº 10 --

Acero PERFOR - Bainita superior



Estructura	Bainita superior (negra) sobre fondo blanco de martensita.					
Acero	HEVA Perfor – Bainita superior.					
Composición	C=1,17%	W=1%	Mn=0,32%	Si=0,24%	P=0,014%	S=0,009%
Ataque	Con picral al 5% durante 10 segundos.					
Dureza	<u>Microdurómetro</u>			<u>Measure vickers indentations</u>		
	\sum bainita superior = 457 HV			\sum bainita superior = 542 HV		
	\sum martensita = 589 HV			\sum martensita = 789 HV		
636 HV (498 HV)						
Estado	Obtenido por transformación isotérmica interrumpida de la austenita a 550° (aproximadamente 30% de transformación).					

De todos los constituyentes que se estudian en esta colección, la bainita es el último que se ha descubierto.

Se distinguen dos variedades: la bainita superior y la bainita inferior, que se diferencian entre sí por su temperatura de formación y por su aspecto.

La bainita superior es arborescente. Está formada por una matriz ferrítica con placas discontinuas de carburos. Observando con grandes aumentos se ve que los carburos tienen una orientación paralela a la dirección de los cristales de la misma bainita.

La bainita superior se diferencia de la troostita en que la bainita presenta contornos angulares bastante definidos.

En la microfotografía nº 10 se observan cristales negros de bainita superior, sobre un fondo blanco de martensita. Esa estructura fue obtenida por transformación isotérmica de la austenita a 550° (*austempering*).

La observación de la bainita se facilita cuando aparece sobre un fondo de martensita. Para ello, el ensayo correspondiente a la muestra de la microfotografía nº 10 se hizo interrumpiendo la transformación isotérmica de la austenita y enfriando la muestra en agua. Así se obtuvo un 30% de bainita aproximadamente.

Restauración y observación

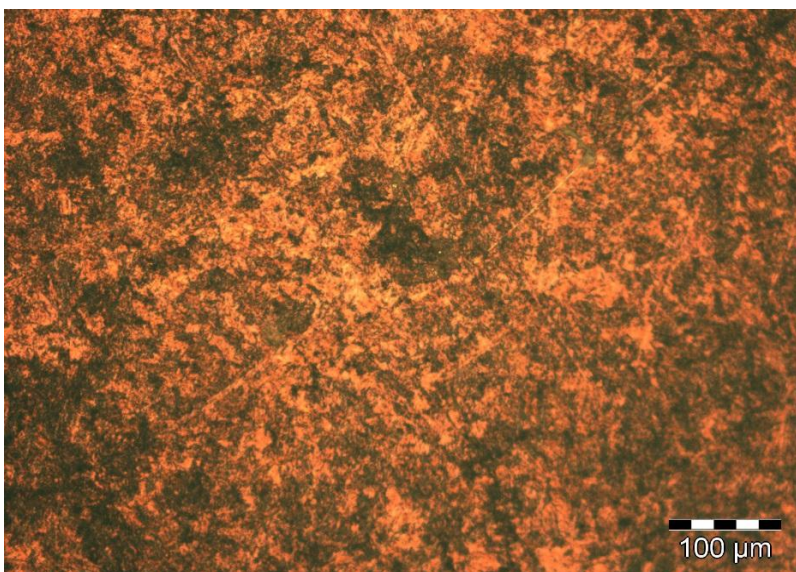


Imagen 1

Acero Perfor-Bainita superior X200, antes del proceso de restauración.

En la imagen se observan rayas marcadas en la superficie de la probeta y suciedad.

A pesar de ello, se intuyen las 2 fases que componen la microestructura: bainita superior (negra) y martensita (clara).

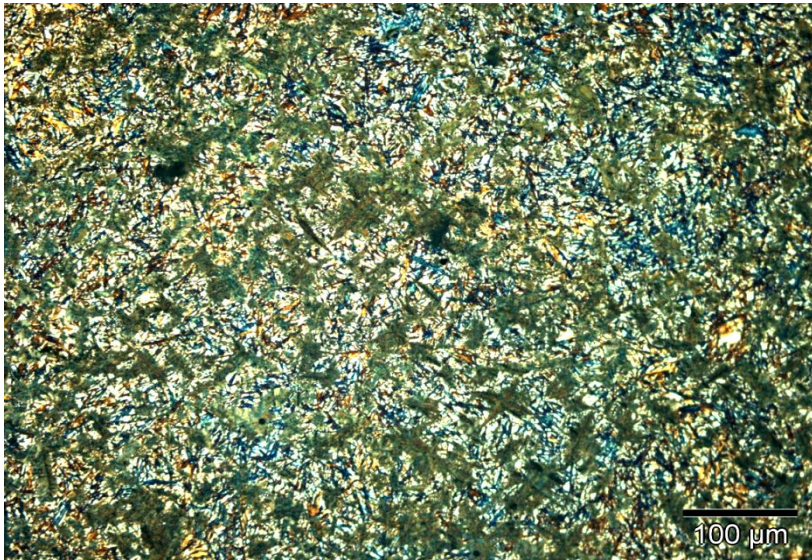


Imagen 2

Acero Perfor-Bainita superior X200, tras el proceso de restauración. Una vez realizados el desbaste y el pulido de la superficie, se ha procedido al ataque químico con picral al 5 % para revelar la microestructura. Se aprecian ya los cristales oscuros (marrón verdoso) de bainita sobre el fondo claro y brillante (multicolor) de martensita.

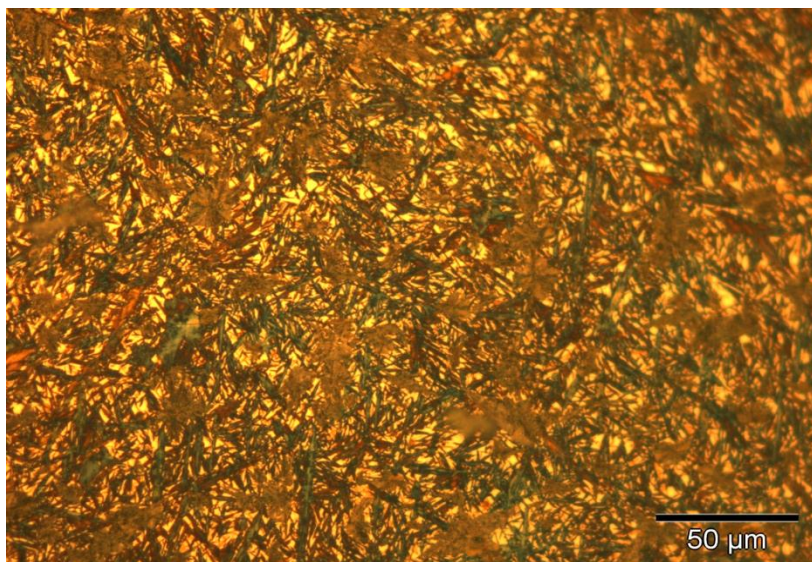


Imagen 3

Acero Perfor-Bainita superior X500, tras el proceso de restauración.

Obsérvese en la imagen la arborescencia de los cristales de bainita superior (color camel) que emergen sobre el entramado de agujas de martensita del fondo (multicolor y brillante).

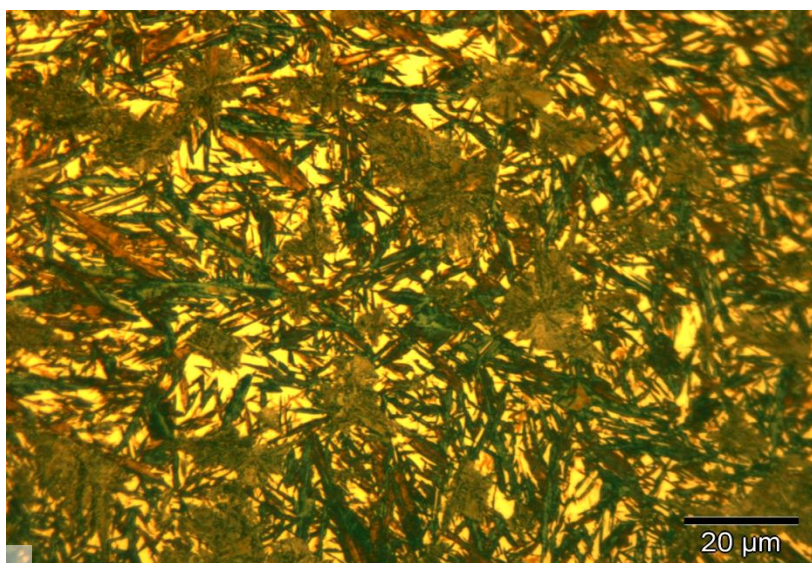


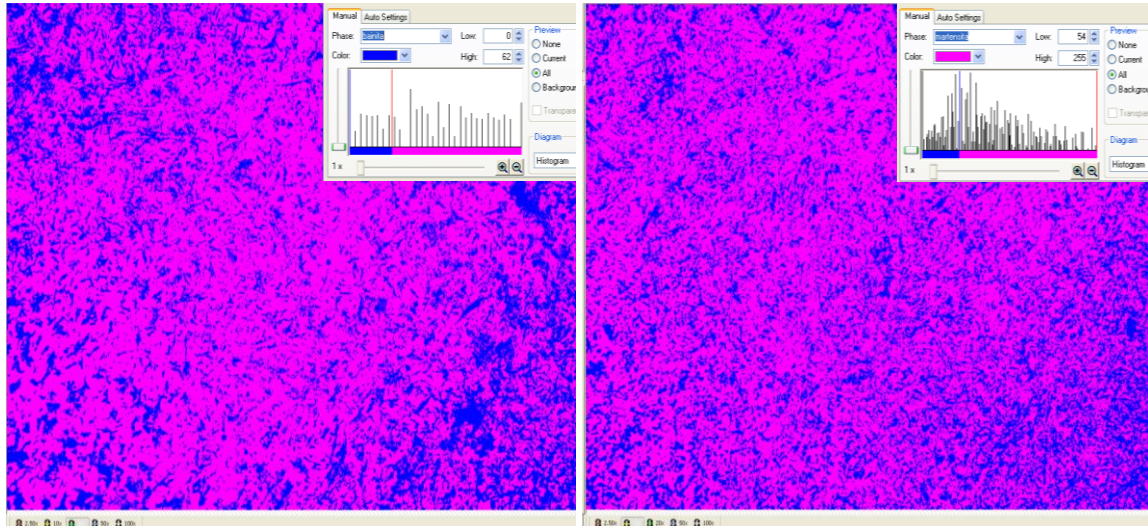
Imagen 4

Acero Perfor-Bainita superior X1000, tras el proceso de restauración.

A 1000 aumentos se aprecian con claridad las fases: martensita (fondo acicular claro -multicolor) y bainita superior (cristales marronáceos, con contornos angulares). Obsérvense sobre los cristales de bainita zonas más oscuras: los carburos.

Medición del Tamaño de Grano y Análisis de Fase

Análisis de fases de la muestra nº 10: bainita y martensita



Acero PERFOR - Bainita Superior (x200)

Acero PERFOR - Bainita Superior (x100)

bainita: 0 - 62	Area	martensita: 63 - 255	Area
μm^2	%	μm^2	%
106343,48	27,82	275907,69	72,18

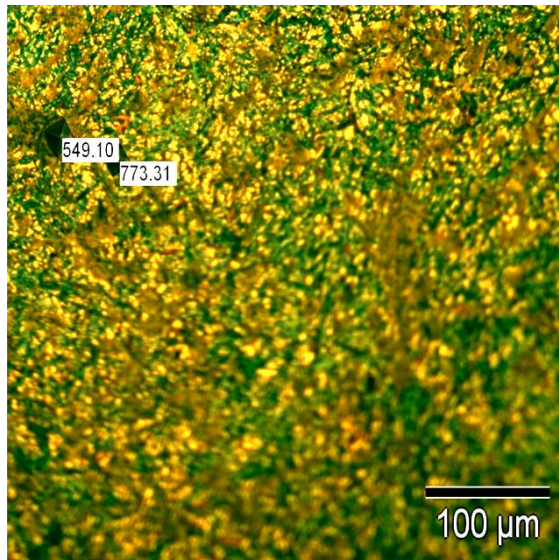
bainita: 0 - 53	Area	martensita: 54 - 255	Area
μm^2	%	μm^2	%
435654,83	28,49	1093349,84	71,51

Tras realizar el análisis de fases en dos zonas diferentes de la muestra nº 10 de acero PERFOR–Bainita Superior, a x200 y x100 respectivamente, observamos que el porcentaje de bainita y martensita que nos da el programa de análisis de imagen es similar en ambos casos. A cada fase le hemos asignado un color propio para diferenciarlas. El resultado concuerda con el dato del catálogo de la colección: 30 % bainita, 70 % martensita (aprox.).

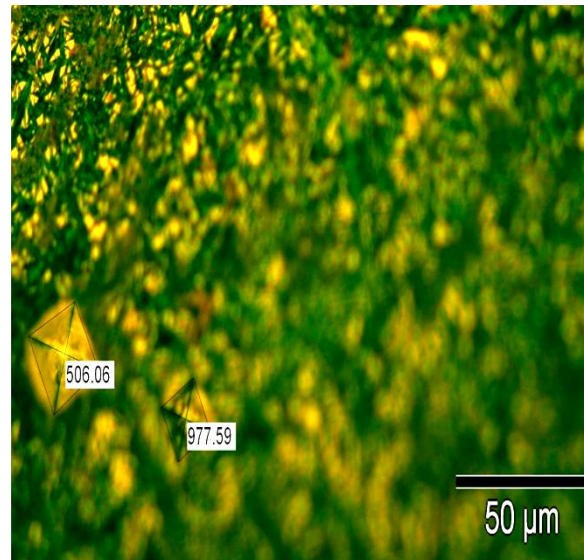
PROPORCIÓN DE FASES	Bainita superior (%)	Martensita (%)
Catálogo de la colección	≈ 30	≈ 70
Análisis de imagen_1 (x200)	27,82	72,18
Análisis de imagen_2 (x100)	28,49	71,51
Análisis de imagen (media)	28,15	71,85

Dureza

Una vez obtenidas 5 medidas de dureza en cada una de las fases (bainita y martensita) con el microdurómetro, en zonas equidistantes de la muestra, el siguiente paso ha sido **medir las huellas** indentadas con el **programa de análisis de imagen**.



Dureza medida en 2 fases diferentes (x200)



Dureza medida en 2 fases diferentes (x500)

La media aritmética de las 5 medidas realizadas en cada fase (bainita y martensita) con cada instrumento (microdurómetro y programa de análisis de imagen) se recoge en esta tabla:

Dureza	<u>Microdurómetro</u>	<u>Measure vickers indentations</u>
635,65 HV	\sum bainita superior = 457,42 HV	\sum bainita superior = 542,28 HV
	\sum martensita = 588,56 HV	\sum martensita = 789,15 HV

La diferencia de durezas obtenidas en ambos métodos se debe a que la precisión con la que podemos medir las diagonales de las huellas con el microdurómetro no es relativamente buena, y una pequeña variación del tamaño de estas conlleva una gran diferencia en la dureza. Por ello, la precisión de la dureza es mucho mayor al medir las indentaciones con el programa de análisis de imagen, ya que se pueden realizar diferentes aumentos; además, las líneas de medición son más exactas.

En este caso, las huellas obtenidas en el ensayo de microdureza corresponden a indentaciones realizadas con 200 g de carga. Ha sido necesario elevar el nivel de carga aplicado en el ensayo debido a la gran dureza de las fases que constituyen esta aleación (bainita superior y martensita).

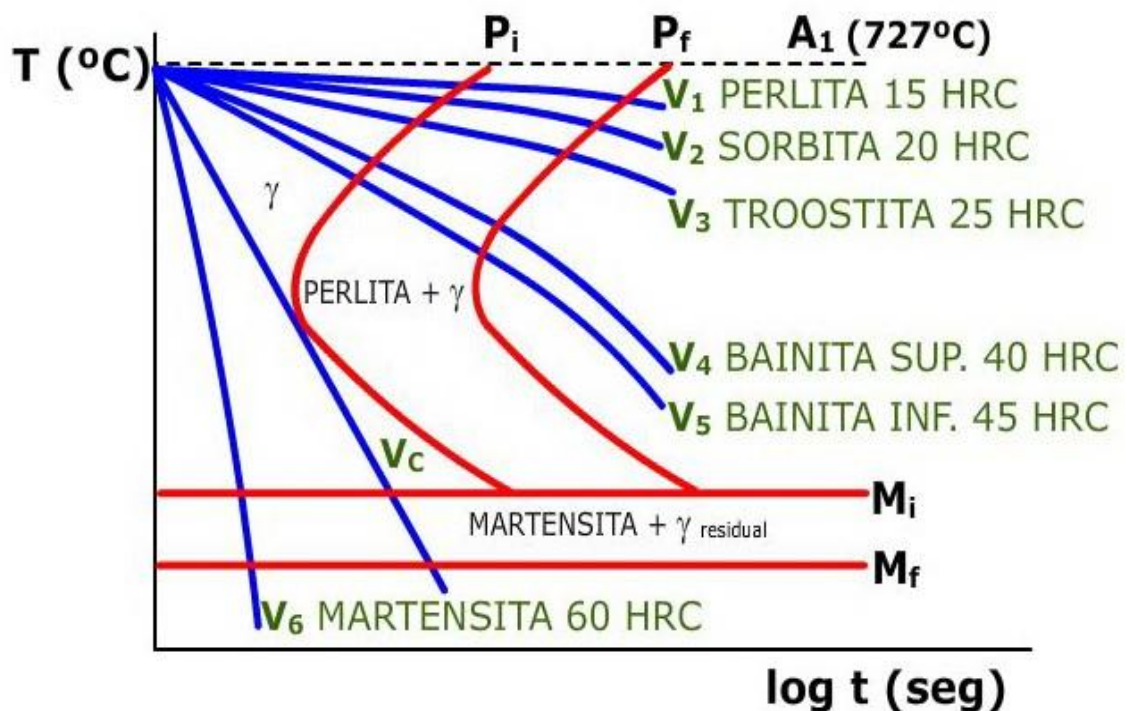
Para calcular la dureza global de la muestra emplearemos el valor medio de las durezas de cada una de sus fases obtenidas por uno y otro método (con el **microdurómetro** y con el programa de **análisis de imagen**), así como las proporciones de cada fase presentes en la aleación:

$$\begin{aligned} \text{Dureza bainita} &= \frac{\text{Dureza (microdurómetro)} + \text{Dureza (análisis de imagen)}}{2} = \\ &= \frac{457,42 + 542,28}{2} = \mathbf{499,85 \text{ HV}} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{Dureza martensita} &= \frac{\text{Dureza (microdurómetro)} + \text{Dureza (análisis de imagen)}}{2} = \\ &= \frac{588,56 + 789,15}{2} = \mathbf{688,85 \text{ HV}} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{Dureza global} &= \% \text{ bainita superior} \times 499,85 + \% \text{ martensita} \times 688,85 = \\ &= 0,2815 \times 499,85 \text{ HV} + 0,7185 \times 688,85 \text{ HV} = \mathbf{635,65 \text{ HV}} \end{aligned}$$

Este resultado de **dureza** obtenido **experimentalmente** ($\approx 636 \text{ HV}$) difiere del proporcionado, para esta muestra, por el **catálogo de la colección** ($\approx 500 \text{ HV}$).



Otras Propiedades Mecánicas

La siguiente tabla muestra las propiedades de cada una de las estructuras comentadas:

Constituyente	Estructura	Obtención	Resistencia (Kg/mm ²)	Dureza (HB)	Elongación ϵ (%)	Otros
Austenita	S.S.de C en Fe _γ (FCC)	Enfriamiento rápido de aceros de alto % en C	88-105	300	30-60	Amagnética, blanda, dúctil, tenaz
Ferrita	S.S. de C en Fe _α (BCC)	Enfriamiento lento de aceros hipoeutectoides	30	80-90	35	Blanda, dúctil, maleable.
Cementita	Fe ₃ C	En aceros hipereutectoides		650	0	Duro, frágil
Perlita	Eutectoide (Ferrita+cementita)	Enfriamiento lento de la austenita.	85	200-250	10	
Martensita	S.S. sobresaturada de C en Fe _α (BCT)	Enfriamiento rápido de la austenita	170-250	700	0,5-2,5	
Trostita	Láminas alternadas de Fe _α y cementita	Enfriamiento lento de la austenita entre 500 y 600°C	140-175	400-500	5-10	
Sorbita	Agregado de Fe _α y cementita	Enfriamiento isotérmico de la austenita entre 600 y 650°C	88-140	250-400	3-10	
Bainita	Arborescente o acicular	Enfriamiento isotérmico de la austenita entre 250 y 500°C	160-230	400-600	1-10	

http://e-ducativa.catedu.es/44700165/aula/archivos/repositorio/4750/4911/html/3_curvas_ttt.html

Si tomamos como referencia los valores de esta tabla, podemos calcular de forma **aproximada** algunas **otras propiedades mecánicas** para nuestro material:

- **Dureza global:**

$$Dureza bainita \approx 400 \text{ HB} \approx 420 \text{ HV}$$

$$Dureza martensita = 700 \text{ HB} \approx 740 \text{ HV}$$

La **dureza global aproximada** obtenida con el porcentaje de fases en la muestra:

$$\% bainita superior \times 420 + \% martensita \times 740 = 0,3 \times 420\text{HV} + 0,7 \times 740\text{HV} = 644 \text{ HV}$$

Este resultado de **dureza global aproximada se asemeja** en buena medida **al obtenido experimentalmente: 636 HV.**

- **Resistencia a la tracción:**

La **resistencia a la tracción aproximada** de este acero la obtenemos con la siguiente expresión:

$$\sigma_R \simeq \frac{\text{Dureza(HV)}}{3} \simeq \frac{636}{3} \simeq \mathbf{212 \text{ kg/mm}^2}$$

- **Resistencia a la fatiga y límite elástico:**

La **resistencia a la fatiga** y el **límite elástico** los podemos **aproximar** como:

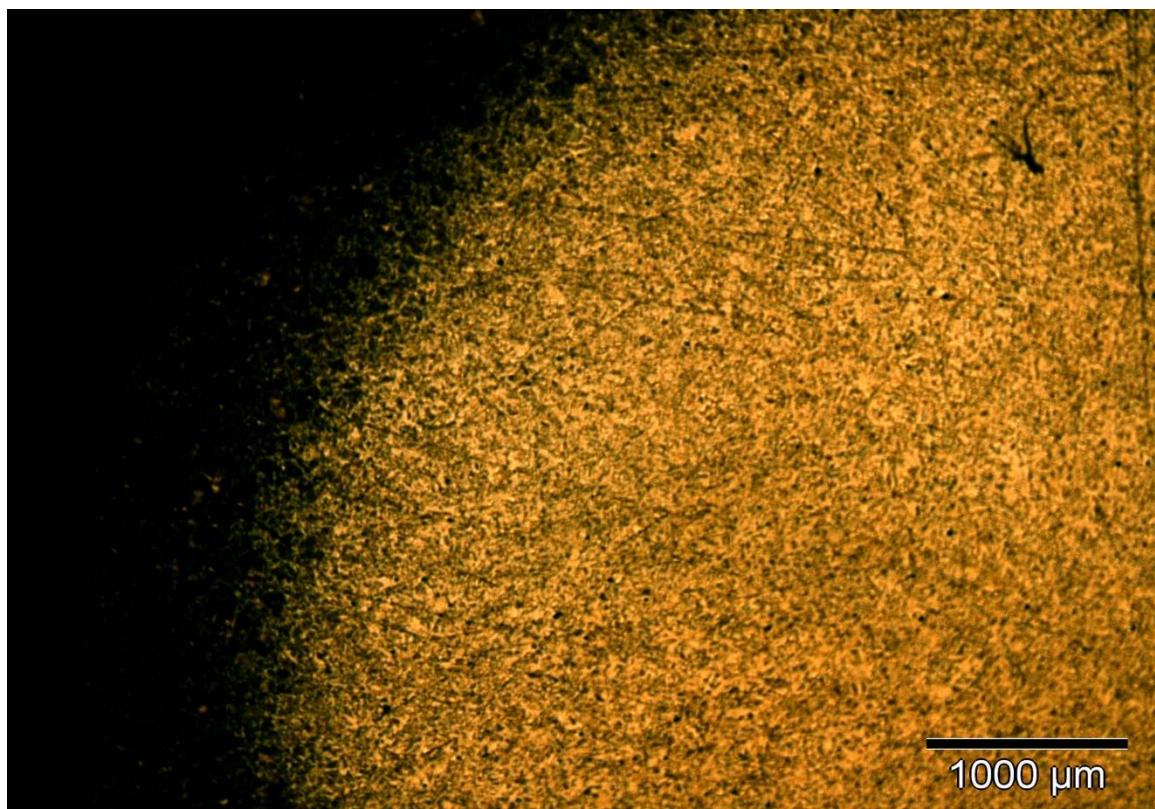
$$\sigma_F \simeq \frac{\sigma_R}{2} \simeq \frac{212}{2} = \mathbf{106 \text{ kg/mm}^2}$$

$$\sigma_Y \simeq 3,3 \times \text{Dureza(HV)} = 3,3 \times 636 \simeq \mathbf{2.100 \text{ kg/mm}^2}$$

PROPIEDADES MECÁNICAS APROXIMADAS			
Dureza global (HV)	σ_R (kg/mm ²)	σ_F (kg/mm ²)	σ_Y (kg/mm ²)
644	212	106	2.100

-- PROBETA nº 12 --

C-10 HEVA Cementación



Estructura	Capa periférica cementada (oscura) de una pieza que ha sufrido el proceso de cementación o carburación.				
Acero	C-10 HEVA - Cementación.				
Composición	C=0,1%	Mn=0,3%	Si=0,25%	P=0,021%	S=0,018%
Ataque	Picral al 5% durante 15 segundos.				
Dureza	Microdurómetro		Measure vickers indentations		
	∑ Periferia = 286 HV ∑ Zona transición = 190 HV ∑ Núcleo = 121 HV		∑ Periferia = 311 HV ∑ Zona transición = 216 HV ∑ Núcleo = 127 HV		
Perif: 298,15 HV Trans: 203,42 HV Núcleo: 124,3 HV (Perif.: 697 HV Tr.: 697-221 HV Núcleo: 200 HV)					
Estado	Cementado. Sección transversal de una pieza cementada.				

La cementación es un tratamiento que se da a los aceros para endurecer la zona periférica. En general, se considera capa cementada a toda la zona que tiene un contenido en carbono superior al que corresponde al acero base.

En la figura 12, la profundidad aproximada de la capa cementada es de 0,65 mm. En esa zona el contenido de carbono es variable, pudiendo distinguirse tres zonas principales:

1. Una de 0,30 mm de espesor, con carbono superior al 0,8% aproximadamente.
2. Otra de 0,15 mm de espesor, con carbono variable del 0,5-0,8%.
3. La última de 0,20 mm de espesor, con carbono variable 0,1-0,5 %.

Debe evitarse pasar del 0,9% de C en la capa superficial porque de lo contrario se podría formar una red de cementita con la consiguiente fragilidad de la capa cementada.

En general, en las piezas cementadas en condiciones de utilización (después del temple y del revenido), se suele desear una dureza superficial superior a 60 o 62 Rockwell-C y suelen ser frecuentes capas cementadas de espesores variables desde 0,50 a 2 mm.

El núcleo central de las piezas cementadas, suele quedar después del temple y del revenido con resistencias a la tracción variables de 60 a 120 kg/mm². Esta resistencia depende de la composición del acero, del espesor de las piezas y de la clase de tratamiento posterior o la cementación que se le haya dado al material.

Restauración y observación

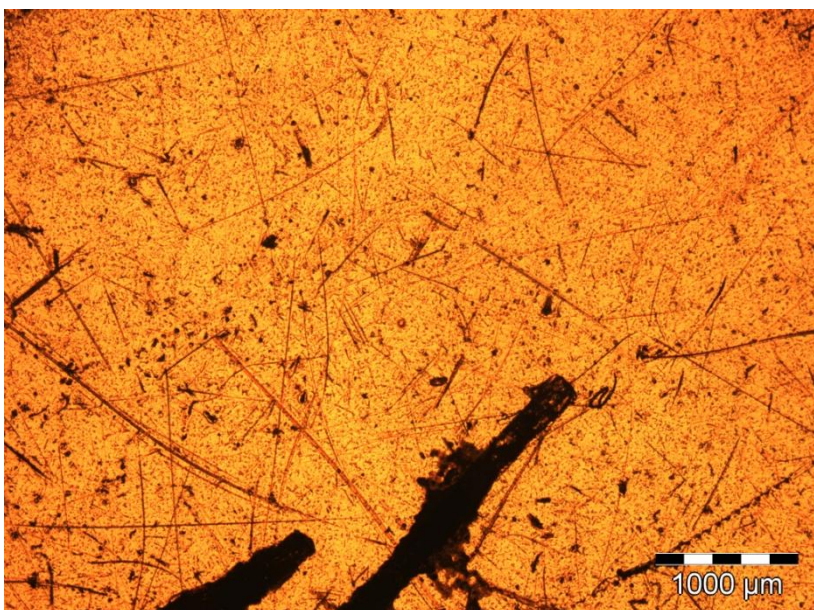


Imagen 1

C-10 HEVA Cementación x25, antes del proceso de restauración.

Imagen del núcleo de la probeta. Es notable el deterioro que presentaba la muestra nº 12 de la colección antes de ser restaurada.

Abundan las rayas y las manchas en su superficie. La microestructura ni se intuye aquí.

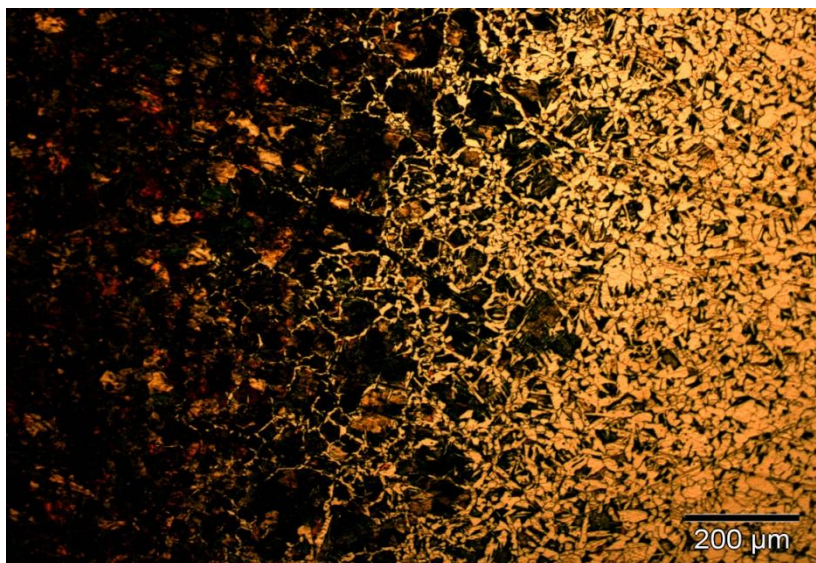


Imagen 2

C-10 HEVA Cementación x100, tras el proceso de restauración.

Tras realizar el desbaste, pulido y ataque de la superficie con picral al 5%, la microestructura emerge ya con claridad.

Se distinguen las 3 zonas que la conforman: la periferia (color oscuro), el núcleo (color claro) y la zona de transición (cristales oscuros sobre fondo claro).

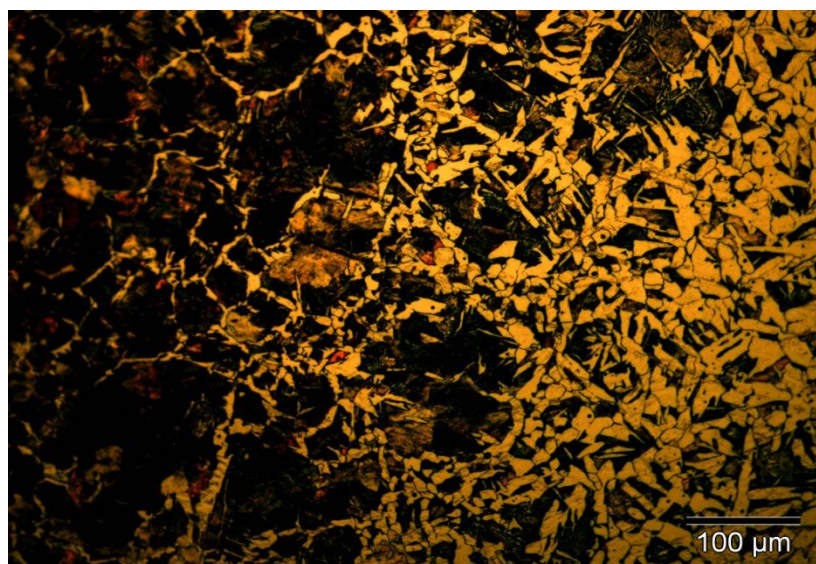


Imagen 3

C-10 HEVA Cementación x200, tras la restauración. Esta imagen de la zona de transición muestra los cristales claros de ferrita que componen la matriz del núcleo (dcha.) y, sobre ellos, los cristales oscuros de perlita. Nótese cómo crece el tamaño y la abundancia de la perlita, a costa de la ferrita, según aumenta el %C (0,1-0,8 %C), al alejarnos del núcleo (izda.).

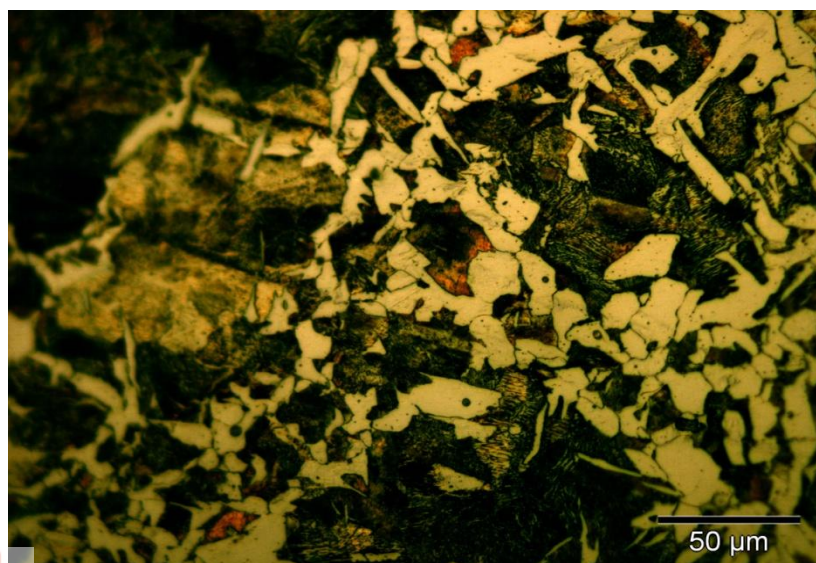
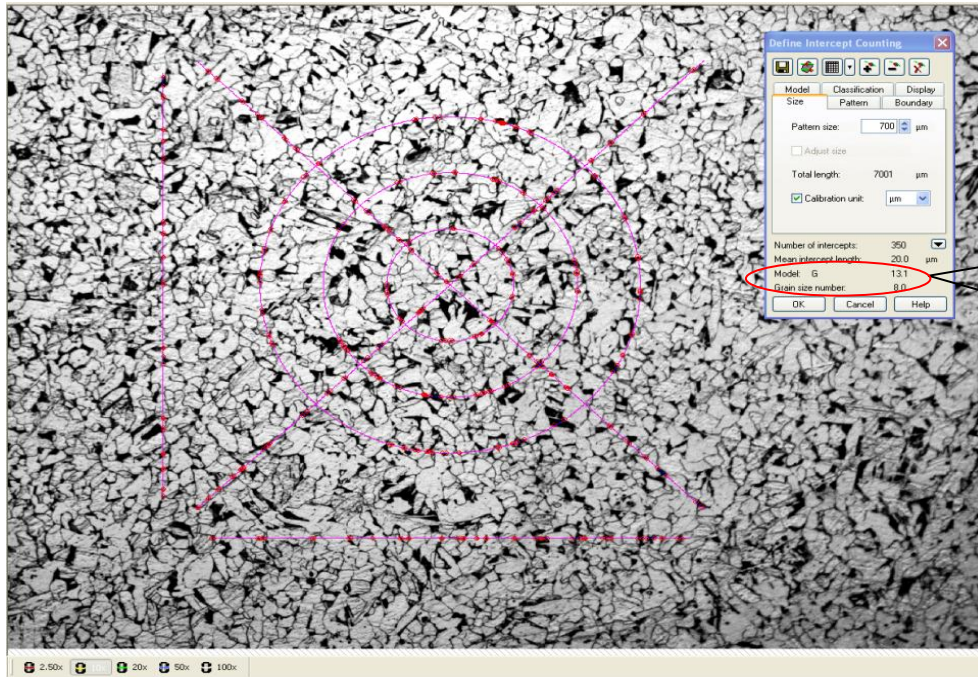


Imagen 4

C-10 HEVA Cementación x500, tras la restauración. Se ven granos gruesos y oscuros de perlita: compuesto eutectoide formado por solución sólida de cementita (Fe₃C) en una matriz de Fe_α, con un contenido del 0,77 %C y una dureza de 210-260 HV. La cementita aparece como finas láminas paralelas sobre la matriz ferrítica en los cristales de perlita.

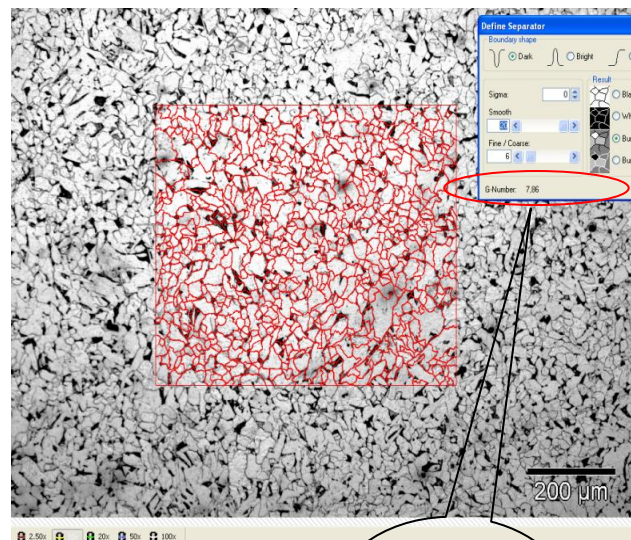
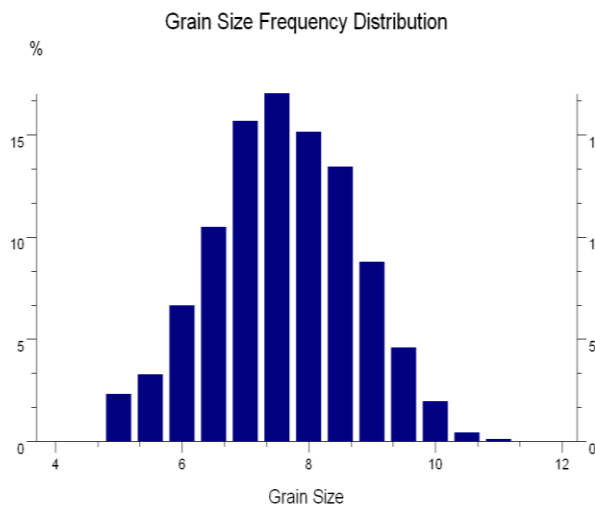
Medición del Tamaño de Grano y Análisis de Fase

Tamaño de Grano, núcleo de la muestra nº 12



**GRAIN SIZE
NUMBER:
8.0**

Método del segmento interceptado (x100)

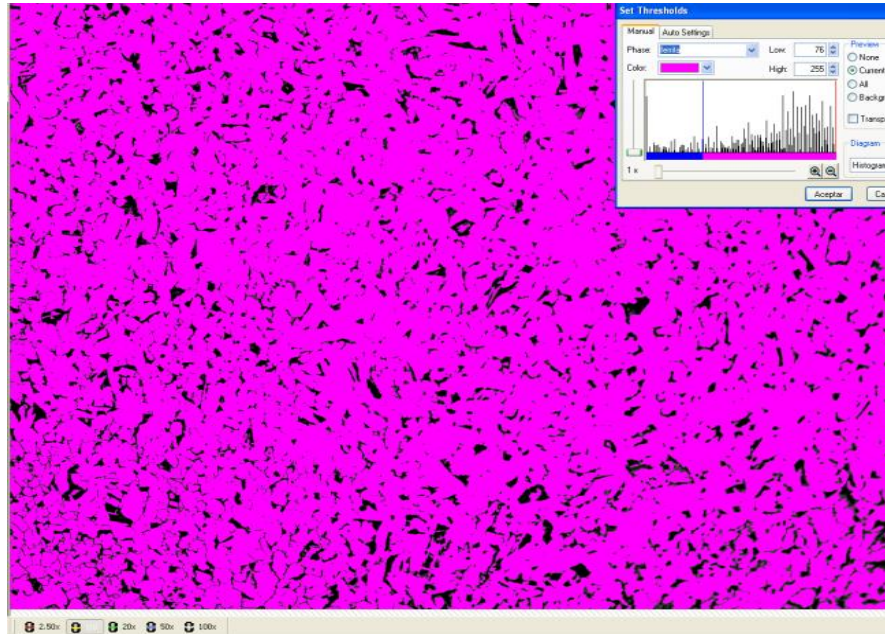


**GRAIN SIZE
NUMBER:
7.86**

Método planimétrico (x100)

Tras realizar 5 medidas del tamaño de grano en diferentes zonas del núcleo del material con el método del segmento interceptado, obtenemos un tamaño de grano medio de **n=7,86**: exactamente el mismo que proporciona el método planimétrico.

Análisis de fases del núcleo de la muestra nº 12: perlita y ferrita



C-10 Cementación (x100)

Perlita: 0 - 70	Area	ferrita: 71 - 255	Area	Perlita: 0 - 75	Area	ferrita: 76 - 255	Area	Perlita: 0 - 60	Area	ferrita: 61 - 255	Area
μm^2	%	μm^2	%	μm^2	%	μm^2	%	μm^2	%	μm^2	%
186846,40	12,22	1342158,28	87,78	197764,80	12,93	1331239,87	87,07	182402,96	11,93	1346601,72	88,07

Tras realizar el **análisis de fases** en **3 zonas diferentes del núcleo** de la muestra nº 12 de C-10 HEVA Cementación, a x100, observamos que el porcentaje de **perlita y ferrita** que nos da el programa de análisis de imagen es similar en los 3 casos. A cada fase le hemos asignado un color propio para diferenciarlas. El **porcentaje teórico de ferrita y perlita en el núcleo** de esta muestra calculado con el dato de su contenido en carbono (**0,1 % C**) será:

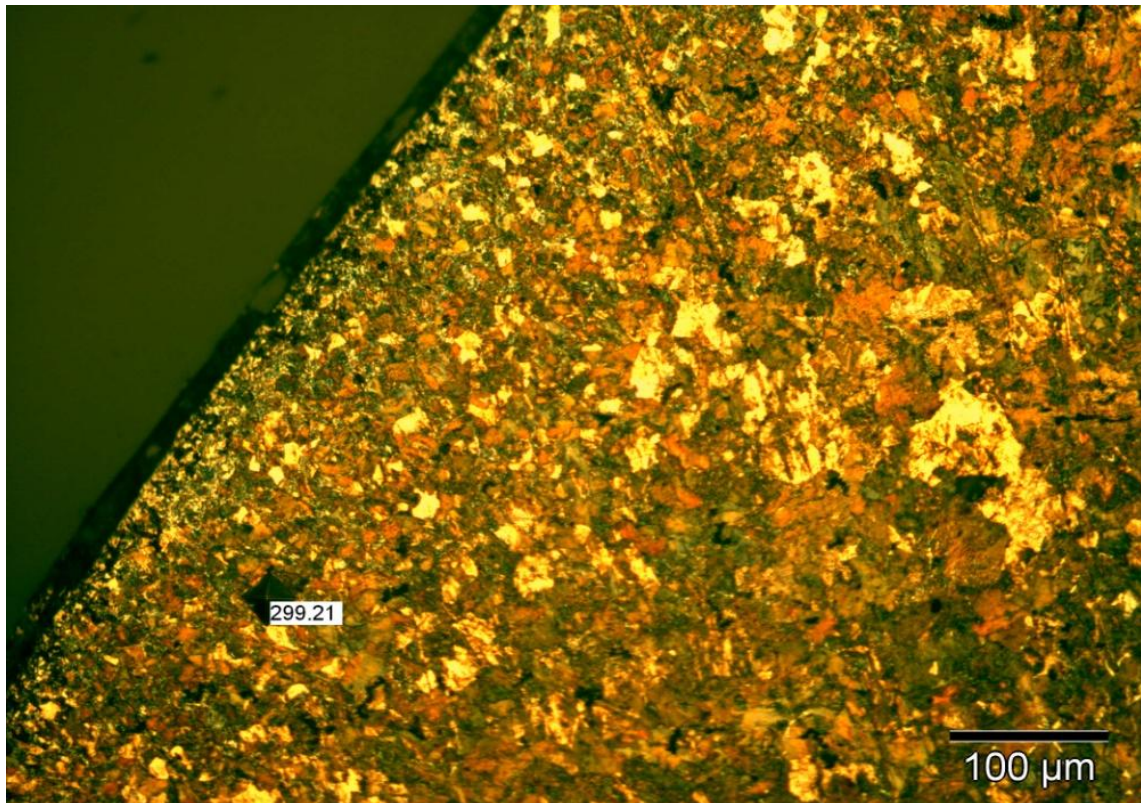
$$\% \text{perlita} = \frac{0,1 - 0}{0,77 - 0} = 12,98 \% \quad \quad \quad \% \text{ferrita} = \frac{0,77 - 0,1}{0,77 - 0} = 87,013 \%$$

PROPORCIÓN DE FASES (núcleo)	Perlita (%)	Ferrita (%)
Cálculo teórico (0,1 % C)	12,98	87,013
Análisis de imagen_1 (x100)	12,22	87,78
Análisis de imagen_2 (x100)	12,93	87,07
Análisis de imagen_3 (x100)	11,93	88,07
Análisis de imagen (media)	12,36	87,64

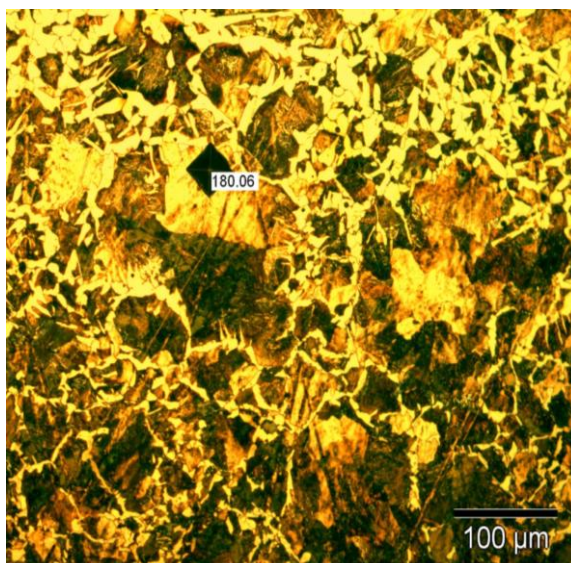
Observemos la **concordancia** de los **cálculos teóricos** con los **resultados experimentales**.

Dureza

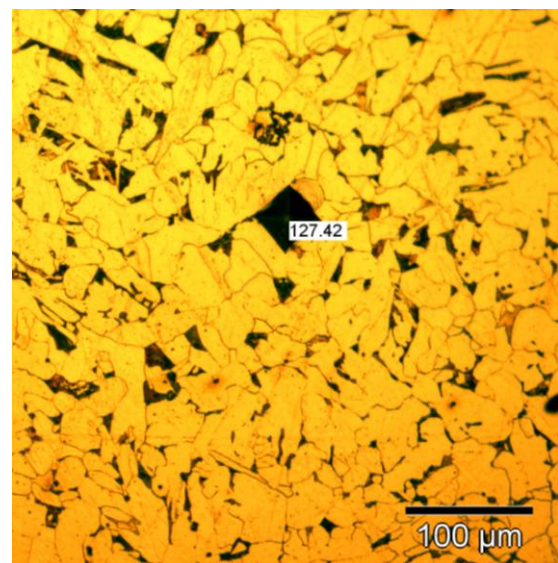
Una vez obtenidas 5 medidas de dureza en cada una de las zonas de la muestra nº12, C-10 HEVA Cementación, con el microdurómetro, el siguiente paso ha sido **medir las huellas indentadas** con el **programa de análisis de imagen**.



Dureza en periferia (x200)



Dureza en zona de transición (x200)



Dureza en el núcleo (x200)

La media aritmética de las 5 medidas realizadas en cada zona de la muestra nº 12 con cada instrumento (microdurómetro y programa de análisis de imagen) se recoge aquí:

Dureza	<u>Microdurómetro</u>	<u>Measure vickers indentations</u>
Perif.: 298,15 HV Trans: 203,42 HV Núcleo: 124,3 HV (Perif.: 697 HV Tr.: 697-221 HV Núcleo: 200 HV)	\sum Periferia = 285,62 HV \sum Transición = 190,46 HV \sum Núcleo = 121,18 HV	\sum Periferia = 310,67 HV \sum Transición = 216,37 HV \sum Núcleo = 127,42 HV

La precisión en la medida de la dureza es mayor con el programa de análisis de imagen, ya que se pueden realizar diferentes aumentos; además, las líneas de medición son más exactas. En este caso, las huellas obtenidas en el ensayo de microdureza corresponden a indentaciones realizadas con 200 g de carga. Para calcular la **dureza global** de la muestra emplearemos el **valor medio de las durezas en cada una de sus zonas** obtenidas por uno y otro método (con el **microdurómetro** y con el programa de **análisis de imagen**):

$$\begin{aligned} \text{Dureza periferia} &= \frac{\text{Dureza (microdurómetro)} + \text{Dureza (análisis de imagen)}}{2} = \\ &= \frac{285,62 + 310,67}{2} = \mathbf{298,15 \text{ HV}} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{Dureza transición} &= \frac{\text{Dureza (microdurómetro)} + \text{Dureza (análisis de imagen)}}{2} = \\ &= \frac{190,46 + 216,37}{2} = \mathbf{203,42 \text{ HV}} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{Dureza núcleo} &= \frac{\text{Dureza (microdurómetro)} + \text{Dureza (análisis de imagen)}}{2} = \\ &= \frac{121,18 + 127,42}{2} = \mathbf{124,3 \text{ HV}} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{Dureza global} &= \% \text{ periferia} \times \text{HV(perif)} + \% \text{ transición} \times \text{HV(trans)} + \% \text{ núcleo} \times \text{HV(núcleo)} = \\ &= \text{---} \times 298,15 \text{ HV} + \text{---} \times 203,42 \text{ HV} + \text{---} \times 124,3 \text{ HV} = \text{--- HV} \end{aligned}$$

Otras Propiedades Mecánicas

Si tomamos como referencia los valores ya expuestos en la tabla de estructuras del acero (ver apartado “Otras Propiedades Mecánicas”, probeta nº 10), podemos calcular de forma **aproximada** algunas **otras propiedades mecánicas** para nuestro material:

- **Dureza aproximada en el núcleo:**

Dureza ferrita \simeq 100 HV

Dureza perlita \simeq 250 HV

La **dureza aproximada** en el **núcleo**, obtenida por porcentaje de fases en la muestra:

$$\% \text{ ferrita} \times 100 + \% \text{ perlita} \times 250 = 0,87 \times 100\text{HV} + 0,13 \times 250\text{HV} = \mathbf{119,5 \text{ HV}}$$

- **Resistencia a la tracción:**

La **resistencia a la tracción aproximada** de este acero, con los valores medios de dureza experimental en cada zona:

$$\sigma_{R \text{ perif}} \simeq \frac{\text{Dureza(HV)}}{3} = \frac{298}{3} \simeq \mathbf{99 \text{ kg/mm}^2}$$

$$\sigma_{R \text{ trans}} \simeq \frac{\text{Dureza(HV)}}{3} = \frac{203}{3} \simeq \mathbf{68 \text{ kg/mm}^2}$$

$$\sigma_{R \text{ núcleo}} \simeq \frac{\text{Dureza(HV)}}{3} = \frac{124}{3} \simeq \mathbf{41 \text{ kg/mm}^2}$$

- **Resistencia a la fatiga y límite elástico:**

La **resistencia a la fatiga** y el **límite elástico** los podemos **aproximar** como:

$$\sigma_{F \text{ perif}} \simeq \frac{\sigma_{R \text{ perif}}}{2} \simeq \frac{99}{2} \simeq \mathbf{50 \text{ kg/mm}^2}$$

$$\sigma_{F \text{ trans}} \simeq \frac{\sigma_{R \text{ trans}}}{2} \simeq \frac{68}{2} \simeq \mathbf{34 \text{ kg/mm}^2}$$

$$\sigma_{F \text{ núcleo}} \simeq \frac{\sigma_{R \text{ núcleo}}}{2} \simeq \frac{41}{2} \simeq \mathbf{21 \text{ kg/mm}^2}$$

$$\sigma_{Y \text{ perif}} \simeq 3,3 \times \text{Dureza perif(HV)} = 3,3 \times 298 \simeq \mathbf{983 \text{ kg/mm}^2}$$

$$\sigma_{Y \text{ trans}} \simeq 3,3 \times \text{Dureza trans(HV)} = 3,3 \times 203 \simeq \mathbf{670 \text{ kg/mm}^2}$$

$$\sigma_{Y \text{ núcleo}} \simeq 3,3 \times \text{Dureza núcleo(HV)} = 3,3 \times 124 \simeq \mathbf{409 \text{ kg/mm}^2}$$

- La cantidad de **granos por pulgada²** en el **núcleo** de la probeta nº 12 la obtenemos con la siguiente expresión, siendo **n** el **tamaño de grano** obtenido con ambos métodos:

$$N = 2^{n-1} = 2^{7,86-1} = 116,16 \text{ granos/pulgada}^2$$

PROPIEDADES MECÁNICAS APROXIMADAS					
ZONAS	Dureza (HV)	σ_R (kg/mm ²)	σ_F (kg/mm ²)	σ_Y (kg/mm ²)	Granos / in ²
Periferia	298	99	50	983	---
Transición	203	68	34	670	---
Núcleo	124	41	21	409	116,16

-- PROBETA nº 13 --

Carburos



Estructura	Carburos de cromo (blancos) sobre un fondo de sorbita (negro). Estructura no recomendable en materiales que vayan a ser utilizados para la fabricación de herramientas. Debe proseguirse el proceso de transformación en caliente para afinar los carburos y conseguir mayor uniformidad.						
Acero	Carburos.						
Composición	C=2%	Cr=13%	Mn=0,3%	V=0,25%	Si=0,23%	P=0,02%	S=0,014%
Ataque	Picral al 5% durante 40 segundos.						
Dureza 181 HV (232 HV)	<u>Microdurómetro</u>			<u>Measure vickers indentations</u>			
	\sum sorbita = 172,17 HV \sum carburos = 180,9 HV			\sum sorbita = 183,48 HV \sum carburos = 195,48 HV			
Estado	Recocido. La probeta se ha obtenido de un desbaste en fase intermedia de transformación.						

La microestructura de algunos aceros de herramientas de muy alta aleación está constituida frecuentemente por carburos y un fondo de sorbita.

Los resultados que se obtienen con las herramientas dependen mucho de la distribución de los carburos en la masa del material. Esta distribución conviene que sea muy homogénea y el tamaño de los carburos debe estar comprendido dentro de ciertos límites.

En los lingotes de acero bruto de colada los carburos son gruesos y su distribución es muy irregular. Empleando técnicas especiales de colada con lingotes de formas apropiadas, se pueden reducir en parte los problemas que presentan las estructuras.

Trabajando convenientemente el material en caliente por forja y laminación y por tratamientos térmicos adecuados, es posible conseguir una distribución uniforme de los carburos, a la vez que se les deja con el tamaño adecuado.

La microfotografía nº 13 destaca unas zonas de carburos muy groseros. Esta estructura corresponde a un material en fase intermedia de transformación en la que no se ha conseguido todavía la adecuada distribución de los carburos, que debe alcanzarse en el acero para ser utilizado.

http://www.construmatica.com/construpedia/Propiedades_del_Acero_Aleado

Restauración y observación

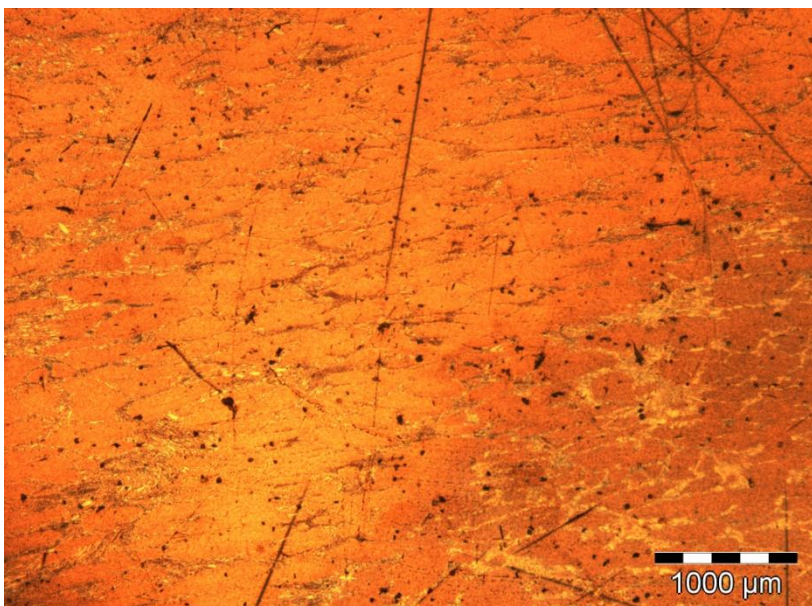


Imagen 1

Carburos x25, antes del proceso de restauración.

Imagen de la muestra nº 13 con rayas y arañazos, antes de ser restaurada.

Obsérvese, sin embargo, cómo se adivinan en la microestructura los contornos más claros y brillantes de los carburos de Cr sobre el fondo de sorbita (de color rojo - anaranjado en la imagen).

"ESTUDIO METALOGRAFICO DE ALEACIONES DE HIERRO Y DE ALUMINIO"

*Colecciones HEVA, S.A. ECHEVARRÍA – Bilbao (hierro)
y P.F. DUJARDIN & Co. – Düsseldorf (aluminio)*



Imagen 2

Carburos x100, tras el proceso de restauración.

Tras ser desbastada, pulida y atacada con picral al 5%, aparece ya con toda claridad la microestructura de la muestra.

En la imagen, se distinguen los carburos de Cr (blanco) heterogéneamente distribuidos sobre la matriz de sorbita (fondo oscuro).



Imagen 3

Carburos x200, tras el proceso de restauración.

El Cr aumenta la profundidad del endurecimiento y mejora la resistencia al desgaste y corrosión. Su adición origina la formación de diversos carburos de cromo que son muy duros. El acero resultante es más dúctil que un acero de la misma dureza producido simplemente al incrementar su

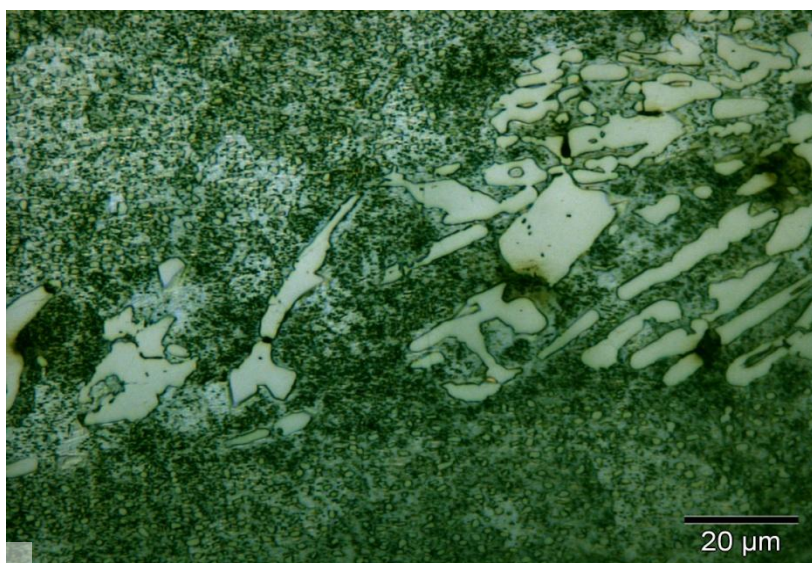


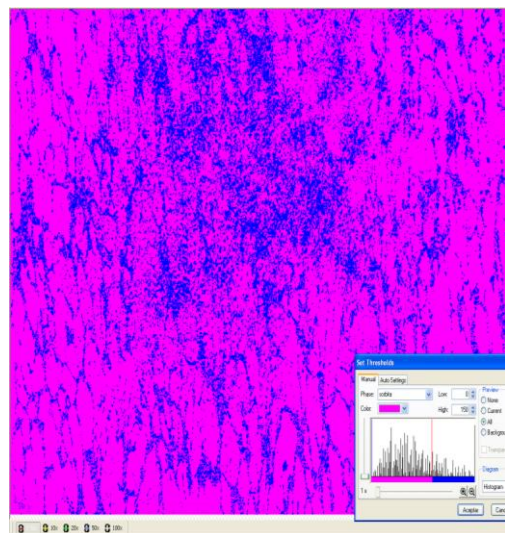
Imagen 4

Carburos x1000, tras el proceso de restauración.

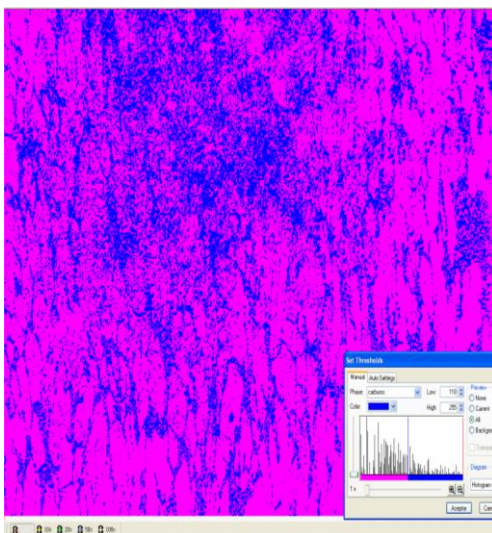
En esta imagen, destacan algunas zonas de carburos muy groseros. Esta estructura corresponde a un material en fase intermedia de transformación en la que no se ha conseguido todavía la adecuada distribución de los carburos, que debe alcanzarse en el acero para ser utilizado.

Medición del Tamaño de Grano y Análisis de Fase

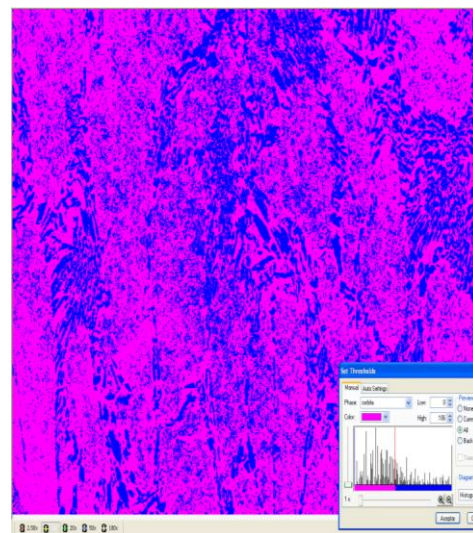
Análisis de fases de la muestra nº 13: sorbita y carburos



Carburos (x25)



Carburos (x25)



Carburos (x100)

sorbita: 0 - 150	Area	carburos: 151 - 255	Area
μm^2	%	μm^2	%
19251252,00	78,69	5212822,70	21,31

sorbita: 0 - 117	Area	carburos: 118 - 255	Area
μm^2	%	μm^2	%
17991933,22	73,54	6472141,47	26,46

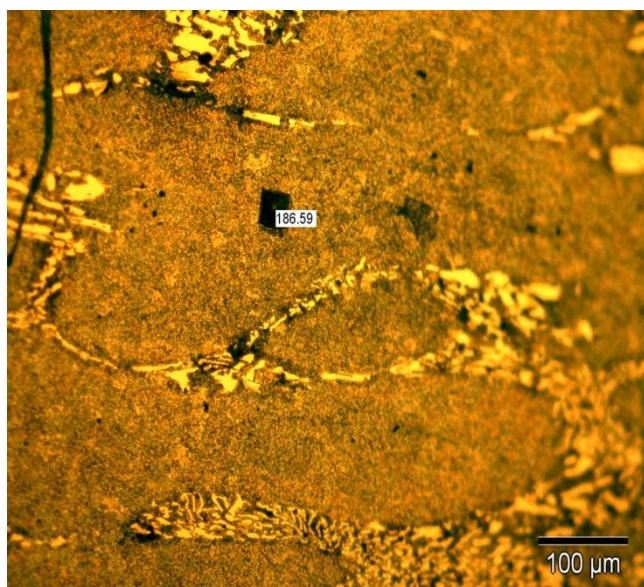
sorbita: 0 - 106	Area	carburos: 107 - 255	Area
μm^2	%	μm^2	%
1023337,43	66,93	505667,24	33,07

Tras realizar el análisis de fases en 3 zonas diferentes de la muestra nº 13 de Carburos, dos a x25 y una x100, observamos que el porcentaje de sorbita y carburos que nos da el programa de análisis de imagen es disperso. A cada fase le hemos asignado un color propio para diferenciarlas.

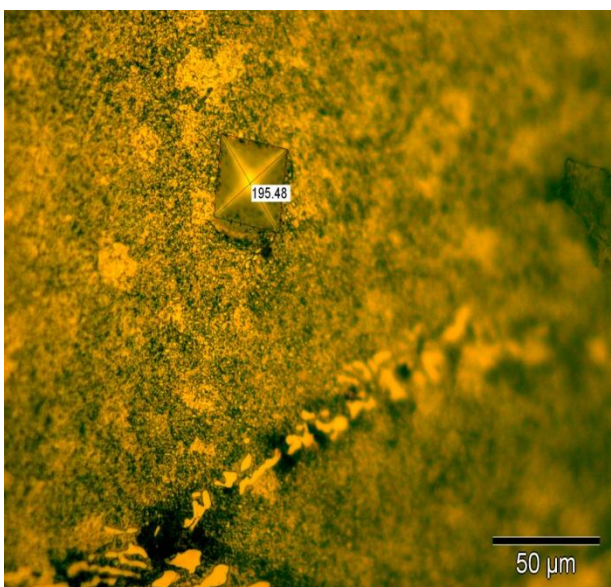
PROPORCIÓN DE FASES	Sorbita (%)	Carburos (%)
Análisis de imagen_1 (x25)	78,69	21,31
Análisis de imagen_2 (x25)	73,54	26,46
Análisis de imagen_3 (x100)	66,93	33,07
Análisis de imagen (media)	73,05	26,95

Dureza

Una vez obtenidas 5 medidas de dureza en la muestra con el microdurómetro, 4 en la sorbita y 1 en los carburos, el siguiente paso ha sido **medir las huellas** indentadas con el **programa de análisis de imagen**.



Dureza medida en la sorbita (x200)



Dureza medida en los carburos (x500)

La media aritmética de las medidas realizadas en cada fase (sorbita y carburos) con cada instrumento (microdurómetro y programa de análisis de imagen) se recoge en esta tabla:

Dureza	<u>Microdurómetro</u>	<u>Measure vickers indentations</u>
180,62 HV	\sum sorbita = 172,17 HV	\sum sorbita = 183,48 HV
	\sum carburos = 180,9 HV	\sum carburos = 195,48 HV

La precisión en la medida de la dureza es mucho mayor al medir las indentaciones con el programa de análisis de imagen, ya que se pueden realizar diferentes aumentos; además, las líneas de medición son más exactas.

En este caso, las huellas obtenidas en el ensayo de microdureza corresponden a indentaciones realizadas con 200 g de carga.

Para calcular la dureza global de la muestra emplearemos el valor medio de las durezas de cada una de sus fases obtenidas por uno y otro método (con el **microdurómetro** y con el programa de **análisis de imagen**), así como las proporciones de cada fase presentes en la aleación:

$$\begin{aligned} \text{Dureza sorbita} &= \frac{\text{Dureza (microdurómetro)} + \text{Dureza (análisis de imagen)}}{2} = \\ &= \frac{172,17 + 183,48}{2} = \mathbf{177,83 \text{ HV}} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{Dureza carburos} &= \frac{\text{Dureza (microdurómetro)} + \text{Dureza (análisis de imagen)}}{2} = \\ &= \frac{180,9 + 195,48}{2} = \mathbf{188,19 \text{ HV}} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{Dureza global} &= \% \text{ sorbita} \times 177,83 + \% \text{ carburos} \times 188,19 = \\ &= 0,7305 \times 177,83 \text{ HV} + 0,2695 \times 188,19 \text{ HV} = \mathbf{180,62 \text{ HV}} \end{aligned}$$

Este resultado de **dureza** obtenido **experimentalmente** ($\approx 181 \text{ HV}$) difiere del proporcionado, para esta muestra, por el **catálogo de la colección** ($\approx 232 \text{ HV}$).

Otras Propiedades Mecánicas

Si tomamos como referencia los valores ya expuestos en la tabla de estructuras del acero (ver apartado “Otras Propiedades Mecánicas”, probeta nº 10), podemos calcular de forma **aproximada** algunas **otras propiedades mecánicas** para nuestro material:

- **Dureza aproximada:**

Dureza sorbita ≈ 250 HV

Dureza carburos cromo ≈ 300 HV

La **dureza aproximada** obtenida con el porcentaje de fases en la muestra:

$$\% \text{ sorbita} \times 250 + \% \text{ carburos} \times 300 = 0,73 \times 250\text{HV} + 0,27 \times 300\text{HV} \approx \mathbf{264 \text{ HV}}$$

Observemos la diferencia con el valor experimental de dureza, 181 HV.

- **Resistencia a la tracción:**

La **resistencia a la tracción** aproximada de este acero la obtenemos con la siguiente expresión:

$$\sigma_R = \frac{\text{Dureza(HV)}}{3} \approx \frac{181}{3} \approx \mathbf{60 \text{ kg/mm}^2}$$

- **Resistencia a la fatiga y límite elástico:**

La **resistencia a la fatiga** y el **límite elástico** los podemos **aproximar** como:

$$\sigma_F = \frac{\text{tracción}}{2} \approx \frac{60}{2} = \mathbf{30 \text{ kg/mm}^2} \quad \sigma_Y = 3,3 \times \text{Dureza(HV)} \approx \mathbf{597 \text{ kg/mm}^2}$$

PROPIEDADES MECÁNICAS APROXIMADAS			
Dureza global (HV)	σ_R (kg/mm ²)	σ_F (kg/mm ²)	σ_Y (kg/mm ²)
264	60	30	597

-- PROBETA nº 17 --

Bandas



Estructura	Bandas de ferrita y perlita. En el caso de exigirse al acero las mejores condiciones de maquinabilidad en todas las direcciones, esta estructura no es la más recomendable.				
Acero	Bandas.				
Composición	C=0,17%	Ni=1,05%	Cr=1%	Mn=0,95%	Si=0,27%
Ataque	Picral al 5% durante 22 segundos.				
Dureza	Microdurómetro		Measure vickers indentations		
	∑ perlita = 166HV ∑ ferrita = 143 HV		∑ perlita = 173 HV ∑ ferrita = 143 HV		
150 HV (262 HV)					
Estado	Bruto de laminación.				

En los aceros hipoeutectoides con porcentajes de carbono variables de 0,12 a 0,5%, se producen frecuentemente en el proceso de laminación, forja y estampación, unas formaciones en bandas de ferrita y perlita muy pronunciadas.

En la microfotografía nº 17 se ve un ejemplo muy característico de esa estructura en un acero de 0,17 % de carbono.

Esta disposición de los microconstituyentes debe evitarse porque en ocasiones dificulta el mecanizado, sobre todo cuando la mecanización se realiza en sentido paralelo al de las bandas. En ese caso se produce un desgaste excesivo de las herramientas y además se pueden producir deformaciones en el tratamiento final de las piezas.

Recientemente se han comenzado a utilizar recocidos isotérmicos para la eliminación de las estructuras bandeadas de ferrita y perlita. Se realizan sometiendo el material a un calentamiento a alta temperatura, transformando luego isotérmicamente la austenita entre 500-650°, teniendo gran cuidado en las temperaturas y tiempos del proceso.

Después de un proceso de recocido isotérmico debidamente realizado, es posible transformar una microestructura como la nº 17, en una análoga a la nº 3, que es más apta para el mecanizado en todas direcciones.

Restauración y observación

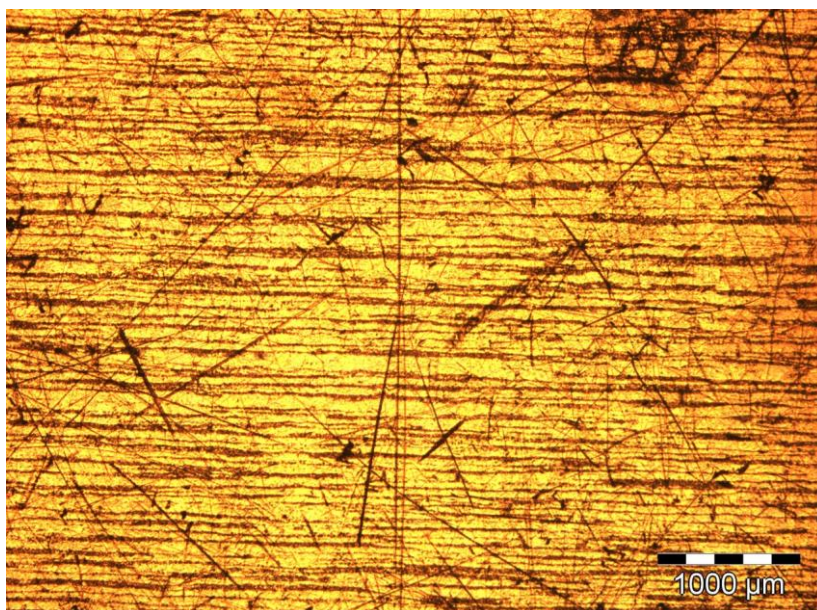


Imagen 1

Bandas x25, antes del proceso de restauración.

Es patente el deterioro de la muestra nº 17 antes de llevar a cabo su restauración. Se aprecian numerosas rayas y suciedad en su superficie.

A pesar de ello, y aun a 25 aumentos, su microestructura de bandas de ferrita y perlita ya se adivina en la imagen.



Imagen 2

Bandas x100 tras la restauración. Una vez desbastada, pulida y atacada su superficie (con picral al 5%), el material muestra su microestructura con claridad: cristales negros de perlita dispuestos en franjas alternas sobre un fondo blanco de ferrita. Es un fenómeno típico en aceros hipoeutectoides con 0,12-0,5%C, trabajados en frío: forja, laminación o estampación.

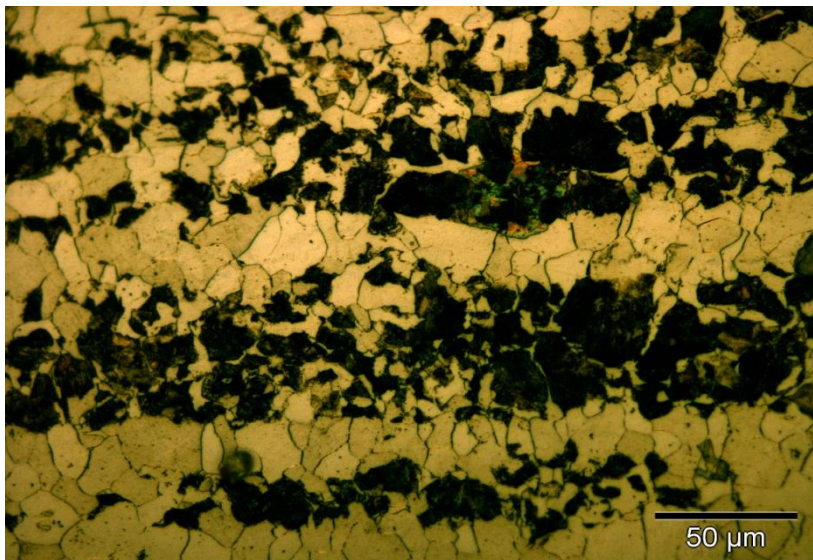


Imagen 3

Bandas x500, tras el proceso de restauración. En esta imagen se aprecian los cristales negros de perlita, de tamaño heterogéneo y organizados en bandas. Esta disposición de las fases debe evitarse porque dificulta el mecanizado, sobre todo, en sentido paralelo al de las bandas. Produce un desgaste excesivo de las herramientas y deformaciones en las piezas.

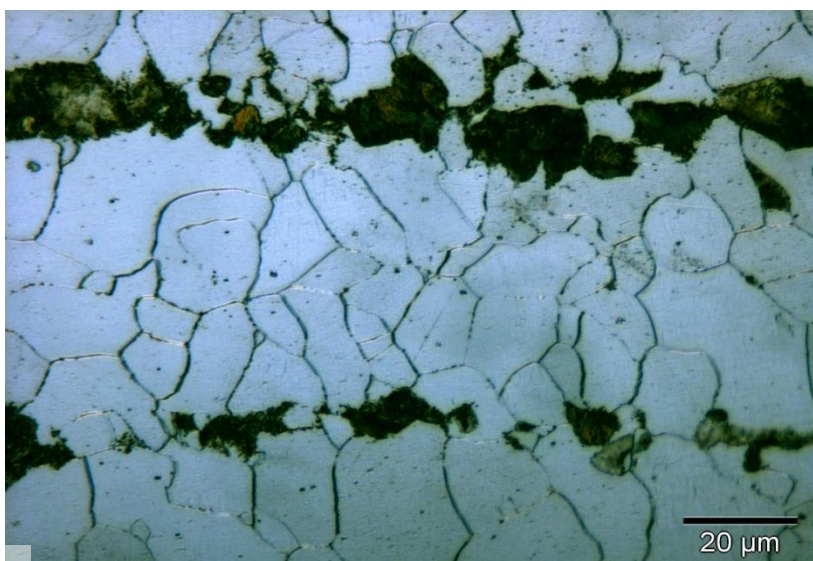
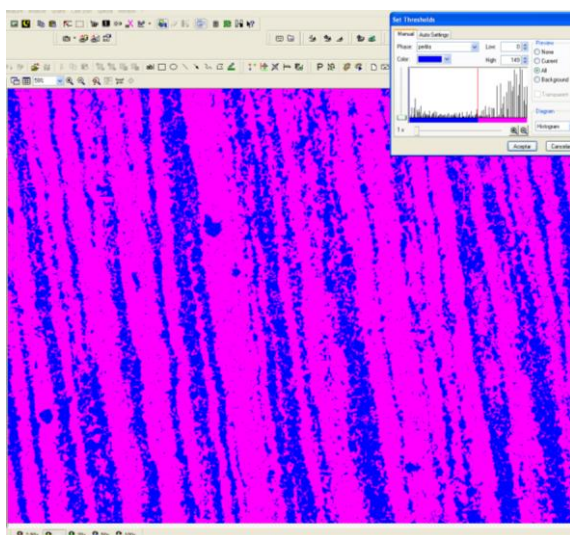


Imagen 4

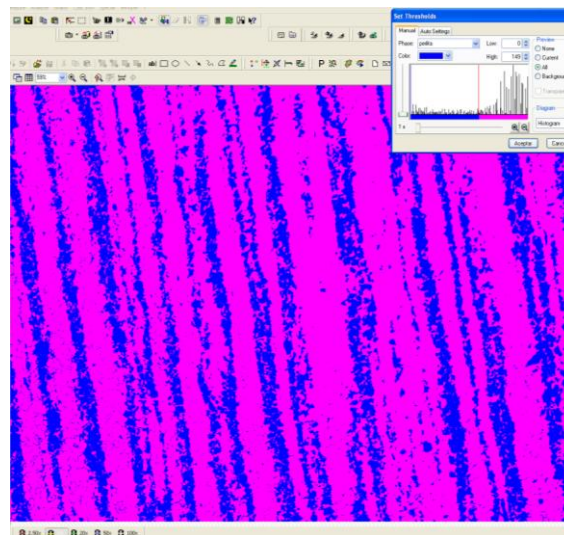
Bandas x1000 tras la restauración. Pavimento de cristales blancos de ferrita salpicados de negros granos de perlita. Debe realizarse un recocido isotérmico para la eliminación de las estructuras bandeadas: se calienta el material a alta T^a y se transforma luego la austenita isotérmicamente (500-650°), controlando las temperaturas y tiempos del proceso.

Medición del Tamaño de Grano y Análisis de Fase

Análisis de fases de la muestra nº 17: **perlita** y **ferrita**



Bandas (x100)



Bandas (x100)

perlita: 0 - 149	Area	ferrita: 150 - 255	Area
μm^2	%	μm^2	%
446788,43	29,22	1082216,25	70,78

perlita: 0 - 149	Area	ferrita: 150 - 255	Area
μm^2	%	μm^2	%
425512,95	27,83	1103491,73	72,17

Tras realizar el **análisis de fases en 2 zonas diferentes de la muestra nº 17, Bandas**, a x100 en ambas zonas, observamos que el **porcentaje de perlita y ferrita** que nos da el p999 programa de **análisis de imagen** es similar en ambos casos. A cada fase le hemos asignado un color propio para diferenciarlas. El **porcentaje teórico de perlita y ferrita** de esta muestra calculado con el dato de su contenido en carbono (**0,17 % C**) será:

$$\% \text{perlita} = \frac{0,17 - 0}{0,77 - 0} = 22,08 \%$$

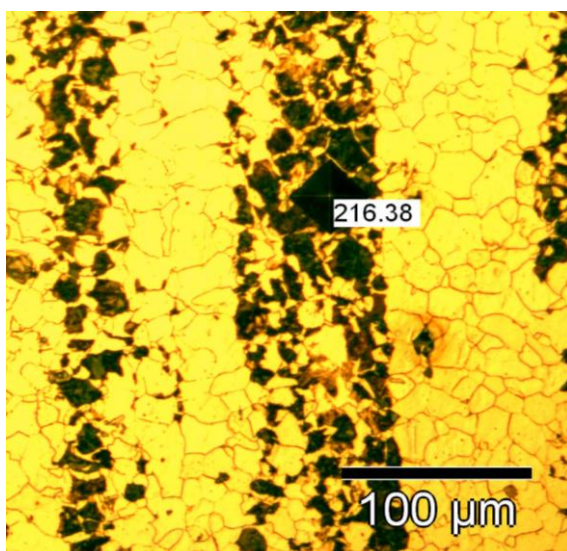
$$\% \text{ferrita} = \frac{0,77 - 0,17}{0,77 - 0} = 77,92 \%$$

PROPORCIÓN DE FASES	Perlita (%)	Ferrita (%)
Cálculo teórico (0,17 % C)	22,08	77,92
Análisis de imagen_1 (x100)	29,22	70,78
Análisis de imagen_2 (x100)	27,83	72,17
Análisis de imagen (media)	28,53	71,47

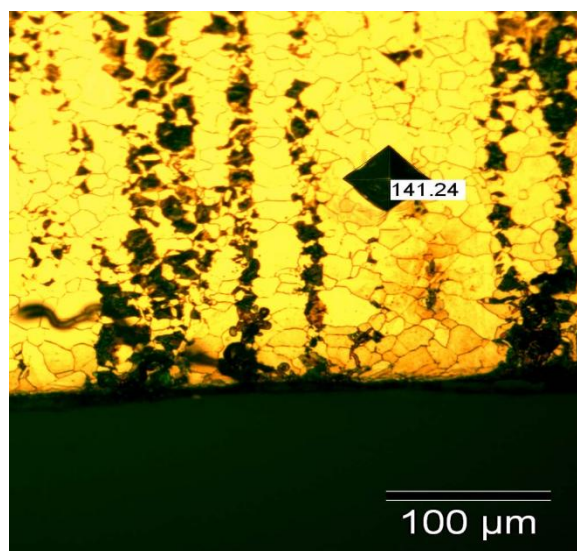
Observamos **cierta discrepancia** entre los **cálculos teóricos** y los **resultados experimentales**.

Dureza

Una vez obtenidas 5 medidas de dureza en cada una de las fases (bainita y martensita) con el microdurómetro, en zonas equidistantes de la muestra, el siguiente paso ha sido **medir las huellas** indentadas con el **programa de análisis de imagen**.



Dureza medida en la perlita (x200)



Dureza medida en la ferrita (x200)

La media aritmética de las 5 medidas realizadas en cada fase (perlita y ferrita) con cada instrumento (microdurómetro y programa de análisis de imagen) se recoge aquí:

Dureza	<u>Microdurómetro</u>	<u>Measure vickers indentations</u>
150 HV	\sum perlita = 165,94 HV	\sum perlita = 172,93HV
	\sum ferrita = 143,08 HV	\sum ferrita = 142,58 HV

La precisión en la medida de la dureza es mayor con el programa de análisis de imagen, ya que se pueden realizar diferentes aumentos; además, las líneas de medición son más exactas. A pesar de ello, ambos métodos arrojan resultados muy similares, en este caso.

Las huellas obtenidas en el ensayo de microdureza corresponden a indentaciones realizadas con 200 g de carga.

Para calcular la dureza global de la muestra emplearemos el valor medio de las durezas de cada una de sus fases obtenidas por uno y otro método (con el **microdurómetro** y con el programa de **análisis de imagen**), así como las proporciones de cada fase presentes en la aleación:

$$\begin{aligned} \text{Dureza perlita} &= \frac{\text{Dureza (microdurómetro)} + \text{Dureza (análisis de imagen)}}{2} = \\ &= \frac{165,94 + 172,93}{2} = \mathbf{169,44 \text{ HV}} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{Dureza ferrita} &= \frac{\text{Dureza (microdurómetro)} + \text{Dureza (análisis de imagen)}}{2} = \\ &= \frac{143,08 + 142,58}{2} = \mathbf{142,83 \text{ HV}} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{Dureza global} &= \% \text{ perlita} \times 169,44 + \% \text{ ferrita} \times 142,83 = \\ &= 0,2853 \times 169,44 \text{ HV} + 0,7147 \times 142,83 \text{ HV} = \mathbf{150,42 \text{ HV}} \end{aligned}$$

Este valor de **dureza global** se aleja bastante del que proporciona el catálogo para esta muestra: **262 HV**.

Otras Propiedades Mecánicas

Si tomamos como referencia los valores ya expuestos en la tabla de estructuras del acero (ver apartado “Otras Propiedades Mecánicas”, probeta nº 10), podemos calcular de forma **aproximada** algunas **otras propiedades mecánicas** para nuestro material:

- **Dureza aproximada:**

Dureza perlita ≈ 250 HV

Dureza ferrita ≈ 100 HV

La **dureza aproximada** obtenida con el porcentaje de fases en la muestra:

$$\% \text{ perlita} \times 250 + \% \text{ ferrita} \times 100 \approx 0,2853 \times 250\text{HV} + 0,7147 \times 100\text{HV} \approx \mathbf{143 \text{ HV}}$$

Comparemos este resultado con el **valor experimental de dureza: 150 HV**.

- **Resistencia a la tracción:**

La **resistencia a la tracción aproximada** de este acero la obtenemos con la siguiente expresión:

$$\sigma_R \approx \frac{\text{Dureza(HV)}}{3} \approx \frac{150}{3} = \mathbf{50 \text{ kg/mm}^2}$$

- **Resistencia a la fatiga y límite elástico:**

La **resistencia a la fatiga** y el **límite elástico** los podemos **aproximar** como:

$$\sigma_F \approx \frac{\text{tracción}}{2} \approx \frac{50}{2} = \mathbf{25 \text{ kg/mm}^2} \quad \sigma_Y \approx 3,3 \times \text{Dureza(HV)} = \mathbf{495 \text{ kg/mm}^2}$$

PROPIEDADES MECÁNICAS APROXIMADAS			
Dureza global (HV)	σ_R (kg/mm ²)	σ_F (kg/mm ²)	σ_Y (kg/mm ²)
143	50	25	495

II. ALEACIONES DE ALUMINIO

Fichas técnicas

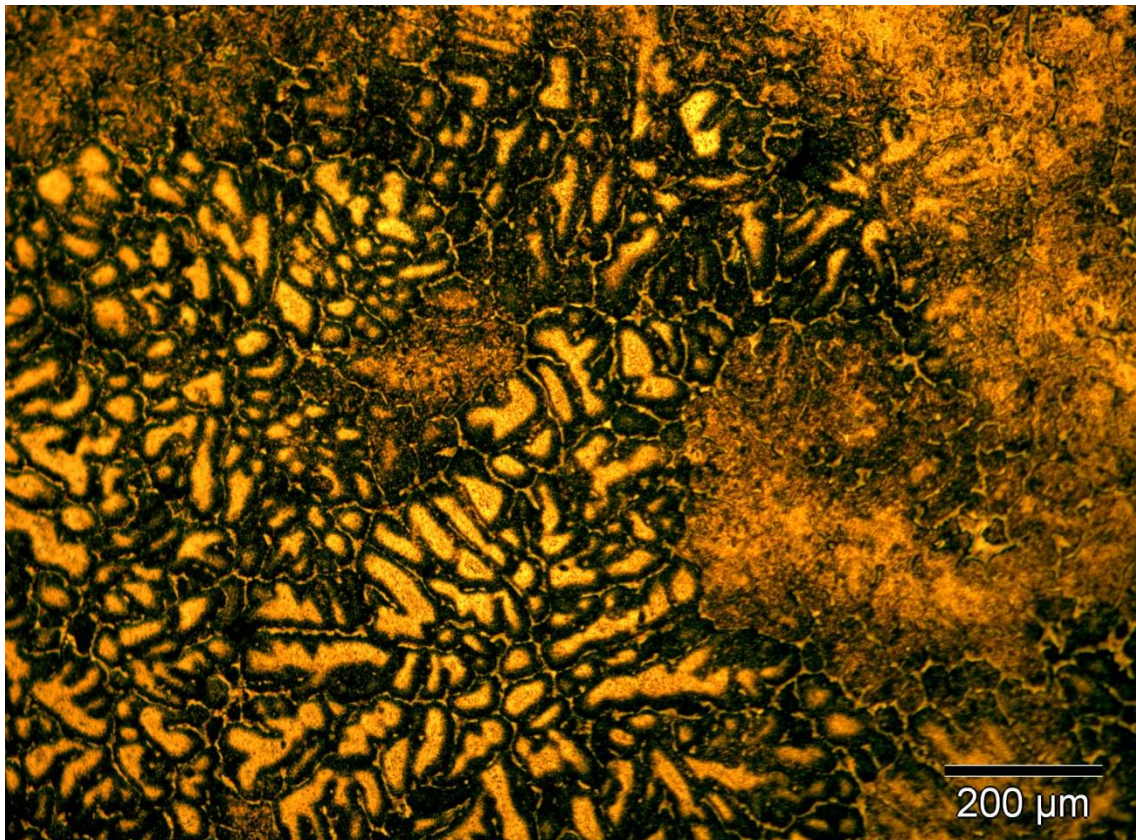
Colección de probetas

P.F. DUJARDIN & Co. – Düsseldorf

(Selección A)

-- PROBETA nº 1 --

Aluminio puro



Estructura	Granos de aluminio separados por una junta. Cristalización dendrítica. El fenómeno de microrrechupe es importante (negro).		
Aluminio	Aluminio puro.		
Composición	Al = 99,48%	Fe = 0,35%	Si = 0,17%
Ataque	Solución de ácido fluorhídrico al 10%.		
Dureza 80	<u>Microdurómetro</u>	<u>Measure vickers indentations</u>	
	\sum Fase = 79,62 HV	\sum Fase = 80,17 HV	
Fabricación	Moldeo en “lingotera”.		
Tratamiento posterior	Ninguno.		

La microfotografía nº1 corresponde a un aluminio puro de 99,48% de Al en moldeo en “lingotera”. En esta microestructura se puede observar los granos de aluminio separados por una junta. Cristalización dendrítica. El fenómeno de microrrechupe es importante (negro).

Esta estructura es característica de los aluminios puros moldeados en lingotera.

También se puede intuir ligeramente la expulsión de Al_3Fe en las juntas de grano e interior de los granos, a grandes aumentos.

Las **aplicaciones** del aluminio puro en la industria son Industria química y conservera, equipos y envases en industrias de alimentación, tubos deformables para envases de productos farmacéuticos y alimenticios, aerosoles, utensilios y baterías de cocina domésticos, láminas para condensadores, cables, pletinas y barras para conductores eléctricos (E Al- 1050 E), polvos para pirotecnia, aplicaciones nucleares, plaqueantes de chapas de AlCu y AlZn para aeronáutica. Depósitos y conductos para el agua oxigenada y el ácido nítrico. Chapas donde no se necesiten características mecánicas. Reflectores de lámparas, remaches, etc.

Como **observaciones**, esta aleación presenta una excelente resistencia a los agentes atmosféricos, una conductividad térmica y eléctrica elevada y una excelente aptitud a la deformación y a la corrosión de ciertos ácidos. Sus características mecánicas son relativamente modestas. No se garantiza la calidad superficial para el anodizado arquitectónico por la posible aparición de vetas y manchas por las impurezas que puede tener y aleantes. Aconsejamos para anodizado decorativa la aleación ENAW 5005 (Magnealtok 10), calidad anodizable decorativa, no la calidad industrial.

Restauración y observación

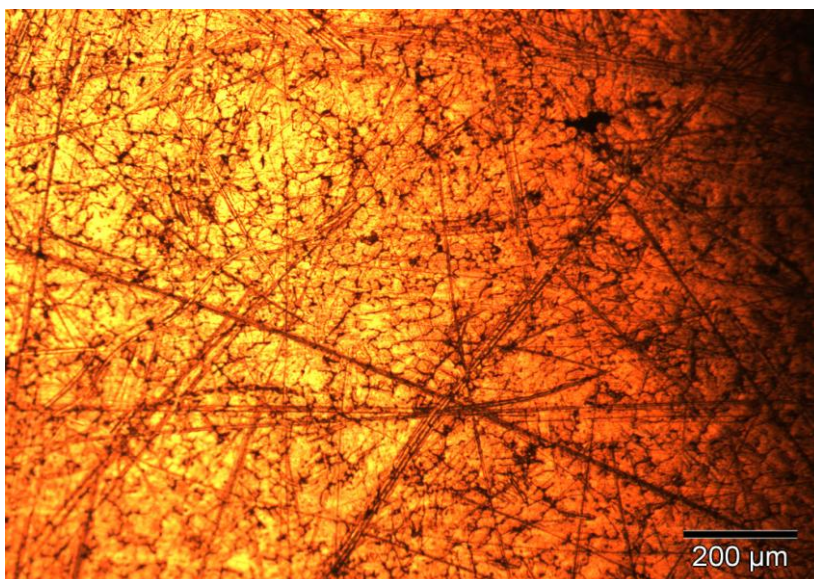


Imagen 1

Aluminio puro X100 antes del proceso de restauración.

La superficie está altamente dañada y necesita de un pulido final con sílice de varias pasadas para obtener un pulido espejo.

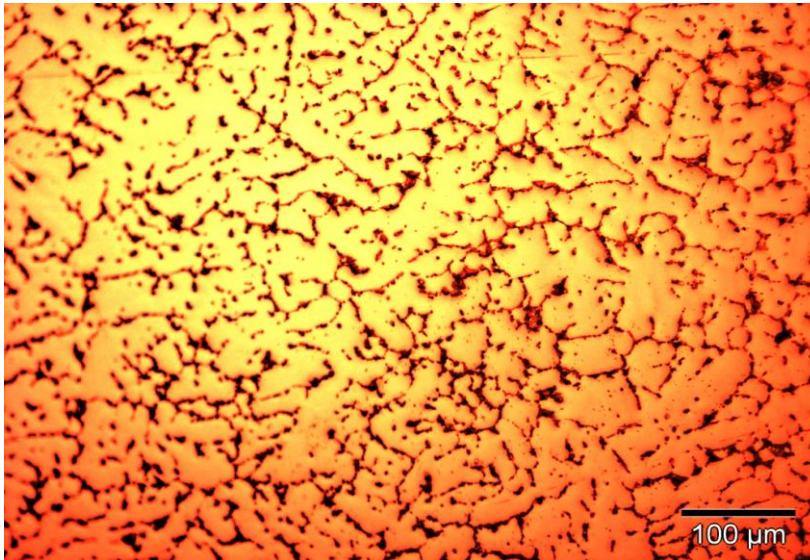


Imagen 2

Aluminio puro X200 antes del ataque químico de una solución de ácido fluorhídrico al 10 %.

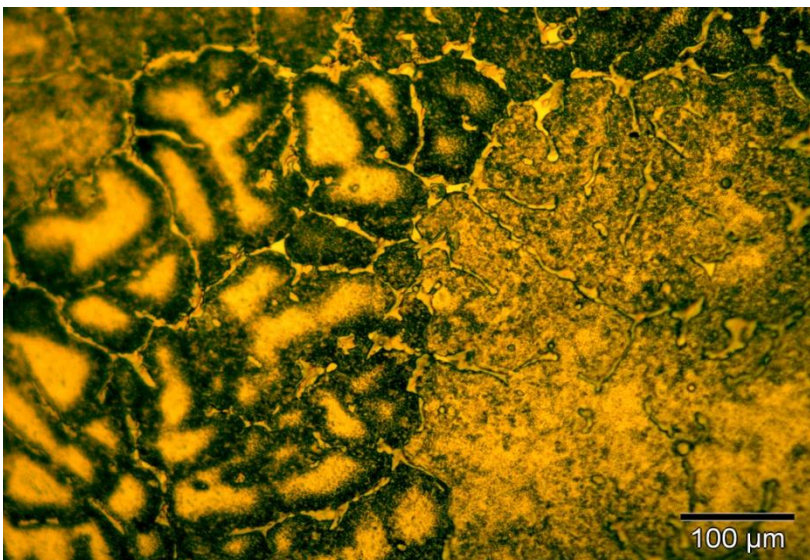


Imagen 3

Aluminio puro X200 tras el ataque químico.

Se pueden observar los granos de aluminio separados por una junta.

La cristalización dendrítica puesta en evidencia por el fenómeno de microrrechupe que es bastante importante (negro).

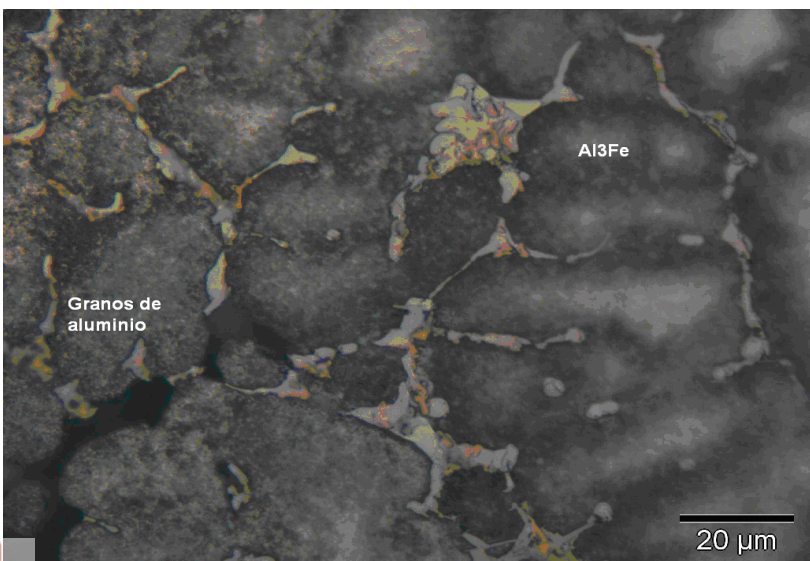
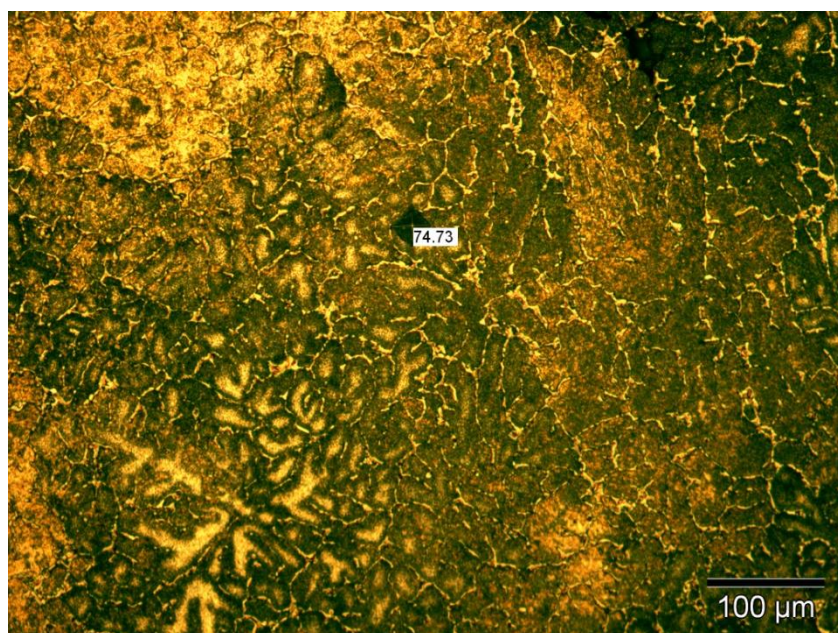


Imagen 4

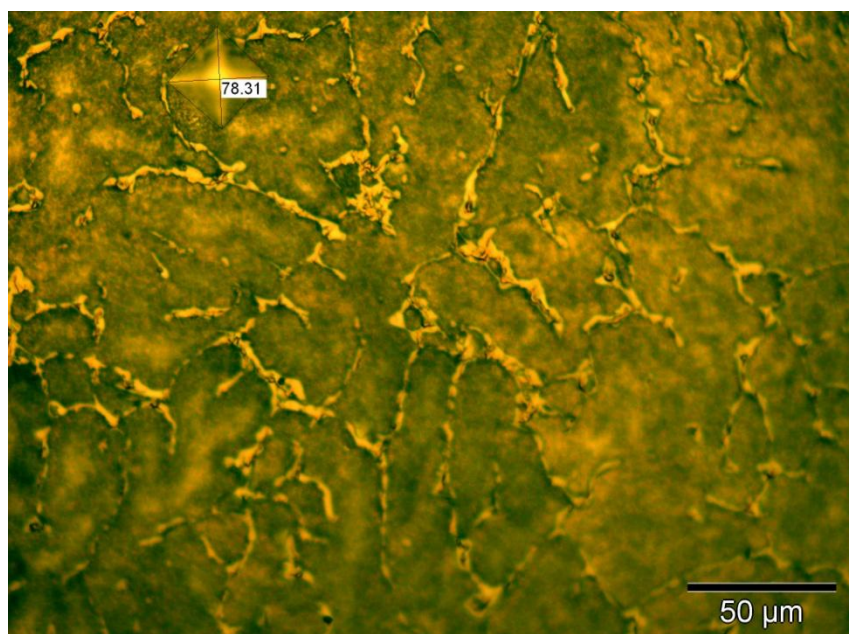
Aluminio puro X200 ya restaurado. Se observa bien el microrrechupe y los granos de aluminio. También se intuye la expulsión de Al_3Fe en las juntas de grano. Presenta una excelente resistencia a los agentes atmosféricos, conductividad térmica y eléctrica elevada, y excelente aptitud a la deformación y corrosión de ciertos ácidos.

Dureza y propiedades

Una vez obtenidas 5 medidas de dureza con el microdurómetro, en zonas equidistantes de la muestra, el siguiente paso ha sido medir las huellas indentadas con el programa de análisis de imagen.



Dureza Vickers (x200)



Dureza Vickers sobre la misma huella (x500)

Dureza	Microdurómetro	Measure vickers indentations
90	\sum Fase = 87,72 HV	\sum Fase = 80,17 HV

En comparación con los aceros, en los aluminios podemos observar que las durezas obtenidas tanto con el microdurómetro como con el programa análisis de imagen son cercanas. Esto es debido tanto a la menor dureza de los aluminios, como a la mayor carga utilizada para las huellas en estas muestras y por consiguiente, el mayor tamaño de huella realizado sobre las superficie, con lo que los resultados obtenidos son prácticamente similares.

Las **aplicaciones** del aluminio puro en la industria son Industria química y conservera, equipos y envases en industrias de alimentación, tubos deformables para envases de productos farmacéuticos y alimenticios, aerosoles, utensilios y baterías de cocina domésticos, láminas para condensadores, cables, pletinas y barras para conductores eléctricos (E Al- 1050 E), polvos para pirotecnia, aplicaciones nucleares, plaqueantes de chapas de AlCu y AlZn para aeronáutica. Depósitos y conductos para el agua oxigenada y el ácido nítrico. Chapas donde no se necesiten características mecánicas. Reflectores de lámparas, remaches, etc.

Como **observaciones**, esta aleación presenta una excelente resistencia a los agentes atmosféricos, una conductividad térmica y eléctrica elevada y una excelente aptitud a la deformación y a la corrosión de ciertos ácidos. Sus características mecánicas son relativamente modestas. No se garantiza la calidad superficial para el anodizado arquitectónico por la posible aparición de vetas y manchas por las impurezas que puede tener y aleantes. Aconsejamos para anodizado decorativa la aleación ENAW 5005 (Magnealtok 10), calidad anodizable decorativa, no la calidad industrial.

Tiene problemas con el corte por láser aunque actualmente algunos equipos pueden hacerlo. En el caso de lacarse esta aleación, cuyo estado más comercial H14/H24 no tiene excesivas características mecánicas puede perder la planimetría al someterse a los 205/210°C de la temperatura de polimerización del polvo de laca, para este caso aconsejamos la aleación ENAW 5754-H22 (Magnealtok 30-H22). El estado duro sólo se puede ofrecer en espesores de 4 mm. e inferiores por eso aconsejamos que en espesores superiores se utilice la aleación ENAW 5754- H111 y H22 (Magnealtok 30).





Las **propiedades físicas** típicas de esta aleación a Tª de 20°C son:

Módulo elástico (N/mm ²)	Peso específico (g/cm ³)	Intervalo de fusión (°C)	C. dilatación lineal (1/10 ⁶ K)
70.000	2,7	646-657	23,5

Conduc. térmica (W/ m K)	Resistividad eléctrica (μΩ cm)	Conduc. eléctrica (% IACS)	Potencial disolución (V)
210-220	2,9	59,5	- 0,84

Las **aptitudes tecnológicas** de esta aleación son:

Comportamiento natural	Soldadura	Mecanización (Estado 0)	Anodizado	Recubrimiento
Ambiente rural	Llama	Fragmen. de la viruta	Protección	Lacado
Ambiente Industrial	Arco(argón)		Decorativo	Galvanizado
Ambiente marino	Resistencia eléctrica	Brillo de superficie	Duro	Níquel químico
Agua de mar	Braseado			

 Muy buena.
 Buena.
 Regular.
 Mala, evitar.

MECANIZACIÓN:
Fragmentación de la viruta
Brillo de superficie

Estado: 0



Estado: H14



Estado: H18



EMBUTICIÓN:
Por expansión
Embutición profunda

Estado: 0



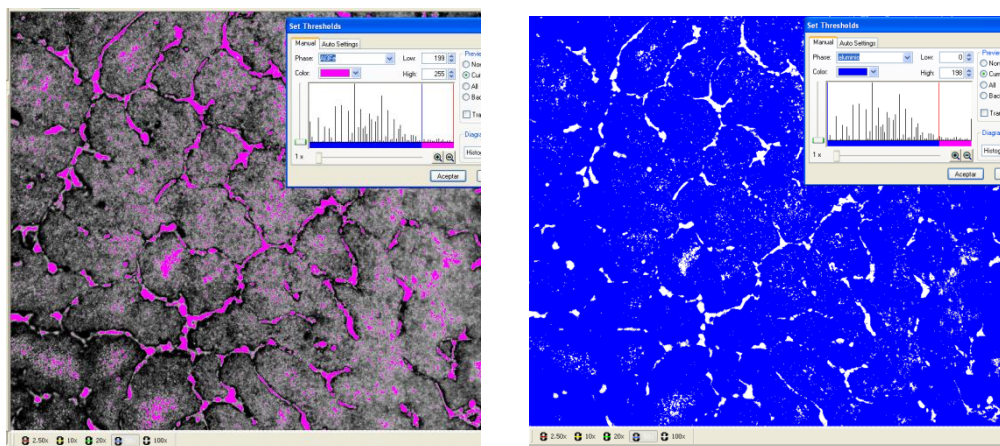
Estado: H14



Estado: H18



Análisis de fases



Análisis de fase: Al_3Fe (rosa) y aluminio (azul) (x500)

aluminio: 0 - 198	Area	Al_3Fe : 199 - 255	Area
μm^2	%	μm^2	%
56756,01	92,80	4404,17	7,20

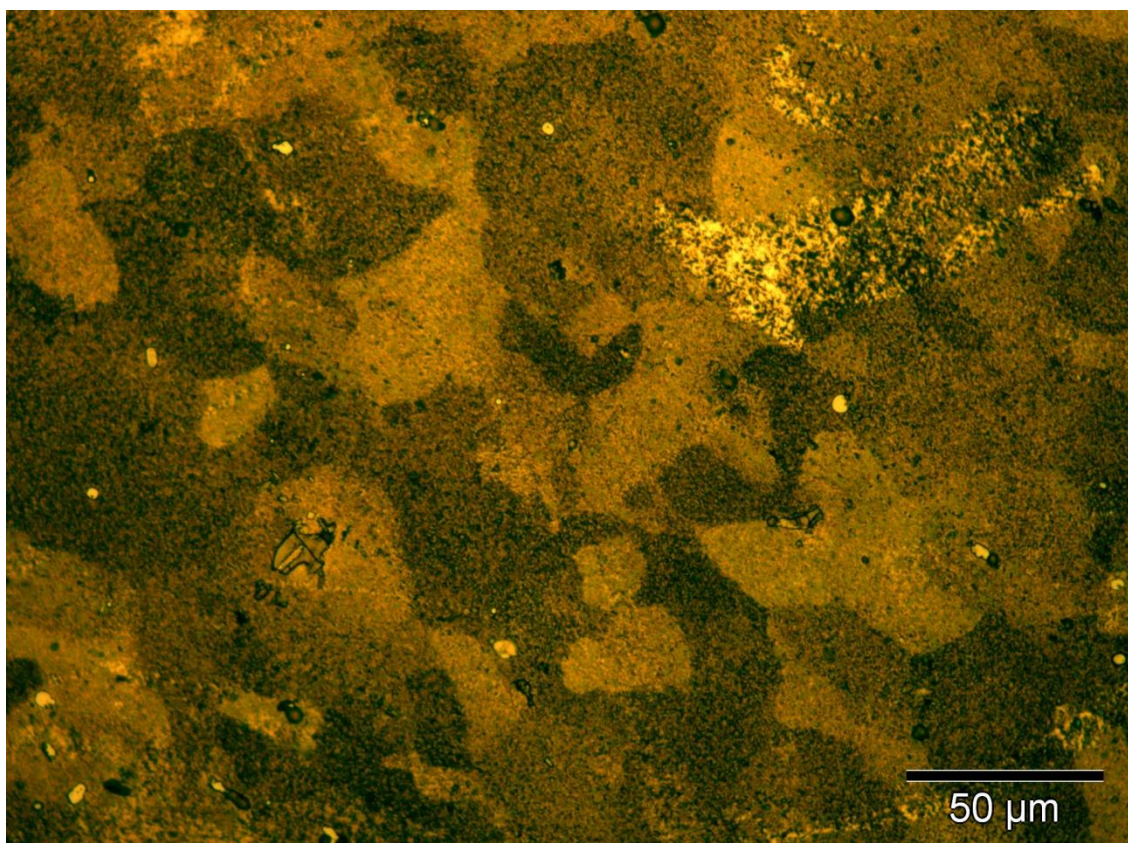
aluminio: 0 - 198	Area	Al_3Fe : 199 - 255	Area
μm^2	%	μm^2	%
56281,19	92,02	4879,00	7,98

Una vez realizado el análisis de fase con el programa análisis de imagen, vemos que la presencia del intermetálico Al_3Fe es importante dando una media de 7,5%, siendo mayoritario en las juntas de grano. Para obtener este porcentaje hemos realizado la medición de fases en cinco zonas diferentes de la muestra, mostrando en esta ficha dos mediciones de fases realizadas por el programa.

Como se puede observar la definición de colores que identifica a una y otra fase es bastante precisa siendo unos resultados muy próximos de una medición a otra ya que la distribución del intermetálico en las juntas de grano es bastante homogénea. También se puede ver en el análisis de fase del intermetálico (rosa) la presencia de este compuesto en algunas zonas interiores a los granos de aluminio.

-- PROBETA nº 5 --

Aleación aluminio-magnesio AG5



Estructura	Granos de aluminio (solución sólida α) todavía alargados. Precipitaciones finas de fase β en el interior y en las juntas de grano (la fase β está basada en el compuesto Al_3Mg_2).							
Aluminio	Aluminio-magnesio AG5.							
Composición	Al 93,477%	Mg 5,86%	Fe 0,25%	Si 0,20%	Cr 0,09%	Cu 0,05%	Mn 0,039%	Zn 0,034%
Ataque	Solución de ácido fluorhídrico al 1%.							
Dureza 131,3 HV	<u>Microdurómetro</u> \sum Fase = 131,6 HV				<u>Measure vickers indentations</u> \sum Fase = 131,06 HV			
Fabricación	Laminado en frío.							
Tratamiento posterior	Recocido de ablandamiento.							

La microfotografía nº 4 corresponde a un aluminio-magnesio de 93,47 %Al y 5,86% Mg laminado en frío con un tratamiento posterior de recocido de ablandamiento. En esta microestructura se puede observar los granos de aluminio (solución sólida α) todavía alargados. Precipitaciones finas de fase β en el interior y en las juntas de grano (la fase β está basada en el compuesto Al_3Mg_2). los granos de aluminio alargados en el sentido de la deformación. Expulsión del Al_3Fe en las juntas y en el interior de los granos.

Cuando un material metálico se deforma en frío, en nuestro caso por laminación, se producen en el metal variaciones en su estructura y características físicas. El grano se alarga y como consecuencia crece de forma importante la superficie de las juntas de grano. Pero el principal efecto de la deformación plástica es el aumento en la densidad de las dislocaciones.

La banda de colada continua tiene más capacidad para el endurecimiento por deformación. Debido a su estructura dendrítica fina y a la más alta sobresaturación hay una mayor posibilidad de generación de dislocaciones y endurecimiento por dispersión.

Las **aplicaciones** de esta aleación son construcciones navales y aquellas que necesiten buenas características mecánicas, soldadura y anticorrosión en ambiente marino.

Algunas **observaciones** sobre esta aleación aleación de alta resistencia mecánica y a la corrosión especialmente al agua de mar, tiene muy buena soldabilidad. Esta aleación suele sufrir agrietamientos intercristalinos y de corrosión bajo tensión tras tratamientos térmicos inadecuados (soldadura). No usar a más de 65°C si se va a exponer a continuación a ambientes agresivos.

Restauración y observación

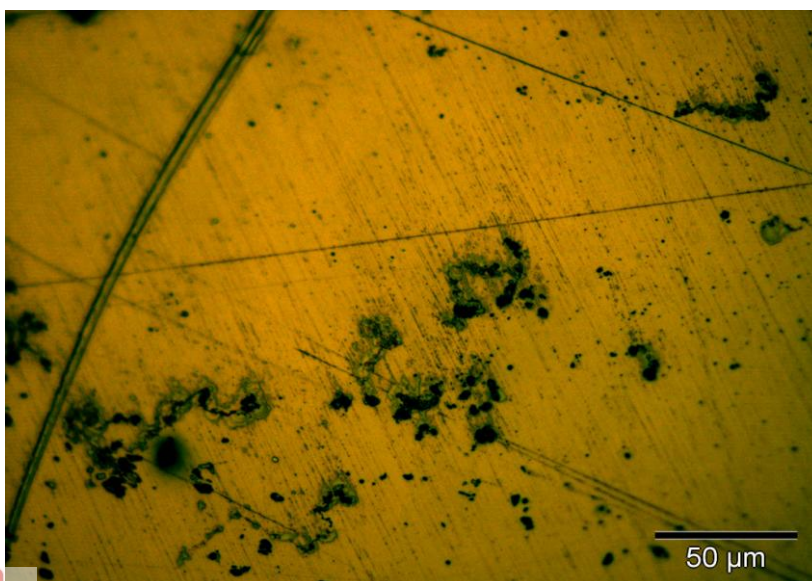


Imagen 1

Aluminio-magnesio X500
antes del proceso de
restauración.

Como puede observarse, la
superficie presenta multitud
de rayas, suciedad e
imperfecciones.

La microestructura no es
apreciable a este nivel de
resolución.

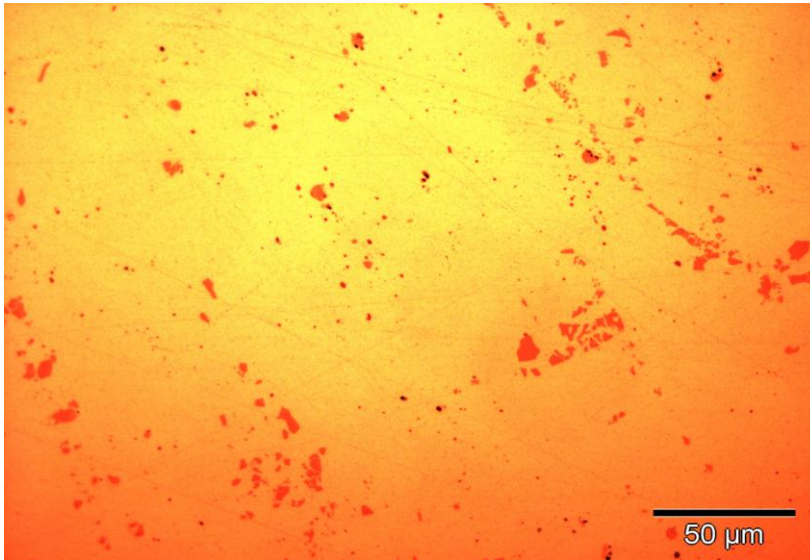


Imagen 2

Aluminio-magnesio X500
antes del ataque químico.

Con un pulido espejo la
superficie muestra las
precipitaciones finas de fase β .

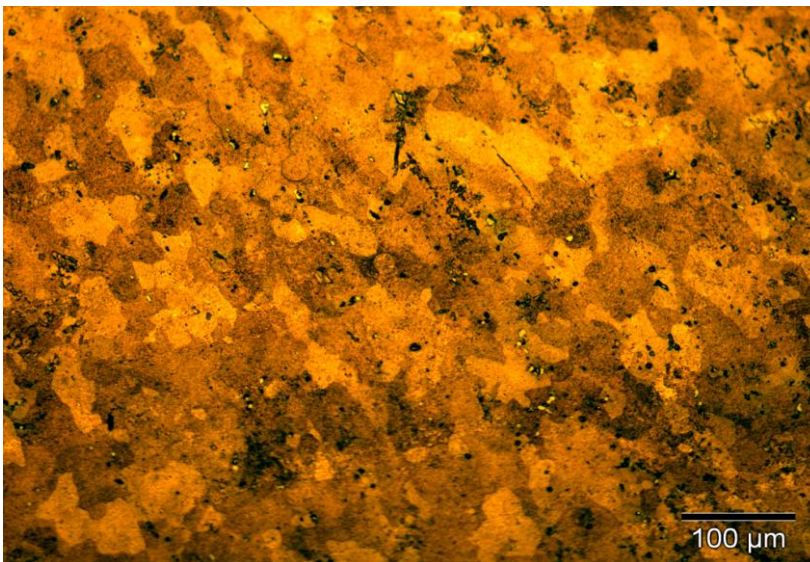


Imagen 3

Aluminio-magnesio X200 tras
el proceso de restauración.

Una vez realizado el proceso
de desbaste y pulido, se ha
procedido al ataque químico
con ácido fluorhídrico al 1%.

Esta microfotografía
corresponde aun ataque
durante 15 segundos.
Precipitaciones finas de fase β
en el interior y junta de grano.

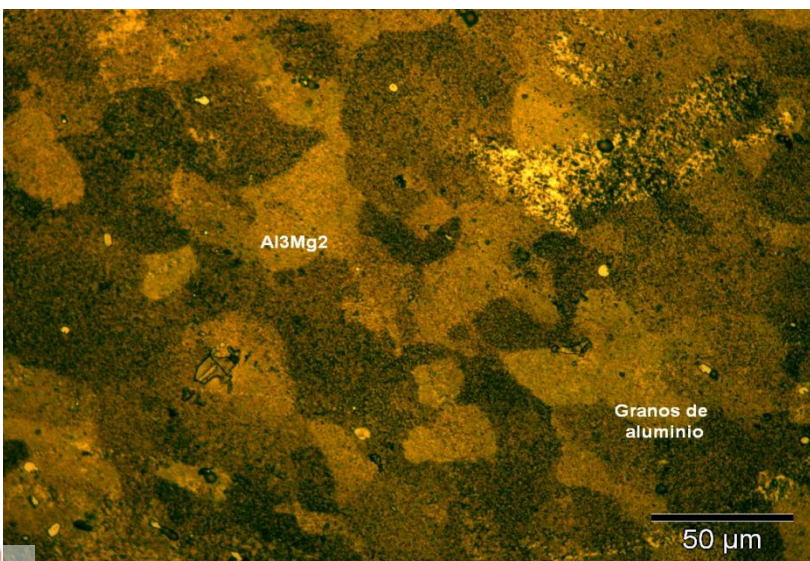


Imagen 4

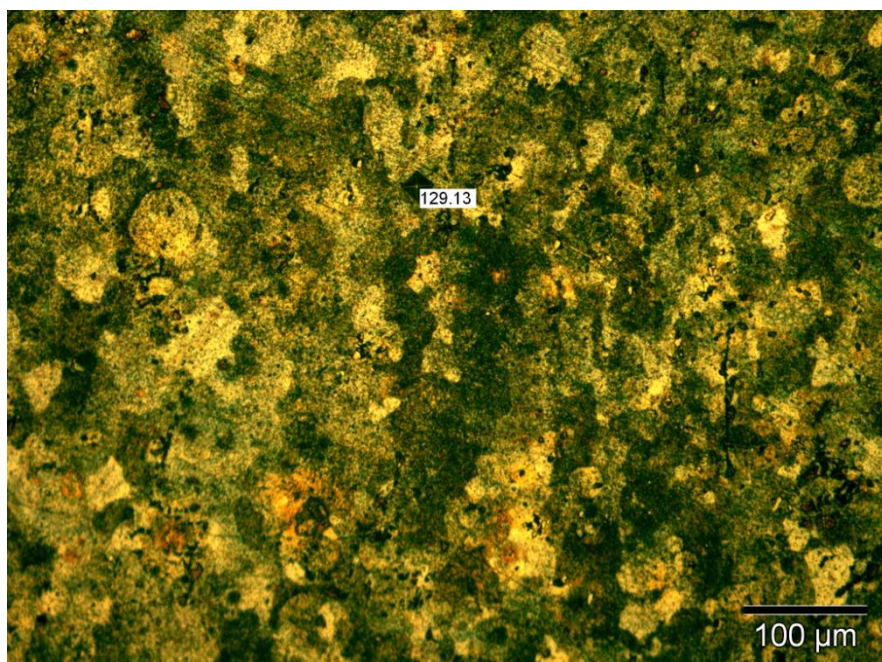
Aluminio-magnesio X500 tras
el proceso de restauración.

Con un ataque de 20 segundos
podemos observar con más
claridad los granos de
aluminio (solución sólida α)
todavía alargados.

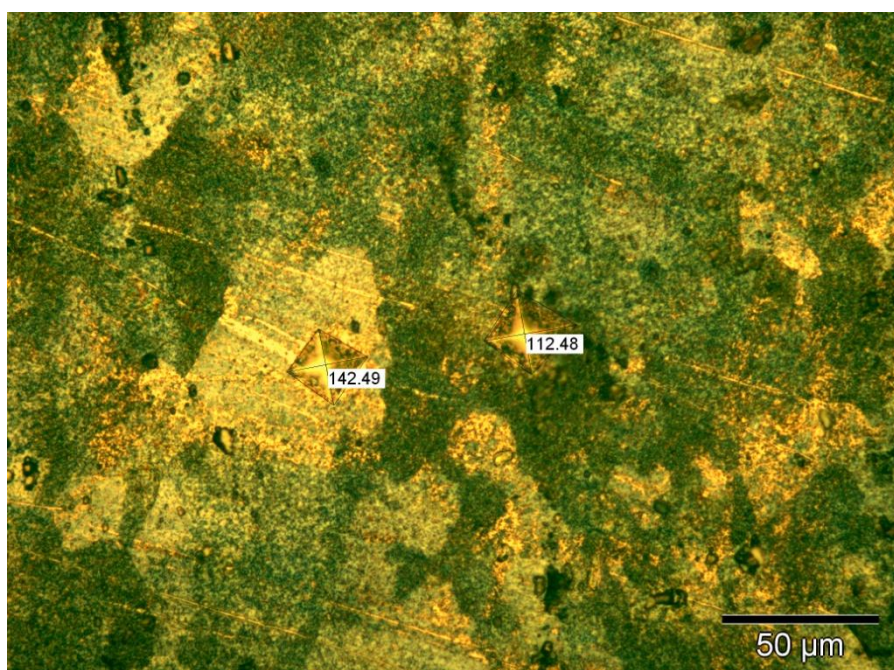
La fase β está basada en
compuestos de Al_3Mg_2 , tanto
en el interior como en los
espacios interdendríticos.

Dureza y propiedades

Una vez obtenidas 5 medidas de dureza con el microdurómetro, en zonas equidistantes de la muestra, lo siguiente es medir las huellas indentadas con el programa de análisis de imagen.



Dureza en el centro de la muestra (x200)



Dureza en dos granos (x500)

Dureza	Microdurómetro	Measure vickers indentations
131,3 HV	\sum Fase = 131,6 HV	\sum Fase = 131,06 HV

En comparación con los aceros, en los aluminios podemos observar que las durezas obtenidas tanto con el microdurómetro como con el programa análisis de imagen son muy acotadas. Esto es debido tanto a la menor dureza de los aluminios, como a la mayor carga utilizada para las huellas en estas muestras y por consiguiente, el mayor tamaño de huella realizado sobre las superficie, con lo que los resultados obtenidos son prácticamente similares.

También se puede mencionar la menor proporción de aleantes de estas muestras, con lo que el intervalo medio de dureza obtenido sobre la muestra es más acotado, siendo en los aceros más irregular debido a las diferentes fases presentes y a la disolución de los compuestos de diferentes durezas sobre estas fases. El magnesio endurece el aluminio con mayor facilidad que el manganeso y se puede añadir en mayores cantidades. Un porcentaje de magnesio del 0,8% tiene un efecto endurecedor similar al obtenido con un 1,25% de manganeso. Las aleaciones de Al-Mg son más ligeras que el aluminio, poseen unas buenas propiedades de soldabilidad y excelente resistencia a la corrosión en ambientes marinos, se mecanizan con facilidad.

De acuerdo con el diagrama de la siguiente figura, el sistema Al-Mg forma un eutéctico a 450° C y una composición del 35%. La solubilidad máxima del magnesio es del 15,35% en el punto eutéctico y disminuye hasta el 2 % a 100° C. Por tanto, son sistemas que permiten endurecerse por precipitación. La disminución de la solubilidad con la temperatura produce la expulsión del magnesio para formar el intermetálico Mg_2Al_3 que forma una compleja red cúbica centrada en las caras. El rango óptimo de temperaturas para los tratamientos de precipitación del Mg_2Al_3 oscila entre 200-300°C.

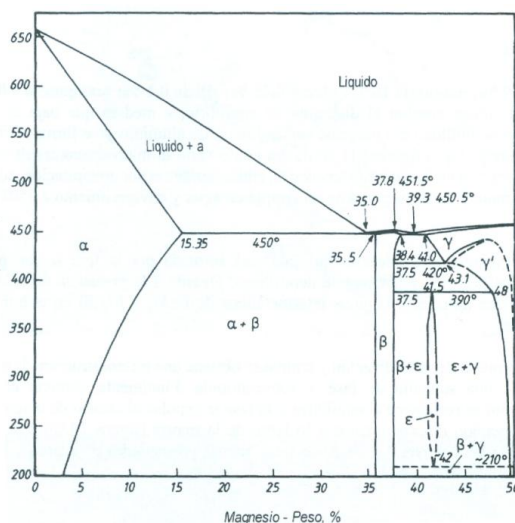


Diagrama de equilibrio binario aluminio-magnesio

Las impurezas más usuales en estas aleaciones Al-Mg son el silicio y el hierro. El magnesio comercialmente puro puede contener hasta un 0,5 % de silicio, de tal forma que durante la primera adición de magnesio se produce la formación del intermetálico Mg_2Si , que aparece en pequeñas partículas de color gris o azul. Las impurezas de hierro también tienden a formar intermetálicos del tipo $FeAl_3$. Por tanto, en las aleaciones Al-Mg es usual encontrar, además de las fases descritas en el diagrama de equilibrio, los intermetálicos mencionados.

Las **aplicaciones** de esta aleación son construcciones navales y aquellas que necesiten buenas características mecánicas, soldadura y anticorrosión en ambiente marino.

Algunas **observaciones** sobre esta aleación aleación de alta resistencia mecánica y a la corrosión especialmente al agua de mar, tiene muy buena soldabilidad. Esta aleación suele sufrir agrietamientos intercristalinos y de corrosión bajo tensión tras tratamientos térmicos inadecuados (soldadura). No usar a más de 65°C si se va a exponer a continuación a ambientes agresivos.

Las propiedades físicas típicas de esta aleación a Tª de 20°C son:

Módulo elástico (N/mm ²)	Peso específico (g/cm ³)	Intervalo de fusión (°C)	C. dilatación lineal (1/10 ⁶ K)
71.000	2,63	576-638	23,9

Conduc. térmica (W/ m K)	Resistividad eléctrica (μΩ cm)	Conduc. eléctrica (% IACS)	Potencial disolución (V)
116	6,6	29	- 0,87

El **recocido de ablandamiento** que presenta esta muestra, sirve para transformar materiales a un estado de resistencia muy baja y alto alargamiento. Se realiza de ordinario para facilitar trabajos de conformación o para hacerlos posibles. En los materiales endurecidos en frío, el recocido de ablandamiento consiste en un recocido de recristalización, habiendo de tenerse en cuenta el tamaño de grano, la duración del recocido, el nivel de grado de deformación en frío y los recocidos intermedios.

En los materiales endurecibles, este recocido sirve para la precipitación amplia de constituyentes de la aleación que se hallen disueltos, sobresaturados, en forma gruesa, o para la transformación de precipitaciones coherentes en fases incoherentes. En las aleaciones de fundición, el recocido provoca un ablandamiento de las piezas fundidas. Las aleaciones de AlMg con más de un 4 % de Mg deben ser sometidas ocasionalmente a un recocido de estabilización, para conseguir en ellas un estado no sensible a la corrosión intercristalina.

Las **aptitudes tecnológicas** de esta aleación son:

Comportamiento natural	Soldadura	Mecanización (Estado: F)	Anodizado	Recubrimiento
Ambiente rural	Llama	Fragmen. de la viruta	Protección	Lacado
Ambiente Industrial	Arco(argón)		Decorativo	Galvanizado
Ambiente marino	Resistencia eléctrica	Brillo de superficie	Duro	Níquel químico
Agua de mar	Braseado			

Muy buena.

Buena.

Regular.

Mala, evitar.

El **tratamiento del aluminio** nombrado en el mecanizado es el siguiente:

TRATAMIENTOS DEL ALUMINIO

- Intervalo de temperatura de forja: 350° - 480°C.
- Recocido total: De 30 minutos a 2 horas entre 345° - 380°C.
- Recocido parcial: 240°C.

Algunas de las **propiedades mecánicas** típicas de esta aleación son:

PROPIEDADES MECÁNICAS TÍPICAS (a temperatura ambiente de 20°C)

Estado	Características a la tracción			Límite a la fatiga N/mm ²	Resistencia a la cizalladura τ N/mm ²	Dureza Brinell (HB)
	Carga de rotura Rm. N/mm ²	Límite elástico Rp 0,2. N/mm ²	Alargamiento A 5,65 %			
0 / H111	290	150	-	280	180	65
H18	435	405	-	300	235	105
H38	415	345	-	300	220	100

Las **características mecánicas** a diferentes temperaturas las podemos ver aquí:

CARACTERÍSTICAS MECÁNICAS DE LA ALEACIÓN A DIFERENTES TEMPERATURAS

Estado	-195°C			-80°C			-30°C			+25°C			+100°C		
	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65
0	425	180	32	315	160	25	310	160	20	310	160	20	290	150	31

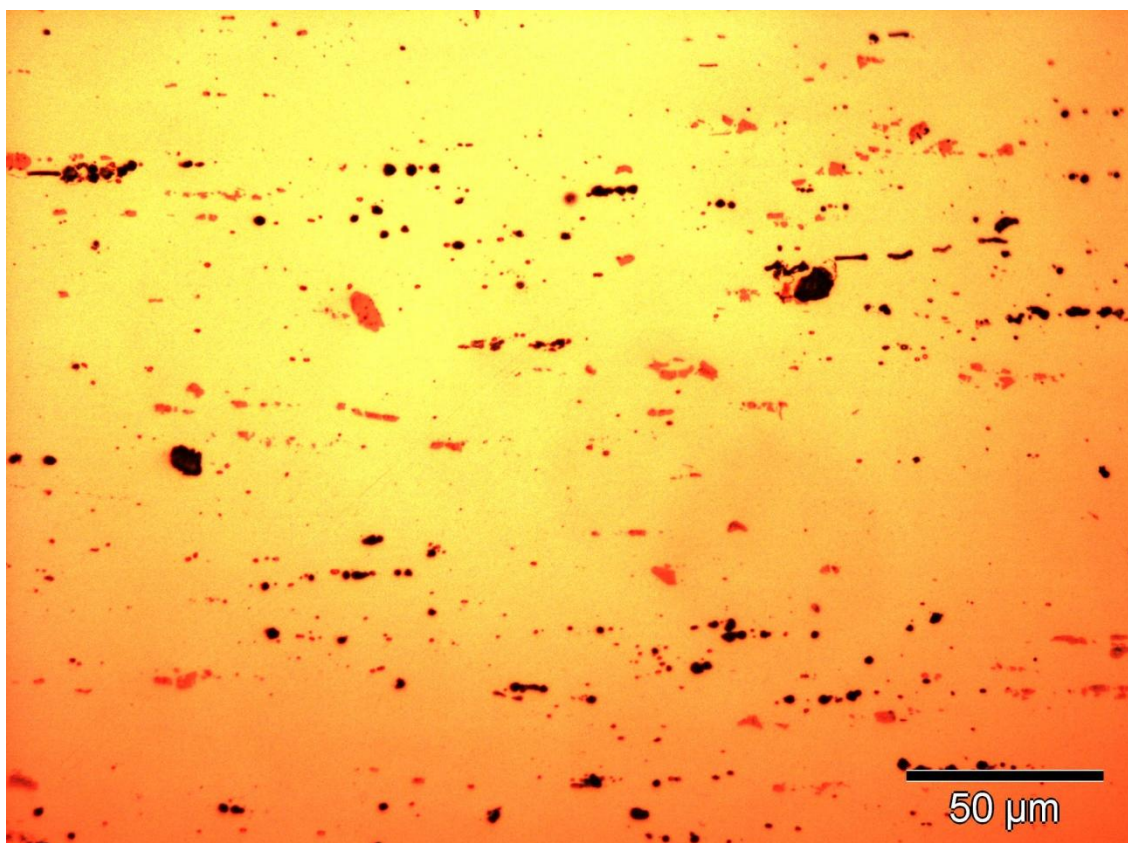
Estado	+150°C			+205°C			+260°C			+315°C			+370°C		
	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65
0	215	140	50	150	115	60	115	75	80	75	50	110	41	29	130

Rm N/mm² ; Rp N/mm² ; A 5,65 %.

Según normas A.A.

-- PROBETA nº 7 --

Aleación aluminio-cobre-magnesio AU4G



Estructura	Corte longitudinal: Pavimentación de granos de solución sólida α en amarillo. Precipitaciones de Al_2Cu (rojo-anaranjado) y de Al_3Mg_2 (negro) alargadas en el sentido del trefilado.						
Aluminio	Aluminio-cobre-magnesio AU4G.						
Composición	Al 92,38%	Cu 4,45%	Mg 1,59%	Mn 0,80%	Si 0,35%	Fe 0,33%	Zn 0,10%
Ataque	Sin ataque.						
Dureza 134 HV	Microdurómetro			Measure vickers indentations			
	\sum Fase = 128,5 HV			\sum Fase = 139,7 HV			
Fabricación	Trefilado en frío.						
Tratamiento posterior	Ninguno.						

La microfotografía nº 6 corresponde a un aluminio-cobre-magnesio de 92,38 %Al y 4,45% Cu y 1,59% Mg trefilado en frío sin ningún tratamiento posterior. Esta microestructura corresponde a un corte longitudinal de la pieza de donde se ha obtenido la muestra y en ella se puede observar la pavimentación de granos de solución sólida α en amarillo. Precipitaciones de Al_2Cu (rojo-anaranjado) y de Al_3Mg_2 (negro).

En cuanto a su fabricación, el aluminio trefilado es colocado dentro de un molde. El aluminio se estira dentro del molde, y pasa por lo que se llama deformación plástica. La determinación de la flexibilidad del aluminio, o su plasticidad, es una parte crítica del proceso ya que este metal no puede ser estirado en el punto que se vuelve quebradizo o se desgarrar. Con el aluminio trefilado normalmente se hacen latas, ollas y otros objetos circulares.

Esta aleación de aluminio-cobre-magnesio se utiliza en **aplicaciones** como elementos estructurales mecanizados que requieran elevadas características mecánicas, componentes aeronáuticos, herrajes, tornillos, pernos, remaches para ser aplicados en estado de temple antes de la maduración, troqueles, moldes de calzado, maquinaria, herramientas, etc.

Algunas **observaciones** de esta aleación pueden ser que esta es otra de las aleaciones vulgarmente llamadas “Duraluminio”. Con esta aleación, se puede hacer un anodizado de protección pero su color es oscuro, su capa es débil y de espesor pequeño. Las chapas se suministran, normalmente en estado T3 hasta 6 mm. Y T351 (templadas y traccionadas para eliminar tensiones) a partir de 8 mm. Esta aleación plaqueada con la 1050 tiene una resistencia a la corrosión muy buena.

Restauración y observación

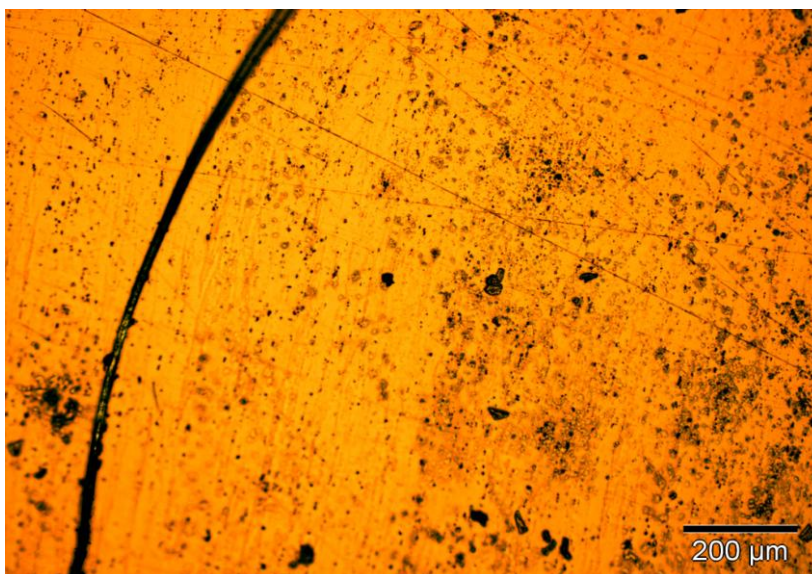


Imagen 1

Aluminio-cobre-magnesio X100 antes del proceso de restauración.

Como puede observarse, la superficie presenta multitud de rayas, suciedad e imperfecciones.

La microestructura no es apreciable a este nivel de resolución.

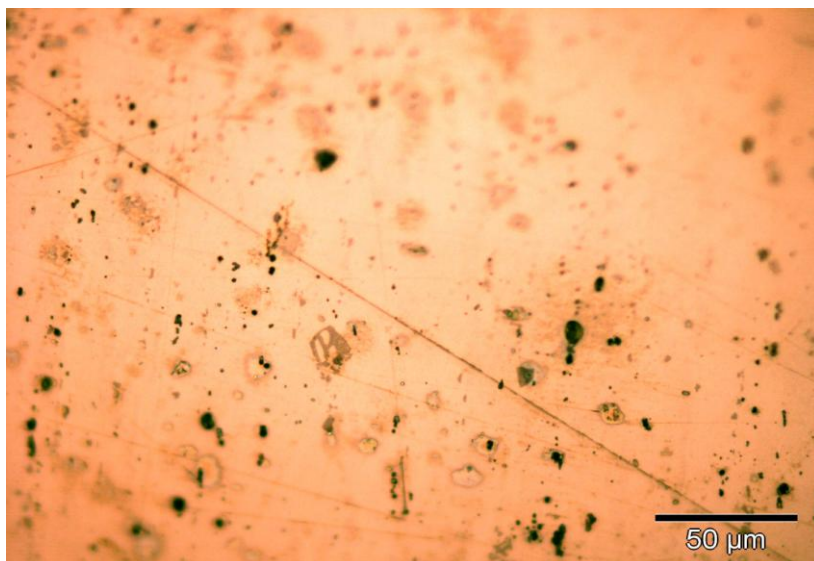


Imagen 2

Aluminio-magnesio X200
 antes de la restauración.

Aunque la superficie está dañada, sobre ella se pueden intuir los dos tipos de precipitaciones que presenta esta aleación de aluminio, sobretodo los de Al_3Mg_2 .

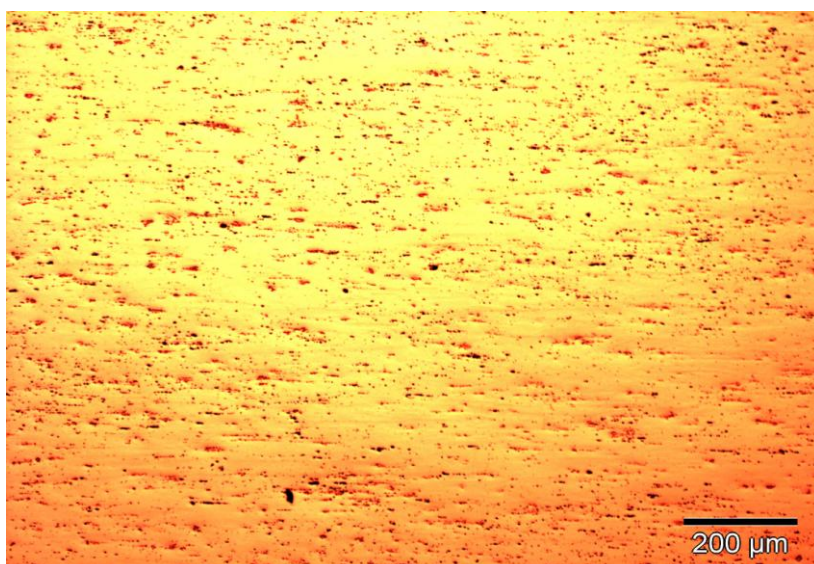


Imagen 3

Aluminio-cobre-magnesio X100 tras el proceso de restauración. Una vez realizado el proceso de desbaste y pulido, no ha hecho falta realizar el ataque químico con ácido, debido a que la microestructura ya es observable.

Se puede observar la disposición de los precipitados en el sentido del trefilado.

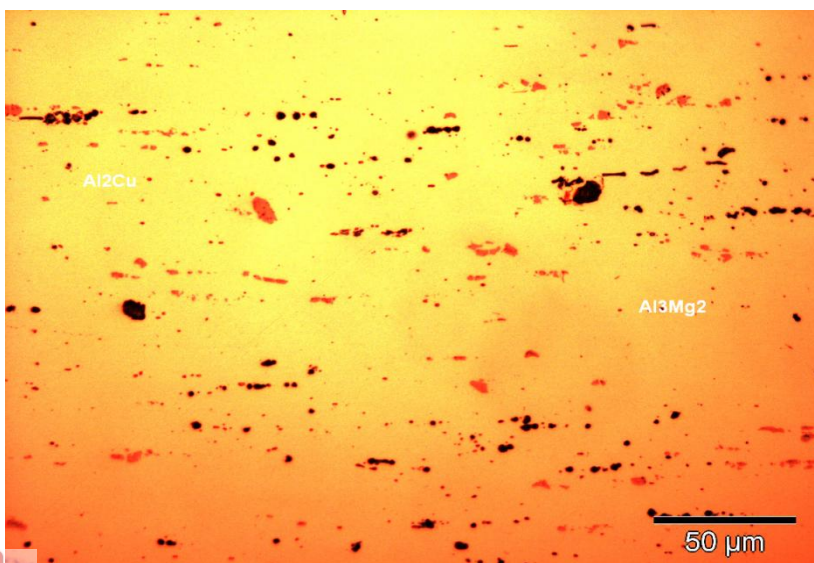


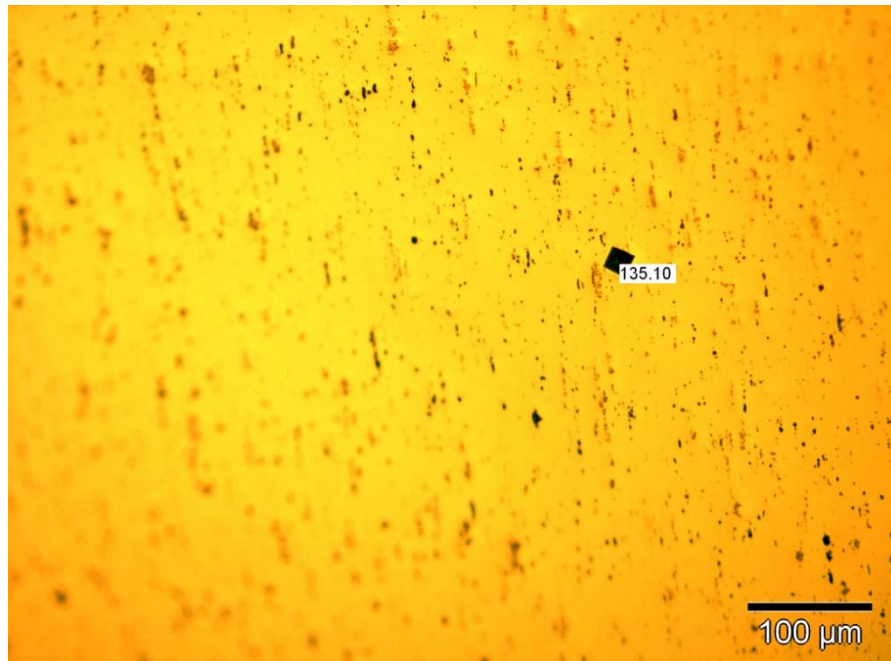
Imagen 4

Aluminio-cobre-magnesio X500 tras el proceso de restauración.

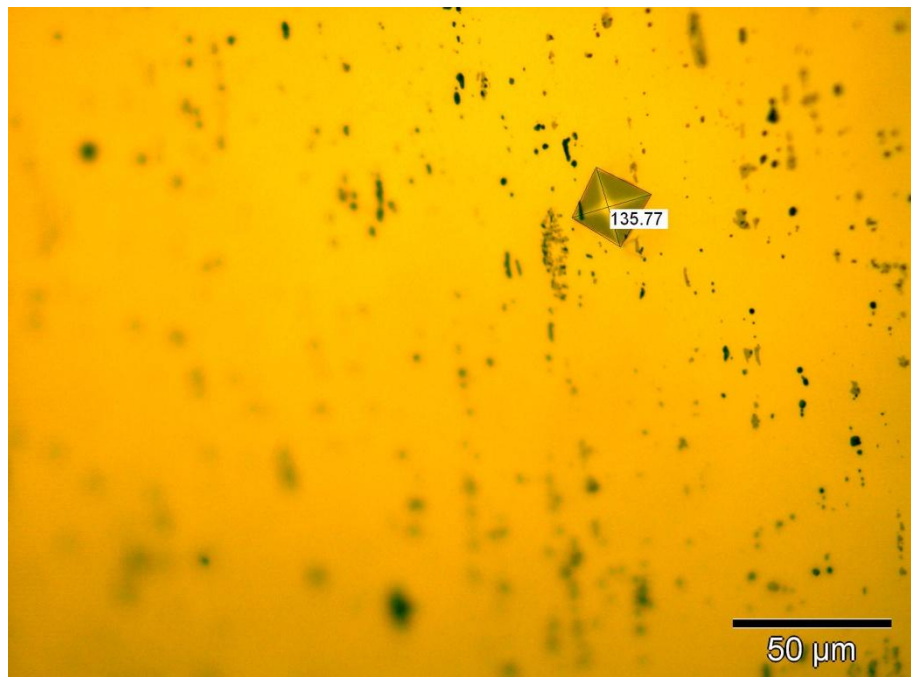
Los precipitados de color rojo-anaranjado corresponden a Al_2Cu , mientras que los de color oscuro corresponden a Al_3Mg_2 .

Dureza y propiedades

Una vez obtenidas 5 medidas de dureza con el microdurómetro, en zonas equidistantes de la muestra, lo siguiente es medir las huellas indentadas con el programa de análisis de imagen.



Dureza Vickers (x200)



Dureza Vickers sobre la misma huella (x500)

Dureza 134 HV	Microdurómetro	Measure vickers indentations
	\sum Fase = 128,5 HV	\sum Fase = 139,7 HV

En comparación con los aceros, en los aluminios podemos observar que las durezas obtenidas tanto con el microdurómetro como con el programa análisis de imagen son cercanas. Esto es debido tanto a la menor dureza de los aluminios, como a la mayor carga utilizada para las huellas en estas muestras y por consiguiente, el mayor tamaño de huella realizado sobre las superficie, con lo que los resultados obtenidos son prácticamente similares.

Al ser los precipitados muy pequeños y los dos componentes de durezas medias 35-50 Hv (Cu y Mg) las huellas no modifican su valor de dureza de unas zonas a otras. También ha sido imposible indentar dentro de estos precipitados para calcular su dureza debido a su pequeña dimensión.

Esta aleación de aluminio-cobre-magnesio se utiliza en **aplicaciones** como elementos estructurales mecanizados que requieran elevadas características mecánicas, componentes aeronáuticos, herrajes, tornillos, pernos, remaches para ser aplicados en estado de temple antes de la maduración, troqueles, moldes de calzado, maquinaria, herramientas, etc.

Algunas **observaciones** de esta aleación pueden ser que esta es otra de las aleaciones vulgarmente llamadas “Duraluminio”. Con esta aleación, se puede hacer un anodizado de protección pero su color es oscuro, su capa es débil y de espesor pequeño. Las chapas se suministran, normalmente en estado T3 hasta 6 mm. Y T351 (templadas y traccionadas para eliminar tensiones) a partir de 8 mm. Esta aleación plaqueada con la 1050 tiene una resistencia a la corrosión muy buena.

Las propiedades físicas típicas de esta aleación a Tª de 20°C son:

Módulo elástico (N/mm ²)	Peso específico (g/cm ³)	Intervalo de fusión (°C)	C. dilatación lineal (1/10 ⁶ K)
73.000	2,79	500-640	23,1

Conduc. térmica (W/ m K)	Resistividad eléctrica (μΩ cm)	Conduc. eléctrica (% IACS)	Potencial disolución (V)
121ñ-193	5,7-34	30-50	- 0,69

Las **aptitudes tecnológicas** de esta aleación son:

Comportamiento natural		Soldadura		Mecanización (Estado: T3)		Anodizado		Recubrimiento	
Ambiente rural	Yellow	Llama	Green	Fragmen. de la viruta	Red	Protección	Yellow	Lacado	Green
Ambiente Industrial	Red	Arco(argón)	Green			Decorativo	Red	Galvanizado	Green
Ambiente marino	Red	Resistencia eléctrica	Blue	Brillo de superficie	Green	Duro	Yellow	Níquel químico	Green
Agua de mar	Red	Braseado	Green						

- Muy buena.
- Buena.
- Regular.
- Mala, evitar.

El tratamiento térmico nombrado en la mecanización es el siguiente:

TRATAMIENTOS DEL ALUMINIO

Estado	Tratamiento de puesta en solución T° C	Medio de temple	Tratamientos de maduración artificial Mantenimiento a T° en horas	Maduración natural
T4	495°C ± 5°C	Agua a 40°C máx.		4 días mínimo

- Intervalo de temperatura de forja: 380° - 460°C.
- Recocido total: 420°C.
- Recocido contra acritud: 340°C.

Algunas de las **propiedades mecánicas** típicas de esta aleación en el estado T4 son:

Estado	T4	Dureza HB	mínimo	máximo
Carga de rotura Rm MPa		120	425	–
Límite elástico Rp 0,2 MPa		–	275	–
Alargamiento mín.% A50 mm.		–	12/14	–

* El espesor tomado como base para la aleación EN AW 2024 está entre 0,4 y 6 mm.

Las **características mecánicas** a diferentes temperaturas las podemos ver aquí:

CARACTERÍSTICAS MECÁNICAS DE LA ALEACIÓN A DIFERENTES TEMPERATURAS

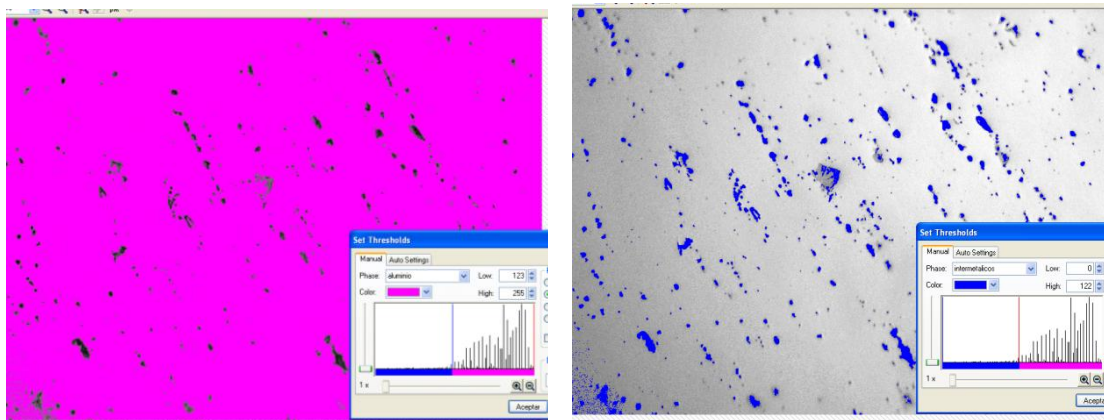
Estado	-195°C			-80°C			-30°C			+25°C			+100°C		
	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65
T3	585	425	18	505	360	17	495	350	17	485	345	17	455	330	16
T4	580	420	19	490	340	19	475	325	19	470	325	19	435	310	19
T6	580	470	11	495	405	10	485	400	10	475	395	10	450	370	10

Estado	+150°C			+205°C			+260°C			+315°C			+370°C		
	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65
O	380	310	11	185	140	23	75	60	55	50	41	75	34	28	100
H14	310	250	17	180	130	27	75	60	55	50	41	75	34	28	100
H18	310	250	17	180	130	27	75	60	55	50	41	75	34	28	100

Rm N/mm² ; Rp N/mm² ; A 5,65 %.

Según normas A.A.

Análisis de fases



Análisis de fase: aluminio (rosa) e intermetálicos Al_2Cu y Al_3Mg_2 (azul) (x500)

intermetálicos: 0 - 122	Area	aluminio: 123 - 255	Area
μm^2	%	μm^2	%
1647,71	3,35	47558,64	96,65

intermetálicos: 0 - 122	Area	aluminio: 123 - 255	Area
μm^2	%	μm^2	%
1169,34	3,89	28876,00	96,11

Una vez realizado el análisis de fase con el programa análisis de imagen, vemos que la presencia de los intermetálicos Al_2Cu y Al_3Mg_2 da una media de 2,9%. Para obtener este porcentaje hemos realizado la medición de fases en cinco zonas diferentes de la muestra, mostrando en esta ficha dos mediciones de fases realizadas por el programa.

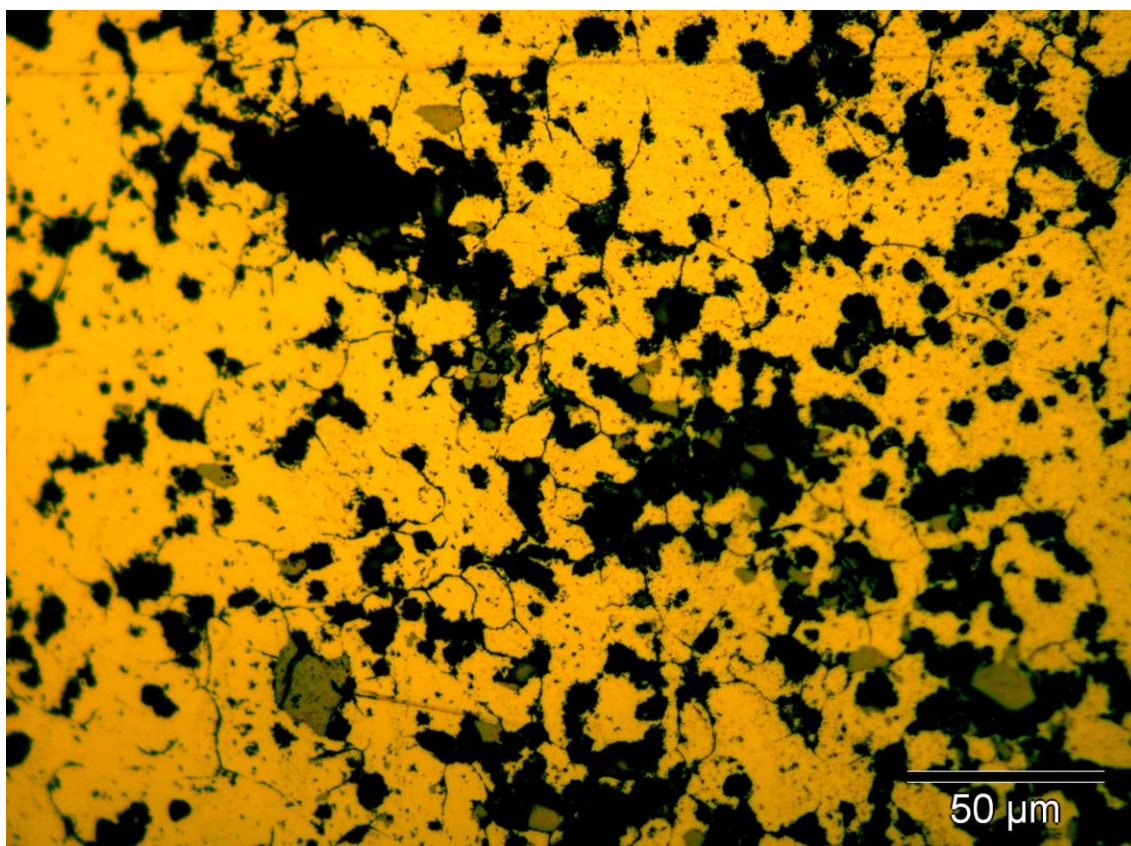
Como se puede observar la definición de colores que identifica a una y otra fase es bastante precisa obteniendo unos resultados muy próximos de una medición a otra ya que la distribución del intermetálico es bastante homogénea.

No ha sido posible realizar el porcentaje de los dos intermetálicos por separado presentes en la muestra debido a que el programa no conseguía diferenciar unos precipitados de otros, ya que aunque tienen diferente color, es necesario pasar la imagen a 8-Bits y cambiar el color a una escala de grises para poder realizar el análisis de fases de la muestra.

También debido a la cantidad de aumentos, necesarios para observar y analizar los intermetálicos, es muy elevada, la imagen en esta muestra no era muy regular por la ligera convexidad de la superficie por lo cual era necesario realizar el análisis de fase en una zona muy concreta.

-- PROBETA nº 9C --

Aleación aluminio-cobre-magnesio (para forja)



Estructura	Zona superior: capa de protección. Pavimentación de solución sólida α sobresaturada (amarilla). Algunos compuestos intermetálicos (Al_2Cu) no redissueltos (gris claro).			
Aluminio	Aluminio-cobre-magnesio.			
Composición	Al = 94%	Cu = 3,5-5%	Mn = 0,4-0,8%	Mg = 0,1-0,2%
Ataque	Reactivo de Vilella durante 4 minutos y 30 segundos.			
Dureza 86 HV	<u>Microdurómetro</u>		<u>Measure vickers indentations</u>	
	\sum Fase = 88,76 HV		\sum Fase = 82,46 HV	
Fabricación	Forjado.			
Tratamiento posterior	Mantenido a 500 °C. Templado en agua (revenido suavizante o de ablandamiento). Chapado con una capa de aluminio puro (anticorrosión).			

La microfotografía nº 8 corresponde a un aluminio-cobre-magnesio de 94 % Al y 3,5-5 % Cu y 0,1-0,2 Mg, forjado con un tratamiento posterior de temple en agua (de ablandamiento) y chapado con una capa de aluminio puro (anticorrosión). Esta microestructura corresponde a la zona superior de la pieza de donde se ha extraído la muestra y en ella se puede observar la pavimentación de solución sólida α sobresaturada en amarillo. También se ven compuestos intermetálicos (Al_2Cu) no redisueltos (gris claro). Esta muestra esta extraída de una pieza forjada. Con la forja, no hay fusión y solidificación. La forja se divide en dos etapas: trabajo en caliente y trabajo en frío. El trabajo en caliente se realiza por temperaturas superiores a la de recristalización, y el trabajo en frío, a temperaturas por debajo de este punto. El metal se presiona, se prensa o se fuerza a pasar por un dado, a menudo con un martillo o prensa. Con el martillo, el aluminio recibe varios golpes, los cuales no siempre son uniformes. Una prensa sólo aplica un golpe al metal, con suficiente fuerza para cambiar su forma. Las forjas de aleaciones de aluminio se realizan a dado abierto, dado cerrado o forja tipo anillo. La energía cinética es la forma de energía dominante que cambia la forma del material en el proceso de forja del aluminio.

Este tipo de aleación de aluminio tiene como **aplicaciones** la construcción de elementos estructurales que requieran elevadas características mecánicas, la aeronáutica, piezas forjadas para bicicletas (mariposas, bielas, frenos, etc.), motos, y en general la construcción de herrajes, tornillos, pernos, remaches para ser aplicados en estado de temple antes de la maduración, palas forjadas para hélices de helicópteros, armamento, etc.

Como **observaciones** destacamos que siempre que se pueda es conveniente soldar por resistencia. La soldadura por fusión hace que las zonas próximas al cordón queden con unas características mecánicas inferiores que el resto, lo que obliga a dar un tratamiento de temple y maduración posterior, por lo que se aconseja partir de material sin tratar en estado recocido y tratarlo después de la soldadura.

Restauración y observación

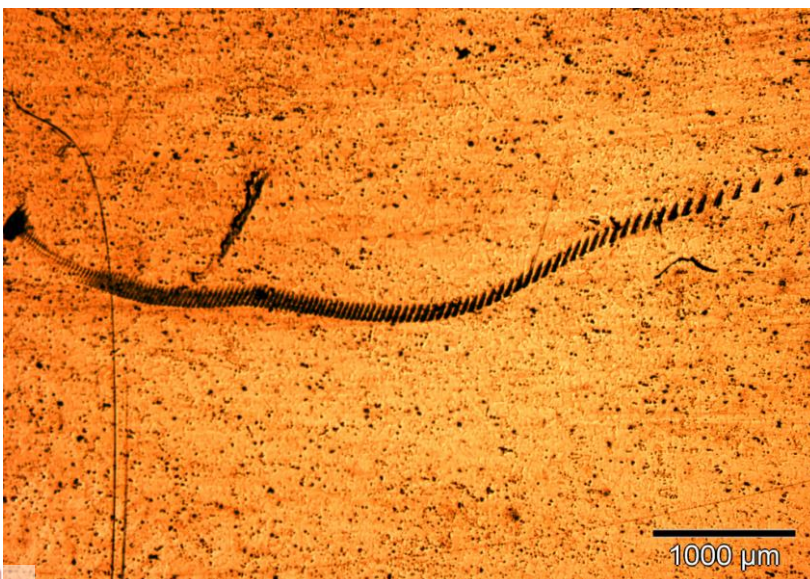


Imagen 1

Aluminio-cobre-magnesio X25 antes del proceso de restauración.

Como puede observarse, la superficie presenta multitud de rayas, suciedad e imperfecciones.

La microestructura no es apreciable a este nivel de resolución.

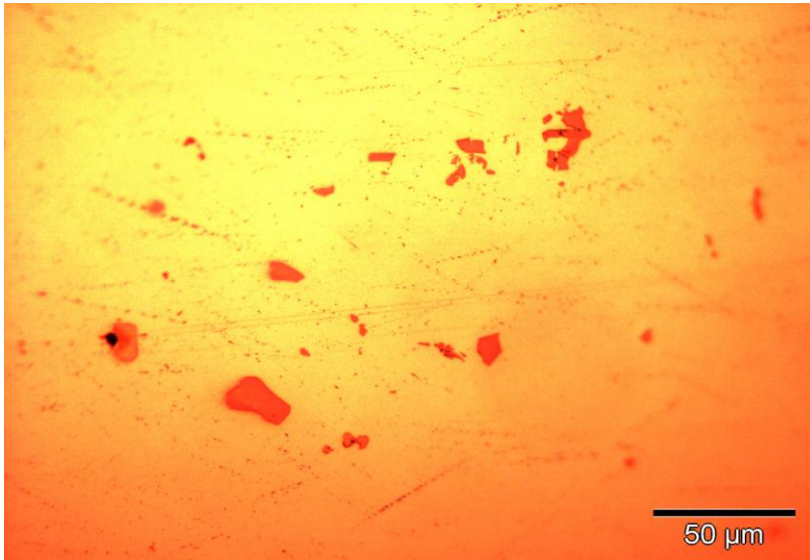


Imagen 2

Aluminio-cobre-magnesio X500 antes del ataque químico.

En esta microfotografía X500 se puede apreciar algunos compuestos intermetálicos no redissueltos, aunque es necesario el ataque químico para ver ligeramente los bordes de grano.

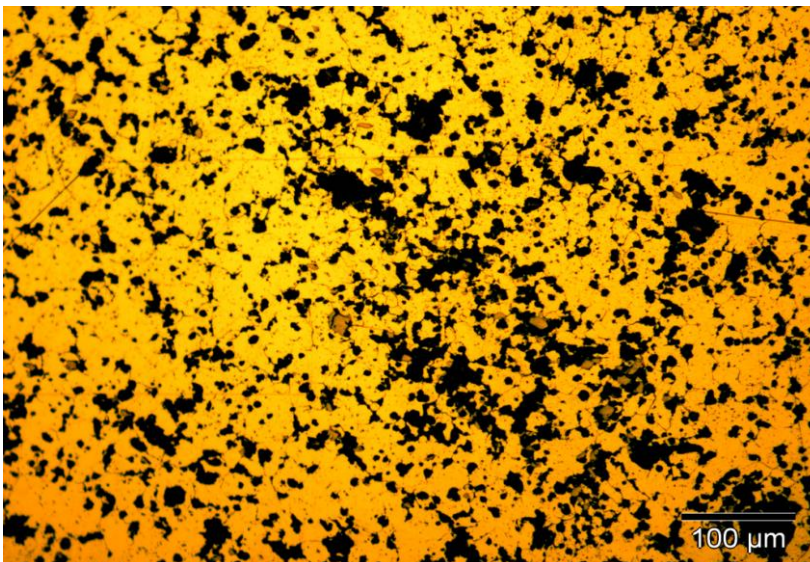


Imagen 3

Aluminio-cobre-magnesio X200 tras el proceso de restauración.

Una vez realizado el proceso de desbaste y pulido, ha sido necesario prolongar un ataque químico (Vilella) hasta los 270 segundos para que se apreciase ligeramente los bordes de grano.

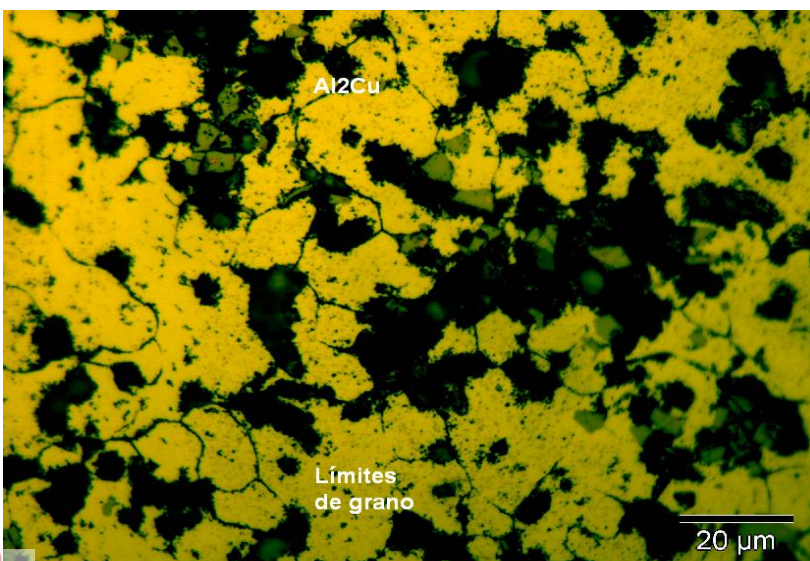
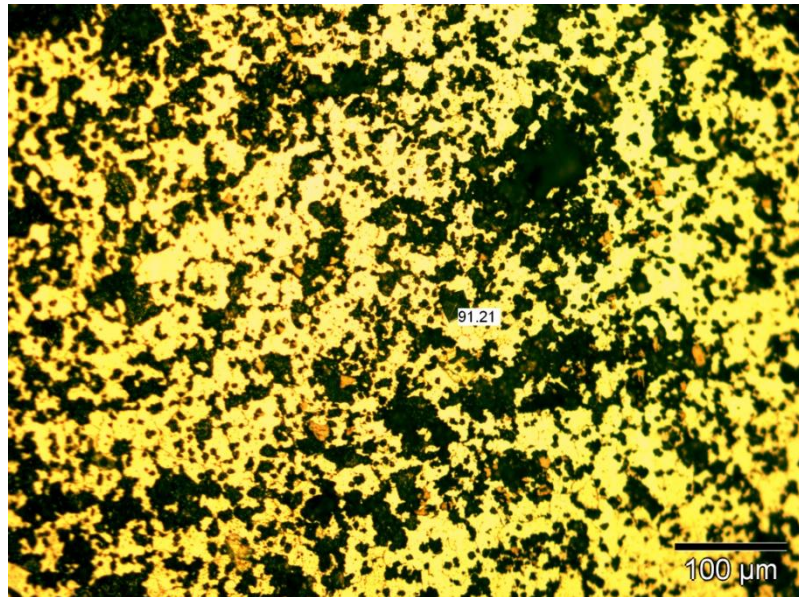


Imagen 4

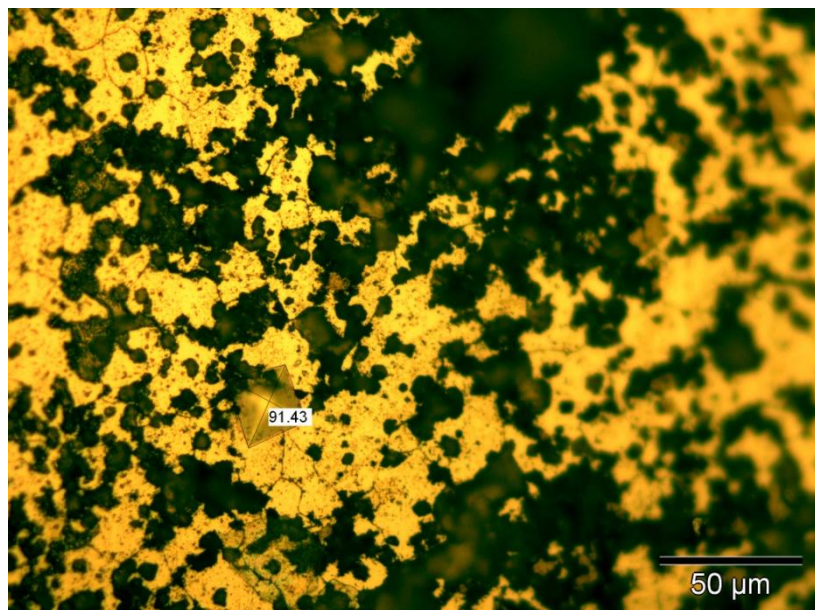
Aluminio-cobre-magnesio X1000 restaurado. El compuesto intermetálico Al_2Cu se ve en diferentes zonas en color grisáceo. Los límites de grano se intuyen en algunas zonas tras el ataque químico. La adición de cobre aumenta la colabilidad, disminuye la resistencia a la corrosión y aumenta la resistencia mecánica y la dureza de la aleación mediante tratamientos térmicos.

Dureza y propiedades

Una vez obtenidas 5 medidas de dureza con el microdurómetro, en zonas equidistantes de la muestra, el siguiente paso ha sido medir las huellas indentadas con el programa de análisis de imagen.



Dureza Vickers (x200)



Dureza Vickers sobre la misma huella (x500)

Dureza 86 HV	Microdurómetro	Measure vickers indentations
	Σ Fase = 88,76 HV	Σ Fase = 82,46 HV

En comparación con los aceros, en los aluminios podemos observar que las durezas obtenidas tanto con el microdurómetro como con el programa análisis de imagen son cercanas. Esto es debido tanto a la menor dureza de los aluminios, como a la mayor carga utilizada para las huellas en estas muestras y por consiguiente, el mayor tamaño de huella realizado sobre las superficie, con lo que los resultados obtenidos son casi similares.

Al ser los precipitados muy pequeños y los dos componentes de durezas medias 35-50 Hv (Cu y Mg) las huellas no modifican su valor de dureza de unas zonas a otras. También ha sido imposible indentar dentro de estos precipitados para calcular su dureza debido a su pequeña dimensión.

Este tipo de aleación de aluminio tiene como **aplicaciones** la construcción de elementos estructurales que requieran elevadas características mecánicas, la aeronáutica, piezas forjadas para bicicletas (mariposas, bielas, frenos, etc.), motos, y en general la construcción de herrajes, tornillos, pernos, remaches para ser aplicados en estado de temple antes de la maduración, palas forjadas para hélices de helicópteros, armamento, etc.

Como **observaciones** destacamos que siempre que se pueda es conveniente soldar por resistencia. La soldadura por fusión hace que las zonas próximas al cordón queden con unas características mecánicas inferiores que el resto, lo que obliga a dar un tratamiento de temple y maduración posterior, por lo que se aconseja partir de material sin tratar en estado recocido y tratarlo después de la soldadura.

Las propiedades físicas típicas de esta aleación a Tª de 20°C son:

Módulo elástico (N/mm ²)	Peso específico (g/cm ³)	Intervalo de fusión (°C)	C. dilatación lineal (1/10 ⁶ K)
73.000	2,8	505-640	22,7

Conduc. térmica (W/ m K)	Resistividad eléctrica (μΩ cm)	Conduc. eléctrica (% IACS)	Potencial disolución (V)
134-155	4,3-5,1	34-40	- 0,78

En esta muestra no ha sido posible realizar el **análisis de fase** debido al estado de la superficie.

Las **aptitudes tecnológicas** de esta aleación son:

Comportamiento natural		Soldadura		Mecanización (Estado: T4)		Anodizado		Recubrimiento	
Ambiente rural	■	Llama	■	Fragmen. de la viruta	■	Protección	■	Lacado	■
Ambiente Industrial	■	Arco(argón)	■			Decorativo	■	Galvanizado	■
Ambiente marino	■	Resistencia eléctrica	■	Brillo de superficie	■	Duro	■	Níquel químico	■
Agua de mar	■	Braseado	■						

■ Muy buena.
■ Buena.
■ Regular.
■ Mala, evitar.

El **tratamiento térmico** mencionado en la mecanización es:

TRATAMIENTOS DEL ALUMINIO

Estado	Tratamiento de puesta en solución T° C	Medio de temple	Tratamientos de maduración artificial. Mantenimiento a T° en horas	Maduración natural
T4	505°C ± 5°C	Agua a 40°C máx.	19 a 20 horas a 190°C ± 5°C ó 10 horas a 190°C ± 5°C	5 días mínimo
T6	505°C ± 5°C	Agua a 40°C máx.		

- Intervalo de temperatura de forja: 380° - 460°C.
- Recocido total: 420°C, con enfriamiento lento hasta 250°C.
- Recocido contra acritud: 340°C.

Algunas **propiedades mecánicas** típicas de esta aleación son:

PROPIEDADES MECÁNICAS TÍPICAS (a temperatura ambiente de 20°C)

	Estado	Espesor mm	Características a la tracción			Limite a la fatiga N/mm²	Resistencia a la cizalladura T N/mm²	Dureza Brinell (HB)
			Carga de rotura Rm. N/mm²	Limite elástico Rp 0,2. N/mm²	Alargamiento A 5,65 %			
CHAPAS	0	0,35<e<12	190	85	20	180	130	55
	T4	0,35<e<12	430	275	18	280	260	110
	T451	12<e<60	435	275	9	280	265	110
BARRAS	T6	0,35<e<6	485	425	12	290	290	140
	0	s<800	190	85	20	180	130	55
	T4	s<16000	430	275	18	280	260	110
	T6	s<16000	485	425	12	290	290	140

Las **características mecánicas** a diferentes temperaturas las podemos ver aquí:

CARACTERÍSTICAS MECÁNICAS DE LA ALEACIÓN A DIFERENTES TEMPERATURAS

Estado	-195°C			-80°C			-30°C			+25°C			+100°C		
	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65
T6	580	495	13	510	450	13	495	425	13	485	415	13	435	395	15

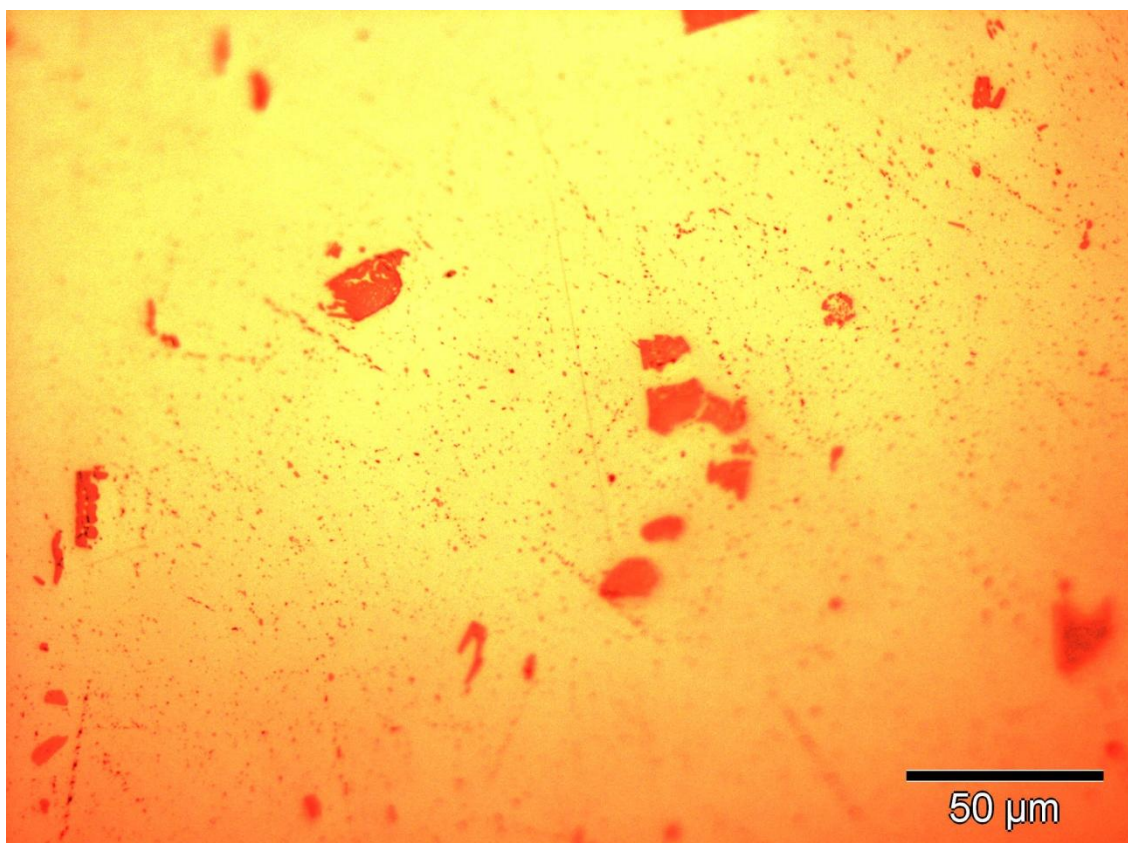
Estado	+150°C			+205°C			+260°C			+315°C			+370°C		
	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65
T6	275	240	20	110	90	38	65	50	52	45	34	65	34	24	72

Rm N/mm²; Rp N/mm²; A 5,65 %.

Según normas A.A.

-- PROBETA nº 11D --

Aleación aluminio-manganeso (para forja)



Estructura	Corte transversal: pequeños y grandes precipitados de compuestos intermetálicos Al ₆ Mn (rojo-anaranjado) en s.s.α.							
Aluminio	Aluminio-manganeso.							
Composición	Al 97,98%	Mn 1,08%	Fe 0,3%	Mg 0,26%	Si 0,22%	Zn 0,07%	Cu 0,05%	Pb 0,04%
Ataque	Sin ataque.							
Dureza 44 HV	<u>Microdurómetro</u> ∑ Fase = 43,62 HV				<u>Measure vickers indentations</u> ∑ Fase = 45,046 HV			
Fabricación	Laminado.							
Tratamiento posterior	Recocido 2 horas a 500 °C.							

La microfotografía nº 9 corresponde a un aluminio-cobre-manganeso de 97,98 % Al y 1,08 % Mn, laminado con un tratamiento posterior de recocido durante 2 horas. Esta microestructura corresponde a un corte longitudinal en la pieza de donde se ha extraído la muestra y en ella se puede observar la pavimentación de solución sólida α en amarillo. También se observan pequeños y grandes precipitados de compuestos intermetálicos Al₆Mn (gris).

Se conoce como **laminación** o **laminado** al proceso industrial por medio del cual se reduce el espesor de una lámina de metal o de materiales semejantes con la aplicación de presión mediante el uso de distintos procesos, como la laminación de anillos o el laminado de perfiles. Por tanto, este proceso se aplica sobre materiales con un buen nivel de maleabilidad. La máquina que realiza este proceso se le conoce como laminador. El laminado puede ser en frío o en caliente. El laminado en caliente es el que se realiza con una temperatura bastante mayor a la de la recristalización que tiene el metal. Esta aleación debido a su conformabilidad está indicada para la fabricación de piezas por embutición profunda, como cebadores eléctricos, etc., Chapas corrugadas para cubiertas y fachadas por su gran resistencia a la corrosión, calorifugado de tuberías y depósitos, techos y laterales para autobuses y camiones, caravanas, contenedores para transporte en aviones, depósitos de combustible, chapas punta diamante de gran brillo para laterales de camión y decoración, industria química y de alimentación.

Como **observaciones** de esta aleación destacamos que el grupo de aleaciones de aluminio-manganeso tiene el campo de **aplicación** más importante los semiproductos laminados, ya que son muy indicadas para la embutición y extrusión en frío a causa de que presentan una elevada resistencia a la corrosión y unas características mecánicas superiores a las aleaciones de aluminio puro además de su buen comportamiento a bajas temperaturas. Se pueden anodizar pero no mantienen una buena uniformidad de color para fachadas por lo que sólo se aconseja lacar. Su gran poder de disipación del calor provoca que las naves industriales construidas con este material no mantengan excesivo calor en el verano al poder reflejar, en estado bruto, los rayos solares.

Restauración y observación

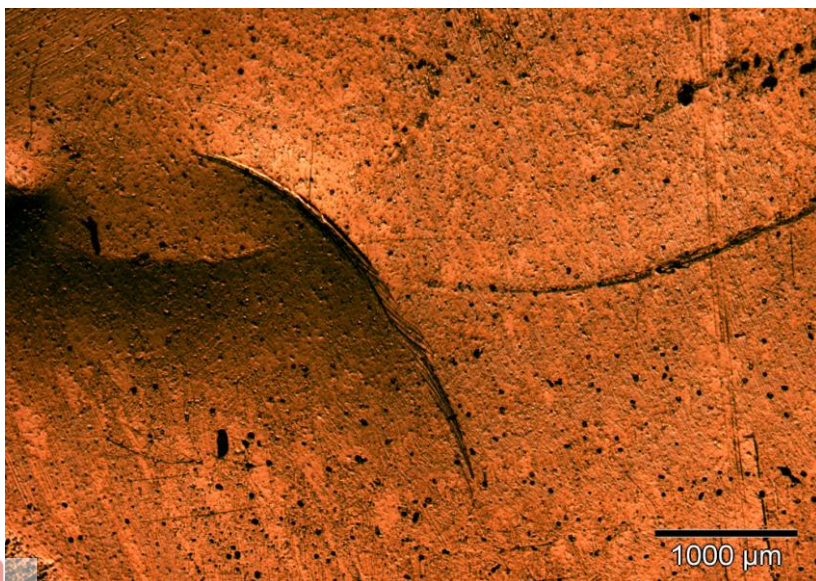


Imagen 1

Aluminio-manganeso X25
antes del proceso de
restauración.

La superficie es muy irregular
y necesita de un intervalo de
pulido elevado para obtener
una superficie observable.

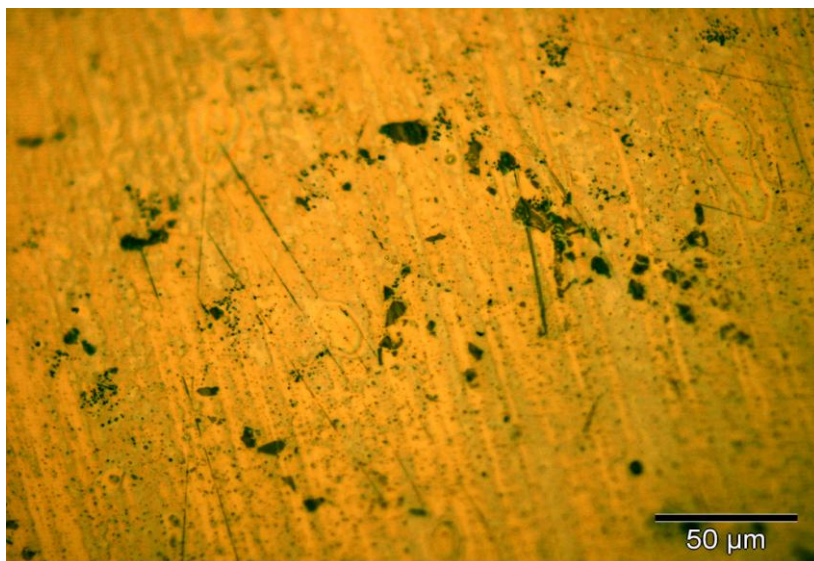


Imagen 2

Aluminio-manganeso X500
antes del proceso de
restauración.

En una de las zonas de la
muestra es posible observar
algún compuesto
intermetálico rodeado de
suciedad y rayas.

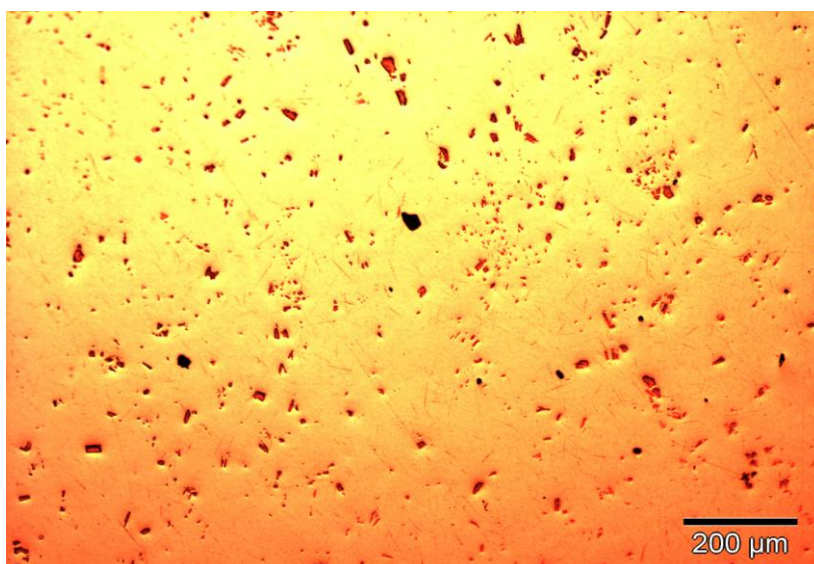


Imagen 3

Aluminio-manganeso X100
tras el proceso de
restauración.

Una vez realizado el proceso
de desbaste y pulido, no ha
sido necesario realizar ningún
ataque químico.

Se aprecian compuestos
intermetálicos no redissueltos.

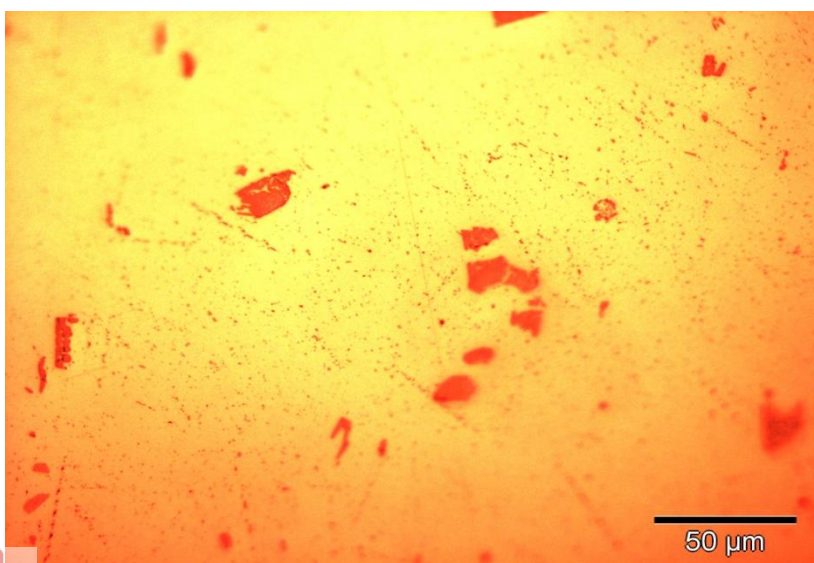


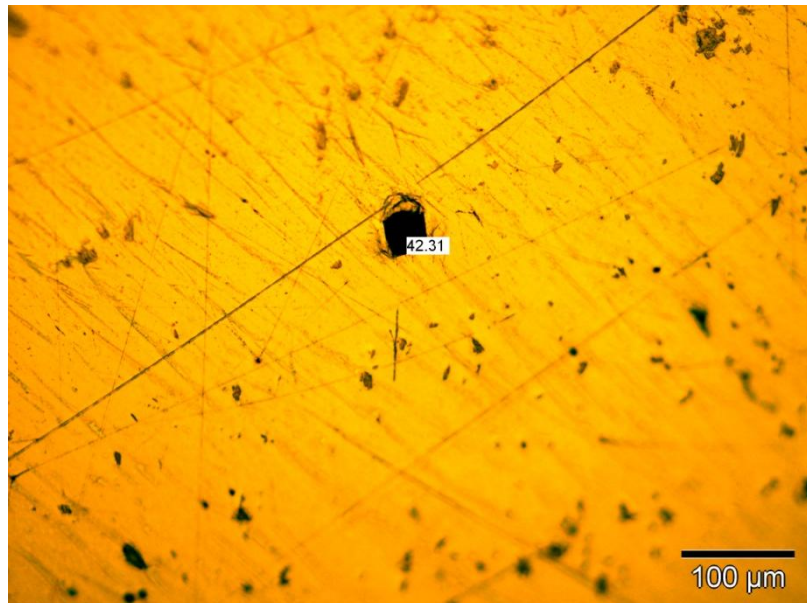
Imagen 4

Aluminio-manganeso X500
tras el proceso de
restauración.

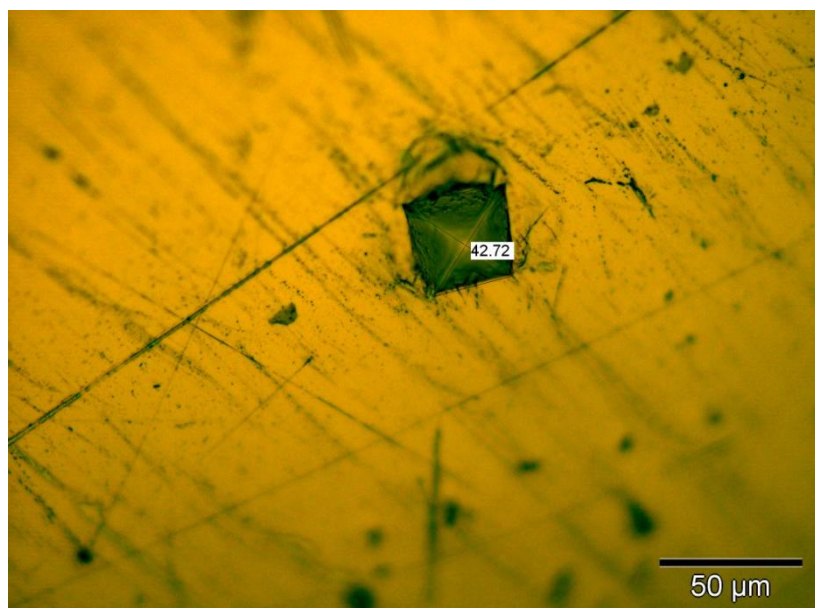
Se observan pequeños y
grandes precipitados de
compuestos intermetálicos
(Al₆Mn) (rojo-anaranjado) en
la solución sólida α .

Dureza y propiedades

Una vez obtenidas 5 medidas de dureza con el microdurómetro, en zonas equidistantes de la muestra, el siguiente paso ha sido medir las huellas indentadas con el programa de análisis de imagen.



Dureza Vickers (x200)



Dureza Vickers sobre la misma huella (x500)

Dureza 44 HV	Microdurómetro	Measure vickers indentations
	\sum Fase = 43,62 HV	\sum Fase = 45,046 HV

En comparación con los aceros, en los aluminios podemos observar que las durezas obtenidas tanto con el microdurómetro como con el programa análisis de imagen son cercanas. Esto es debido tanto a la menor dureza de los aluminios, como a la mayor carga utilizada para las huellas en estas muestras y por consiguiente, el mayor tamaño de huella realizado sobre las superficie, con lo que los resultados obtenidos son prácticamente similares.

También ha sido imposible indentar dentro de estos precipitados para calcular su dureza debido a su pequeña dimensión.

Las propiedades físicas típicas de esta aleación a Tª de 20°C son:

Módulo elástico (N/mm ²)	Peso específico (g/cm ³)	Intervalo de fusión (°C)	C. dilatación lineal (1/10 ⁶ K)
69,500	2,73	640-655	23,1

Conduc. térmica (W/ m K)	Resistividad eléctrica (μΩ cm)	Conduc. eléctrica (% IACS)	Potencial disolución (V)
0-190	0-3,4	0-50,5	-0,83

Esta aleación debido a su conformabilidad está indicada para la fabricación de piezas por embutición profunda, como cebadores eléctricos, etc., Chapas corrugadas para cubiertas y fachadas por su gran resistencia a la corrosión, calorifugado de tuberías y depósitos, techos y laterales para autobuses y camiones, caravanas, contenedores para transporte en aviones, depósitos de combustible, chapas punta diamante de gran brillo para laterales de camión y decoración, industria química y de alimentación.

Como **observaciones** de esta aleación destacamos que el grupo de aleaciones de aluminio-manganeso tiene el campo de **aplicación** más importante los semiproductos laminados, ya que son muy indicadas para la embutición y extrusión en frío a causa de que presentan una elevada resistencia a la corrosión y unas características mecánicas superiores a las aleaciones de aluminio puro además de su buen comportamiento a bajas temperaturas. Se pueden anodizar pero no mantienen una buena uniformidad de color para fachadas por lo que sólo se aconseja lacar. Su gran poder de disipación del calor provoca que las naves industriales construidas con este material no mantengan excesivo calor en el verano al poder reflejar, en estado bruto, los rayos solares.

Según el estado de separación, el Mn actúa como obstaculizador fuerte de la recristalización.

Las propiedades de las aleaciones de AlMn dependen, considerablemente de los antecedentes térmico-mecánicos del material, por lo que resulta muy eficaz un recocido intenso a 600°C, antes de la conformación en caliente. Junto con otras medidas (tales como la adición de Mg o Cu) sirve para conseguir una estructura de grano fino. Debido a las propiedades indicadas se utiliza Mn, en otros numerosos grupos de aleaciones, para elevar la temperatura de recristalización, influir sobre la cinética de las precipitaciones o modificar la forma de aquellas (en especial el Fe y Si) mediante la formación favorable de fases de varios elementos.

Las **aptitudes tecnológicas** de esta aleación son:

Comportamiento natural		Soldadura		Mecanización (Estado: 0)		Anodizado		Recubrimiento	
Ambiente rural	■	Llama	■	Fragmen. de la viruta	■	Protección	■	Lacado	■
Ambiente Industrial	■	Arco(argón)	■			Decorativo	■	Galvanizado	■
Ambiente marino	■	Resistencia eléctrica	■	Brillo de superficie	■	Duro	■	Níquel químico	■
Agua de mar	■	Braseado	■						

■ Muy buena.
■ Buena.
■ Regular.
■ Mala, evitar.

Las aptitudes tecnológicas pueden variar según el estado en el que se encuentre la aleación, es decir, según el tratamiento posterior que se halla aplicado en su fabricación:

MECANIZACIÓN:

Fracmentación de la viruta
Brillo de superficie

Estado: 0



Estado: H14



Estado: H18



EMBUTICIÓN:

Por expansión
Embutición profunda

Estado: 0



Estado: H14



Estado: H18



El **tratamiento térmico** mencionado en la mecanización es:

TRATAMIENTOS DEL ALUMINIO

- Intervalo de temperatura de forja: 350° - 480°C.
- Recocido total: De 30 minutos a 2 horas entre 345° - 380°C.
- Recocido parcial: 240°C.

Algunas **características mecánicas** típicas de esta aleación a diferente temperatura:

CARACTERÍSTICAS MECÁNICAS DE LA ALEACIÓN A DIFERENTES TEMPERATURAS

Estado	-195°C			-80°C			-30°C			+25°C			+100°C		
	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65
H14	240	170	30	165	150	18	150	145	16	150	145	16	145	130	16
		230	23	220	200	11	205	195	10	200	185	10	180	145	
Estado	+150°C			+205°C			+260°C			+315°C			+370°C		
	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65
H14	125	110	16	95	60	20	50	28	60	28	17	70	19	12	70
		110	11	95	60	18	50	29	60	28	17	70	19	12	

Rm N/mm² ; Rp N/mm² ; A 5,65 %.

Según normas A.A.

Las **propiedades mecánicas** típicas de esta aleación a temperatura ambiente:

Barras extruidas	Estado F	Masa diámetro	Masa sección	mínimo	
	Carga de rotura Rm MPa	Todos	Todos	95	
	Límite elástico Rp 0,2 MPa	—	—	35	
	Alargamiento mín.% A	—	—	25	
	Estado H14	Masa diámetro	Masa sección	mínimo	
Carga de rotura Rm MPa	<40	..10	130		
Límite elástico Rp 0,2 MPa	—	—	110		
Alargamiento mín.% A	—	—	6		
Estado H16	Masa diámetro	Masa sección	mínimo		
Carga de rotura Rm MPa	<15	..5	160		
Límite elástico Rp 0,2 MPa	—	—	130		
Alargamiento mín.% A	—	—	4		
Estado H18	Dureza HB	mínimo	máximo		
Carga de rotura Rm MPa	60	190	—		
Límite elástico Rp 0,2 MPa	—	170	—		
Alargamiento mín.% A50 mm.	—	1/2	—		

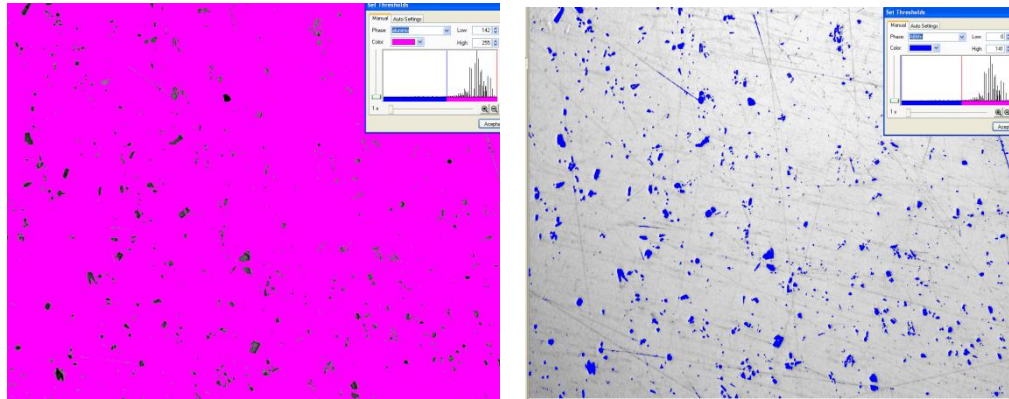
* El espesor tomado como base para la aleación EN AW 3003 está entre 0,2 y 3 mm.

* El espesor tomado como base para la aleación EN AW 3003 está entre 0,2 y 3 mm.

ALU-STOCK S.A.

Carga de Rotura
Limite elástico
Alargamiento

Análisis de fases



Análisis de fase: aluminio (rosa) e intermetálico Al_6Mn (azul) (x100)

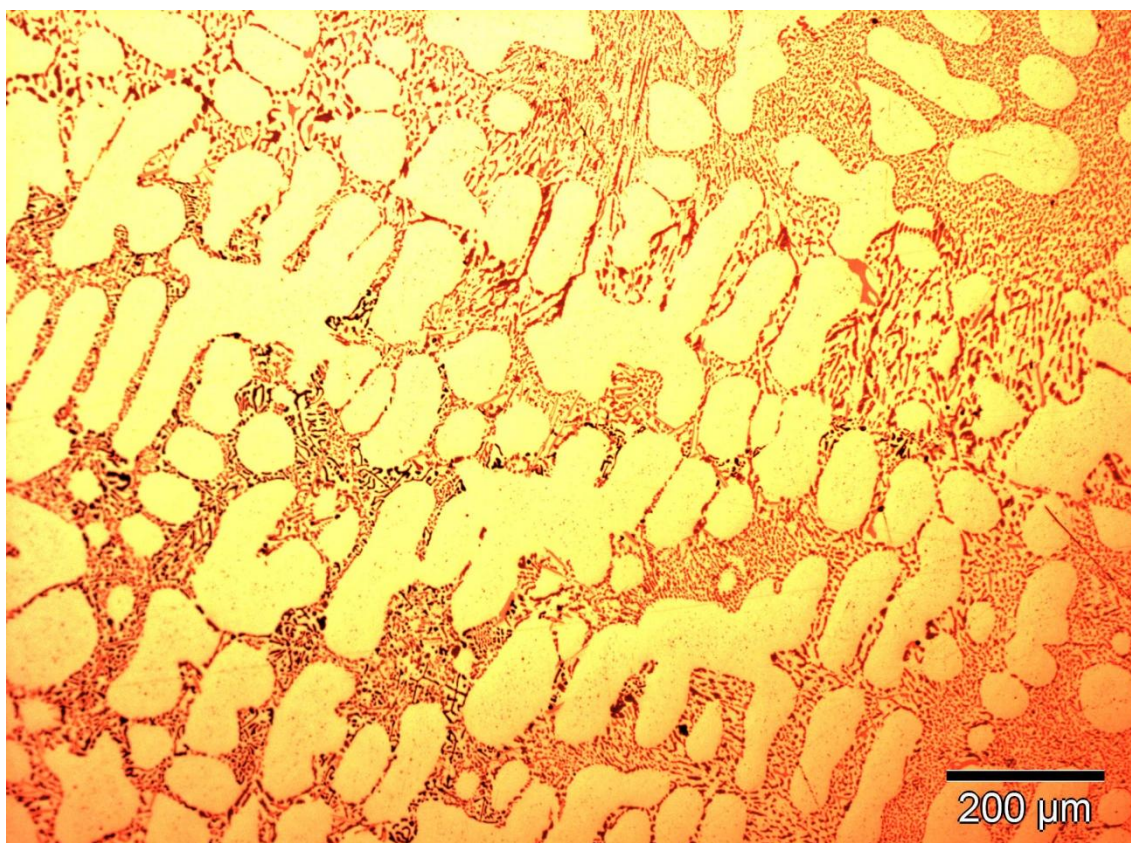
Al_6Mn : 0 - 141	Area	aluminio: 142 - 255	Area	Al_6Mn : 0 - 0	Area	aluminio: 1 - 255	Area
μm^2	%	μm^2	%	μm^2	%	μm^2	%
47296,25	3,09	1481708,42	96,91	27279,10	2,66	998783,05	97,34

Una vez realizado el análisis de fase con el programa análisis de imagen, vemos que la presencia del intermetálico Al_6Mn da una media de 2,9%. Para obtener este porcentaje hemos realizado la medición de fases en cinco zonas diferentes de la muestra, mostrando en esta ficha dos mediciones de fases realizadas por el programa.

Como se puede observar la definición de colores que identifica a una y otra fase es bastante precisa, la pequeña variación de porcentaje de intermetálico obtenida entre unas medidas y otras es debido a que la distribución de intermetálico no es homogénea en la superficie de la muestra, siendo según la zona, mayor o menor.

-- PROBETA nº 13 --

Aleación aluminio-silicio (para fundición)



Estructura	Dendritas proeutécticas de aluminio (blanco). Eutético aluminio-silicio (fondo oscuro).			
Aleación	Aluminio-silicio (para fundición).			
Composición	Al 89,21%	Si 10,00%	Mn 0,40%	Mg 0,39%
Ataque	Sin ataque.			
Dureza 79,2 HV	<u>Microdurómetro</u>		<u>Measure vickers indentations</u>	
	\sum Aluminio α = 70,36 HV \sum Eutético Al-Si = 87,34 HV		\sum Aluminio α = 73,75 HV \sum Eutético Al-Si = 85,33 HV	
Fabricación	Moldeo en arena.			
Tratamiento posterior	Mantenido 4 horas a 530 °C. Templado en agua. Revenido durante 20 horas a 150 °C.			

La microfotografía nº 13 corresponde a una muestra de aleación de aluminio-silicio para fundición (moldeo), de 89,21% Al y 10,00% Si. El material ha sido moldeado en arena. Posteriormente, se le ha aplicado un temple de maduración, manteniendo el material a 530°C durante 4 horas y enfriándolo, seguidamente, en agua. A continuación, se le ha practicado un revenido de endurecimiento o maduración artificial a 150°C durante 20 horas.

En esta microestructura se puede observar la presencia de grandes dendritas proeutéticas de aluminio- α , de color claro, sobre el fondo del eutéctico aluminio-silicio, compuesto por finísimas agujas de silicio en una matriz de aluminio- α . Esta aleación contiene también un 0,40% de Mn y un 0,39% de Mg. Se trata de una aleación aluminio-silicio hipoeutéctica (10% Si), ya que el sistema binario Al-Si forma un eutéctico a una temperatura de 577° C y una composición de silicio del 12%, aproximadamente (11,7% Si). El magnesio aporta una mejora notable de la resistencia y la dureza en las aleaciones Al-Si tratadas térmicamente normales. La fase endurecible responsable de la mejora de la dureza es el Mg₂Si. El manganeso, por su parte, 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. El manganeso incrementa la sensibilidad al agrietamiento de las aleaciones tratables térmicamente.

A modo de **observación**, podemos señalar que la elevada dureza de esta aleación, comparada con la dureza típica del Al puro, se debe al tratamiento de maduración artificial o envejecimiento al que ha sido sometida tras el moldeo. En líneas generales, este tratamiento consiste en un temple seguido de un revenido de endurecimiento que provoca la precipitación de los compuestos intermetálicos disueltos, en nuestro caso el Mg₂Si, responsables del endurecimiento del material. La resistencia mecánica obtenida después del temple y maduración es aproximadamente de dos a tres veces la que tenía antes del **tratamiento**.

Restauración y observación

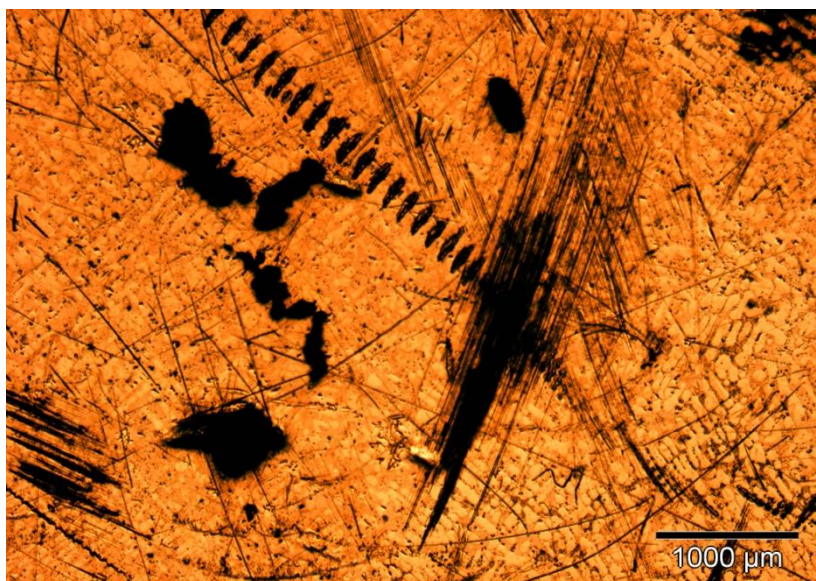


Imagen 1

Aluminio-silicio X25, antes del proceso de restauración.

Como puede observarse, la superficie presenta multitud de rayas, suciedad e imperfecciones.

La microestructura no es apreciable a este nivel de resolución.

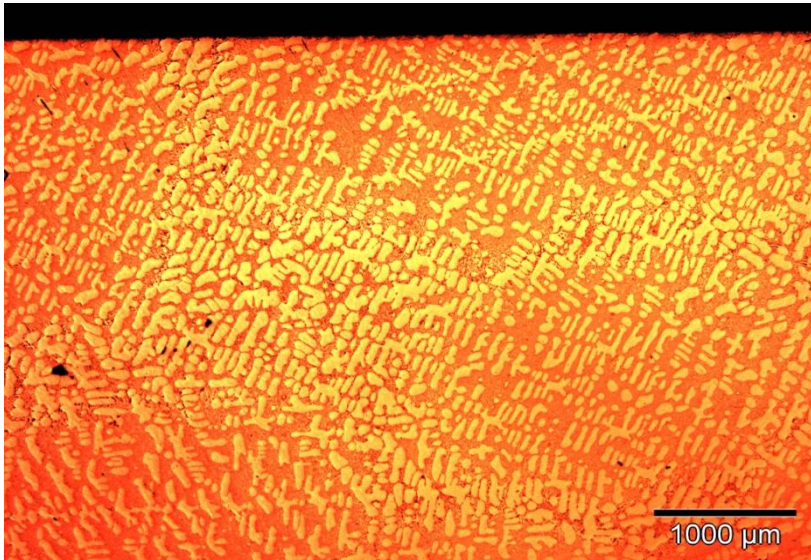


Imagen 2

Aluminio-silicio x25, tras el proceso de restauración.

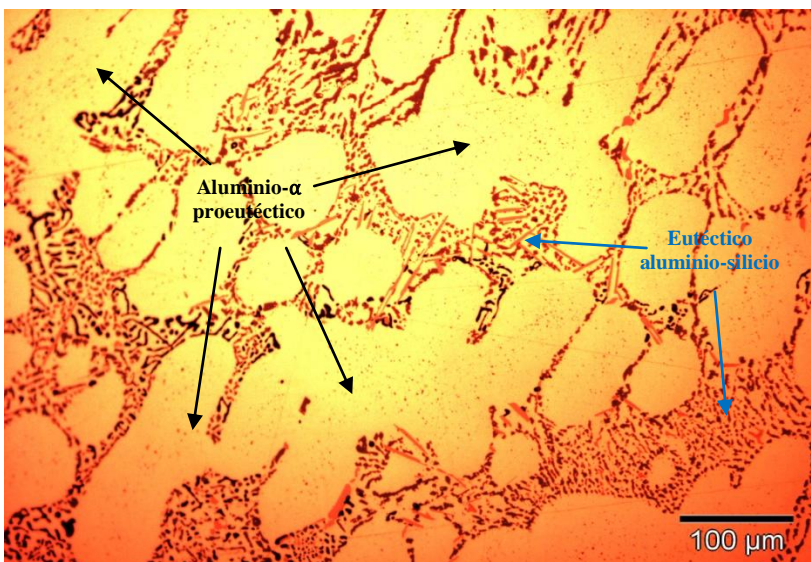


Imagen 3

Aluminio-silicio x200, tras el proceso de restauración.

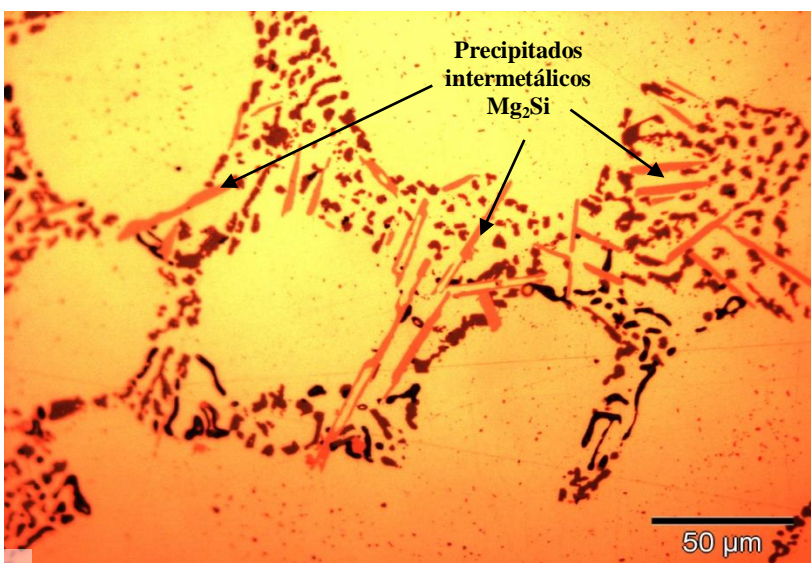
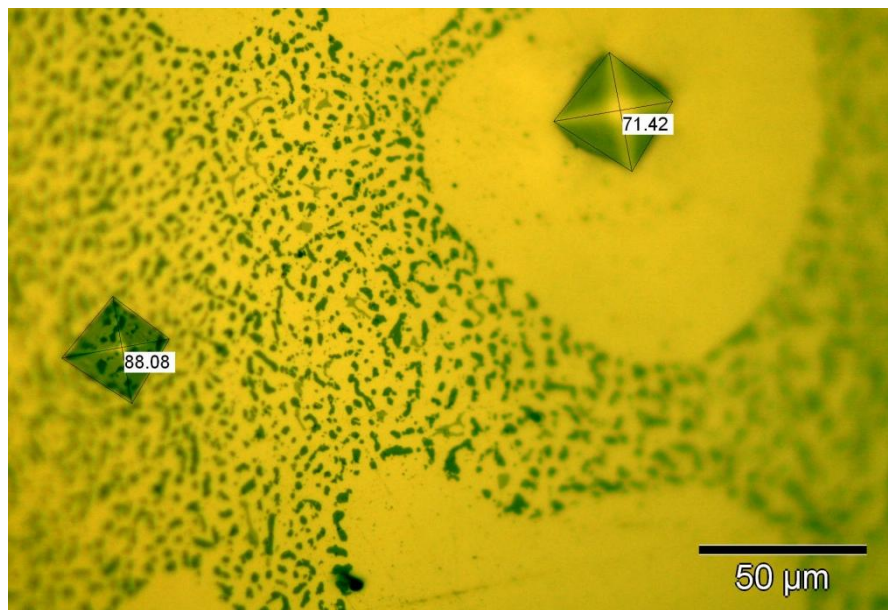


Imagen 4

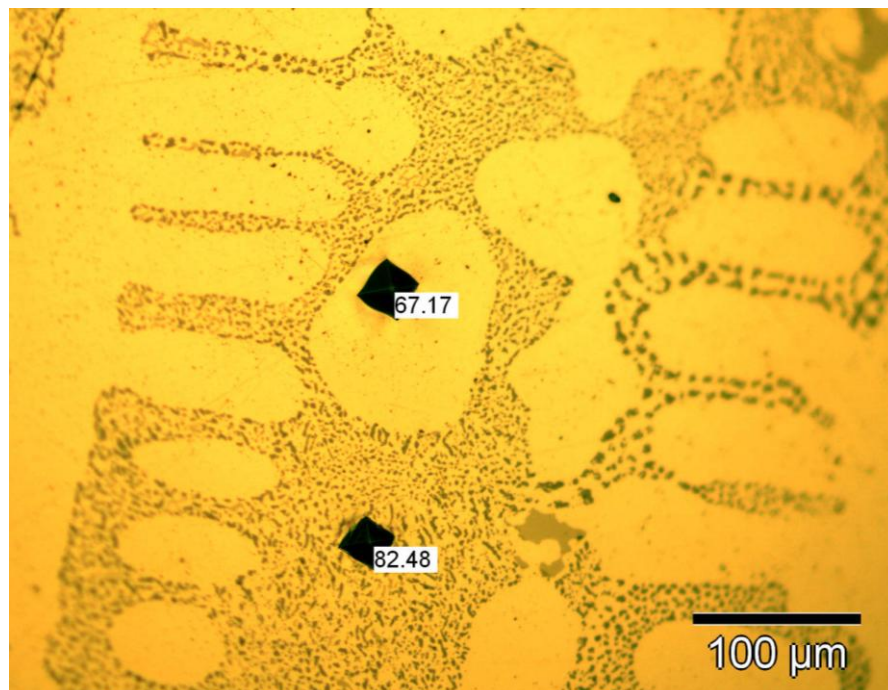
Aluminio-silicio x500, tras el proceso de restauración.

Dureza y propiedades

Una vez obtenidas 5 medidas de dureza con el microdurómetro en cada fase de la muestra, lo siguiente es medir las huellas indentadas con el programa de análisis de imagen.



Dureza en las 2 fases de la muestra (x500)



Dureza en ambas fases de la muestra (x200)

Dureza	<u>Microdurómetro</u>	<u>Measure vickers indentations</u>
79,2 HV	\sum Aluminio- α = 70,36 HV \sum Eutético Al-Si = 87,34 HV	\sum Aluminio- α = 73,75 HV \sum Eutético Al-Si = 85,33 HV

Para calcular la dureza global de la muestra emplearemos el valor medio de las durezas de cada una de sus fases obtenidas por uno y otro método (con el **microdurómetro** y con el programa de **análisis de imagen**), así como las proporciones de cada fase presentes en la aleación:

$$\begin{aligned}
 \text{Dureza aluminio} - \alpha &= \frac{\text{Dureza (microdurómetro)} + \text{Dureza (análisis de imagen)}}{2} = \\
 &= \frac{70,36 + 73,75}{2} = \mathbf{72,06 \text{ HV}}
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 \text{Dureza eutético Al} - \text{Si} &= \frac{\text{Dureza (microdurómetro)} + \text{Dureza (análisis de imagen)}}{2} = \\
 &= \frac{87,34 + 85,33}{2} = \mathbf{86,34 \text{ HV}}
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 \text{Dureza global} &= \% \text{ aluminio-}\alpha \times 72,06 + \% \text{ eutético Al-Si} \times 86,34 = \\
 &= \mathbf{0,5 \times 72,06 \text{ HV} + 0,5 \times 86,34 \text{ HV} = 79,2 \text{ HV}}
 \end{aligned}$$

Las huellas obtenidas en el ensayo de microdureza corresponden a indentaciones realizadas con 50 g de carga.

ALEACIONES PARA FUNDICIÓN

Muchas de las aleaciones de aluminio comunes para fundir mostradas en la **Tabla 10-3** contienen suficiente silicio para causar una reacción eutética, confiriendo a las aleaciones puntos bajos de fusión y características adecuadas de fundibilidad. Las propiedades de las aleaciones aluminio-silicio son controladas mediante endurecimiento por solución sólida de la matriz de aluminio α , endurecimiento mediante dispersión de la fase β de silicio, y solidificación, lo cual controla el tamaño primario de grano y la forma, así como la propiedad del microconstituyente eutético. El rápido enfriamiento obtenido en coquilla o molde permanente incrementa normalmente la resistencia mediante el refinamiento de grano y del microconstituyente eutético (Figura 10-3). El refinamiento de grano que utiliza adiciones de boro y de titanio, la modificación con sodio o estroncio para cambiar la estructura eutética, o el endurecimiento con fósforo para refinar el silicio primario, se realizan todos en ciertas aleaciones para mejorar la microestructura y con ello el grado de endurecimiento por dispersión. Muchas aleaciones contienen también cobre o magnesio, lo

que permite una reacción de endurecimiento por envejecimiento ocasionada por precipitación de CuAl_2 , o bien Mg_2Si .

ALEACIONES DE ALUMINIO-SILICIO

Las aleaciones de aluminio silicio se utilizan cada vez más por sus excelentes propiedades de moldeo, buena soldabilidad y buena resistencia a la corrosión, incluso en ambientes marinos. La adición de silicio mejora notablemente la fluidez de la aleación durante la colada. Esto se debe a que el silicio tiene un retículo de tipo diamante, no denso, donde cada átomo de silicio un estado sólido ocupa un espacio mucho mayor que en estado líquido, por lo que solidificar la contracción es inferior a la de otras aleaciones y metales.

Como puede observarse en la **figura 7.2** el sistema binario Al-Si forma un eutéctico a una temperatura de 577°C y una composición de silicio del 11,7%, donde la microestructura está formada por una matriz de fase α y una dispersión de fase β o silicio.

Al igual que en las aleaciones anteriores, la solubilidad del silicio en la matriz de aluminio es máxima a la temperatura del eutéctico. En condiciones de equilibrio, la solución sólida de aluminio o fase α tiene un contenido en silicio del 1,3% a 550°C y baja hasta el 0,05-0,008% a la temperatura de 250°C .

En estas aleaciones, el silicio existente puede aparecer de dos formas:

- A partir de la precipitación de la solución sólida α
- De una forma directa durante el proceso de solidificación

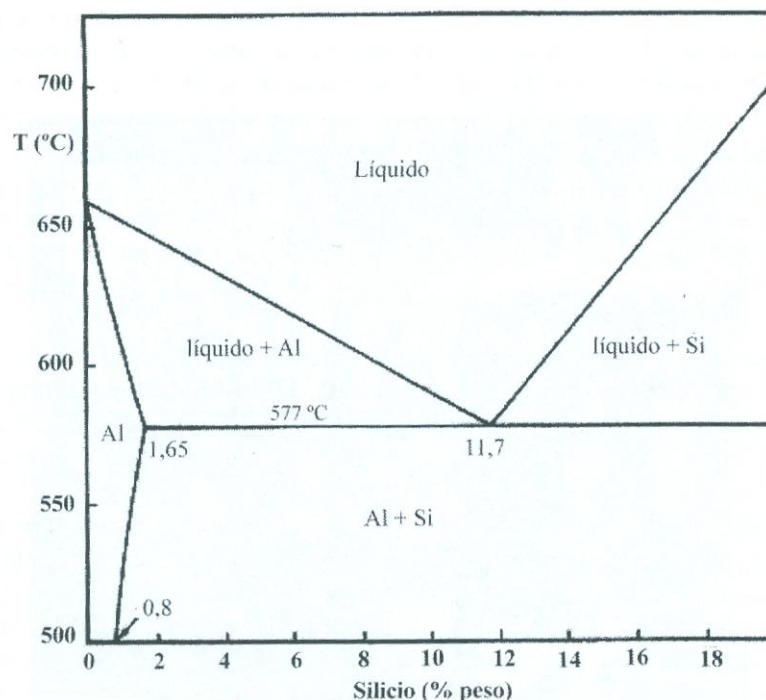


Diagrama de equilibrio binario aluminio-silicio

Desde el punto de vista cristalográfico, ambos son equivalentes, pero difieren en la forma y la distribución. En procesos de colada, las aleaciones de Al-Si no suelen alcanzar estructuras totalmente en equilibrio y suele aparecer silicio libre en los lingotes. El hierro es prácticamente insoluble en estas aleaciones y aparece formando un compuesto ternario β (Fe-Si). Si el contenido de hierro es inferior al 0,6%, dicho compuesto aparece como pequeñas agujas o placas en el eutéctico.

Para los sistemas binarios A-B (A=Al y B=Cu, Mg, Si, etc...) la diferente solubilidad del elemento B en una matriz de aluminio con la temperatura permite realizar tratamientos térmicos de solubilización por encima de la curva de transformación, enfriado rápido o temple y posterior precipitación de intermetálico A_xB_y mediante recocidos a bajas temperaturas. Como resultado de otros tratamientos, se produce una microestructura de granos de fase α con una fina distribución de precipitados que mejoran las propiedades mecánicas de la aleación. Dichos tratamientos se conocen como procesos de envejecimiento. Estos precipitados no suelen ser visibles al microscopio óptico, por lo que muchas veces tienen que utilizarse técnicas de microscopía electrónica para su caracterización. Los procesos de precipitación a partir de una solución sobresaturada de aluminio no son directos sino que pasan por fases intermedias. Las aleaciones Al-Si siguen en importancia a las del aluminio-cobre. El porcentaje de silicio suele variar del 5 al 20%. En la figura anterior se ha representado el diagrama de fases Al-Si, que es muy sencillo, pues no forma más que una solución sólida α de silicio en aluminio y una solución sólida β de aluminio en silicio, aunque algunos autores consideran la fase β como silicio elemental. Y en este caso la eutéctica estaría formada por α + Si.

PROPIEDADES DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO-SILICIO

El **silicio endurece** al aluminio y, sobre todo, **augmenta su fluidez** en la colada y su **resistencia a la corrosión**. Las aleaciones Al-Si son **muy dúctiles y resistentes al choque**; tienen un **bajo coeficiente de dilatación y una elevada conductividad calorífica y eléctrica**, pero son **difíciles de mecanizar** por la naturaleza abrasiva del silicio. Su **peso específico** es alrededor del 2,7. Las **propiedades mecánicas** de aleaciones aluminio-silicio **pueden mejorarse añadiendo** a la cuchara de colada de estas aleaciones cloruro sódico o una mezcla de fluoruro y cloruro sódico. Esta operación incorpora **una pequeña cantidad de sodio**, inferior al 0,1% a la aleación pero suficiente para **variar la concentración eutéctica del 11,6% al 13% y bajar la temperatura eutéctica de 577°C a 570°C**. Pero sobre todo las **aleaciones Al-Si modificadas** con esta adición resultan con un **grano extremadamente fino** en lugar de las agujas o láminas en que cristaliza el silicio en las aleaciones sin modificar. Esta mejora en la estructura micrográfica se traduce en una **notable mejora de las propiedades mecánicas** de aleaciones modificadas, y concretamente, de su ductilidad, resistencia al choque, resistencia mecánica e incluso de su resistencia a la corrosión. La principal **aplicación de las aleaciones aluminio-silicio** son la fundición de piezas difíciles, pero buenas cualidades de moldeo, y la fabricación de piezas para la marina, por su resistencia a la corrosión. Pero no se emplean para piezas ornamentales porque ennegrecen con el tiempo.

EFFECTO DE LOS ALEANTES

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.

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 Mg₂Si 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 Al₂CuMg, 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.

TRATAMIENTOS TÉRMICOS

TEMPLE DE PRECIPITACIÓN DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO

Definimos el temple en general, como un calentamiento hasta una temperatura adecuada, seguido de un enfriamiento muy rápido para impedir la transformación normal del constituyente obtenido en el calentamiento.

En el temple del acero, el constituyente formado en el calentamiento era la austenita, que se transformaba, en enfriamiento normal, en ferrita, y perlita (aceros hipoeutectoides), o perlita y cementita (aceros hipereutectoides). Pero si enfriamos bruscamente el acero en estado austenítico, en lugar de formarse los constituyentes normales citados, se forma martensita, que ya vimos que es hierro _ sobresaturado de carbono, lo que distorsiona sus cristales y los pone en tensión y el material queda endurecido. Este proceso es lo que constituye el temple martensítico.

Pues bien, si en una aleación de aluminio de solubilidad sólida variable y que forme compuesto químico como, por ejemplo, el duro-aluminio (Al y 4% de Cu), puesta a temperatura del recocido de homogeneización, para que toda aleación esté constituida por solución α de Cu en Al, se enfría lentamente. Al atravesar la línea del límite de solubilidad sólida total del cobre en el aluminio, empieza a disminuir el porcentaje de cobre disuelto, que al "sedimentarse" reacciona con el aluminio formando el compuesto químico Al_2Cu , cada vez en mayor proporción hasta un cierto límite.

Pero si en lugar de enfriar lentamente desde la temperatura de recocido esta aleación de aluminio, la enfriamos bruscamente, no se precipita el compuesto químico y queda formada la aleación a la temperatura ambiente casi exclusivamente por solución sólida α del elemento aleado, en este caso, Cu en aluminio. Este enfriamiento rápido constituye el temple denominado de precipitación. Pero así como el acero adquiriría una gran dureza con el temple, las aleaciones de aluminio, en cambio, una vez templadas, tienen casi las mismas características mecánicas que antes. El endurecimiento se produce después progresiva y más o menos lentamente, pues como la solución sólida obtenida en el enfriamiento brusco es metaestable, a medida que pasa el tiempo se van precipitando diminutas partículas del compuesto químico, que dificulta el deslizamiento de los planos cristalinos de la solución sólida, lo que trae como consecuencia el endurecimiento progresivo de la aleación (figura 7.3).

Este fenómeno de precipitación se conoce con el nombre de maduración o envejecimiento y dura un tiempo variable, según la aleación. En el duro-aluminio (Al, con 4% de Cu) el endurecimiento es rapidísimo, pero en otras aleaciones llega a durar incluso hasta 3 meses. En todos los casos el endurecimiento es más rápido que al principio, para hacerse cada vez más lento a medida que pasa el tiempo.

MADURACIÓN ARTIFICIAL DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO

Si la viscosidad atómica es elevada, no se produce la precipitación del compuesto o se produce muy lentamente a la temperatura ambiente. Entonces, se puede acelerar la precipitación con un tratamiento que se conoce con el nombre de maduración artificial o también revenido de endurecimiento, que consiste en calentar la aleación a una temperatura inferior a la del temple, con objeto de dilatar las redes cristalinas y facilitar la difusión y precipitación del compuesto químico y abreviar, por tanto, la duración del período de endurecimiento. Este tratamiento, por tanto, tiene efectos contrarios al revenido de los aceros con temple martensítico, que, como se recordará, disminuye la dureza y resistencia de los metales templados, en lugar de aumentarla como ocurre con la maduración artificial.

PRÁCTICA DEL TEMPLE DE MADURACIÓN DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO

La temperatura de temple es muy similar a la de recocido de homogeneización y oscila alrededor de los 500°C. Para cada aleación existe una temperatura exacta del temple, que no debe variarse, de más o menos del 5%, pues como puede apreciarse en la figura siguiente, es muy pequeño el intervalo de temperaturas entre la temperatura que debe superarse para conseguir la solución total del elemento en el aluminio y la temperatura que no debe rebasarse para que no se produzca una fusión parcial de la aleación.

La duración de la permanencia a la temperatura de temple varía entre 15 minutos y 4 horas, dependiendo en todo caso del grueso de la pieza y estructura. Así, por ejemplo, la permanencia debe ser mayor para las piezas en bruto de moldeo que para las piezas forjadas. El enfriamiento del temple se realiza generalmente en agua, y solamente si las piezas son muy delgadas, en aceite, o por pulverización de agua, o en el aire. Cuanto más suave sea el medio de enfriamiento, menos peligro habrá de tener tensiones residuales, deformaciones y grietas. La maduración artificial se realiza a temperaturas comprendidas entre 130°C a 165°C, con permanencias de 8 a 24 horas a la temperatura máxima. El método de enfriamiento no tiene importancia y generalmente se realiza al aire, aunque puede enfriarse en agua. Las aleaciones se consideran de maduración natural, cuando tardan en adquirir la dureza máxima menos de 8 horas. La resistencia mecánica obtenida después del temple y maduración es aproximadamente de dos a tres veces la que tenía antes del tratamiento. La maduración produce un aumento de volumen que puede ser bastante importante, lo que debe ser tenido en cuenta, sobre todo, si las piezas son de maduración natural y, por tanto, el aumento de volumen se produce espontánea y a veces inesperadamente. La conformación de las piezas templadas, si son de maduración natural, debe realizarse dentro de las 2 horas siguientes al temple, y si la conformación ha de ser complicada, se recomienda que se haga antes de los 30 minutos. De todas maneras, puede detenerse a voluntad la maduración natural conservando las piezas templadas a temperaturas inferiores a 0°C. Los remaches de duraluminio templado se conservan sin endurecimiento apreciable hasta 4 días en nieve carbónica a temperaturas comprendidas entre -6° a -10°C. La conformación de las aleaciones de maduración artificial se realiza también después del temple, dando el tratamiento de maduración una vez adquirida su forma definitiva.

ALEACIONES DE ALUMINIO NORMALIZADAS

El Instituto Nacional de Racionalización del Trabajo ha normalizado las aleaciones de aluminio, cuyas composiciones y características son las aceptadas generalmente por los fabricantes y transformadores del aluminio españoles. En estas normas se clasifican las aleaciones en aleaciones ligeras de aluminio para moldeo, que contienen elementos como el silicio que facilita su fusibilidad, y aleaciones ligeras de aluminio para forja, que contienen menores porcentajes de aleación que las de moldeo.

Entre las aleaciones normalizadas figuran algunas muy conocidas por su nombre comercial, como la L-311, comercialmente denominada duro-aluminio, de 95% de Al, 4 % de Cu, 0,5% de Mg, y 0,5% de Mn, que puede ser templada y adquiere extraordinaria dureza y resistencia mecánica por maduración natural. Precisamente fue este endurecimiento natural del duro-aluminio después de haberlo moldeado, el que condujo al descubrimiento del temple de precipitación y maduración natural y artificial.

También figuran entre otras aleaciones normalizadas el anticorrosivo (L-257), el siluminio o alpac (L-252), la aleación "Y" (L-315), etc.

En la tabla 4.9 se reflejan algunas de las aleaciones más interesantes, con el contenido en % de los elementos más importantes que entran en su composición.

TABLA 4.9 Aleaciones del aluminio	
Características	Aplicaciones
L-211 Falcu 10 (contenido de Cu 10 %)	Para cables y culatas de motores, es de fácil mecanización.
L-231 Fualmag 10 (Cu 0,2%, Mg 10%)	Piezas que tengan contacto con el agua del mar. Obtención de piezas de alta resistencia mecánica.
L-257 Fualsimag (Mg 0,6% , Si 9 %)	Para la obtención de piezas resistentes a la corrosión.

Las aleaciones para fundición se caracterizan por tener una alta fluidez, factor indispensable para realizar una buena pieza en un proceso de fundición. Estas aleaciones utilizan un elemento adicional de aleación, el silicio en el rango de 5%-12%, ya que es quien da mayor fluidez y facilidades en la etapa de vaciado dentro del molde. La tabla siguiente muestra las composiciones y propiedades mecánicas de algunas aleaciones de aluminio:

Código	Composición normal, % ^a						Templado	Resistencia a la tensión		Elongación
	Al	Cu	Fe	Mg	Mn	Si		MPa	lb/in ²	
1050	99.5		0.4			0.3	O	76	11 000	39
							H18	159	23 000	7
1100	99.0		0.6			0.3	O	90	13 000	40
							H18	165	24 000	10
2024	93.5	4.4	0.5	1.5	0.6	0.5	O	185	27 000	20
							T3	485	70 000	18
3004	96.5	0.3	0.7	1.0	1.2	0.3	O	180	26 000	22
							H36	260	38 000	7
4043	93.5	0.3	0.8			5.2	O	130	19 000	25
							H18	285	41 000	1
5050	96.9	0.2	0.7	1.4	0.1	0.4	O	125	18 000	18
							H38	200	29 000	3
6063	98.5		0.3	0.7		0.4	O	90	13 000	25
							T4	172	25 000	20

Tabla 12. Características mecánicas del aluminio, duraluminio y siluminio [Fuente: Groover, 2008]

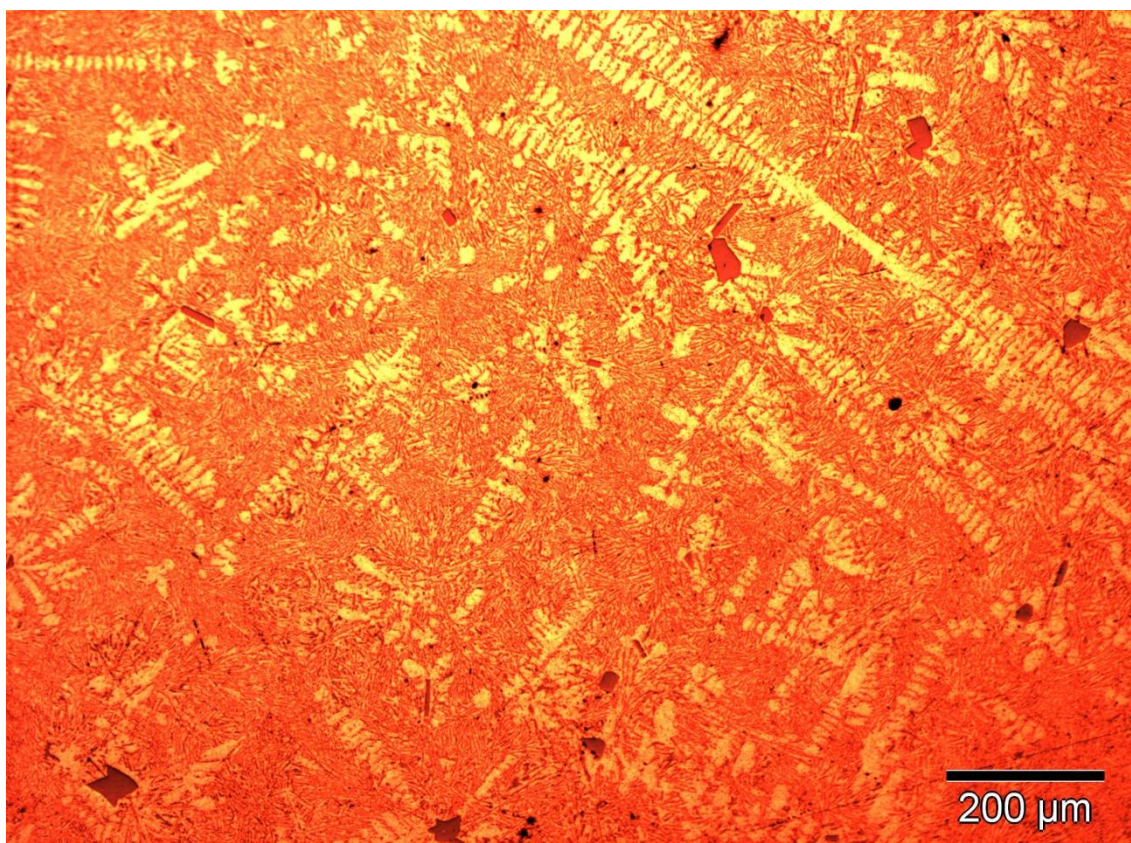
Mostramos las características mecánicas del aluminio, duraluminio y siluminio:

Características mecánicas del Aluminio.			
Estado	σ_R kg/mm ²	Modulo elasticidad % ^{de}	H kg/mm ²
Fundido	9 a 12	18 a 25	24 a 32
Laminado duro	18 a 28	3 a 5	45 a 60
Recocido	7 a 11	30 a 45	15 a 25
Módulo de elasticidad = 7.200 kg/mm ² .			
Características mecánicas del Duraluminio.			
Estado	σ_R kg/mm ²	Modulo elasticidad % ^{de}	H kg/mm ²
Normal	40 - 44	24 - 16	100 - 110
Duro	45 - 55	10 - 3	120 - 150
Recocido	20 - 25	22 - 16	55 - 60
Módulo de elasticidad = 7.250 kg/mm ² .			
Características mecánicas del Siluminio.			
Estado	σ_R kg/mm ²	Modulo elasticidad % ^{de}	H kg/mm ²
Arena	17 - 20	4 - 8	55 - 60
Coquilla	23 - 25	3 - 5	70 - 75
A presión	25 - 30	2 - 5	80 - 90
Es muy resistente a la corrosión y poco frágil			

Tabla 11. Características mecánicas del aluminio, duraluminio y siluminio

-- PROBETA nº 15 --

Aleación aluminio-silicio (para fundición)



Estructura	Cristales proeutécticos de silicio (poligonales) y dendritas de aluminio en el eutéctico aluminio-silicio. La cristalización es más fina.			
Aleación	Aluminio-silicio (para fundición).			
Composición	Al 86,42%	Si 12,95%	Mg 0,39%	Fe 0,24%
Ataque	Sin ataque.			
Dureza	<u>Microdurómetro</u>		<u>Measure vickers indentations</u>	
	\sum fases = 59,02 HV		\sum fases = 62,99 HV	
Fabricación	Moldeo en coquilla.			
Tratamiento posterior	Ninguno.			

La microfotografía nº 15 corresponde a una muestra de aleación de aluminio-silicio para fundición (moldeo), de 86,42% Al y 12,95% Si. El material ha sido moldeado en coquilla y no se le ha aplicado ningún tratamiento posterior. En esta microestructura se observa la escasa presencia de cristales gruesos de silicio proeutéctico (poligonales e irregulares) y dendritas primarias de aluminio- α sobre el fondo del eutéctico aluminio-silicio. La fase eutéctica, en este caso, está formada por un tupido entramado de finísimas agujas de silicio en una matriz de aluminio- α . El componente eutéctico es el más abundante en este material, seguido por las dendritas de aluminio primario, que atraviesan la microestructura a modo de “espinas de pez”. Los cuboides de silicio proeutéctico son escasos, aislados y heterogéneos en forma y tamaño.

Como observaciones sobre esta aleación podemos citar que se le conoce típicamente con el nombre de siluminio. El siluminio es una aleación aluminio-silicio en proporción eutéctica, es decir, con un porcentaje aproximado del 12% de Si; con frecuencia, contiene también pequeñas cantidades de microaleantes tales como cobre, manganeso, hierro o magnesio (en nuestra muestra: 0,39% Mg, 0,24% Fe) que modifican sus características mecánicas. Funde a unos 580°C (577°C exactamente, en el eutéctico binario Al-Si) y su peso específico es de 2,5 a 2,6.

La presencia del silicio favorece la colabilidad y evita el agrietamiento en caliente, al tiempo que disminuye la densidad y el coeficiente de expansión térmica. El magnesio mejora notablemente la resistencia y la dureza en las aleaciones Al-Si tratadas térmicamente o en aquellas más complejas que tienen elementos como el Cu, Ni, Fe y otros. El hierro 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.

El material de la muestra nº 15, por haber sido moldeado en coquilla, ha experimentado un enfriamiento rápido durante el proceso de solidificación. En consecuencia, esta aleación Al-Si de composición eutéctica ($\approx 12\%$ Si), enfriada rápidamente, se comporta como si fuera hipoeutéctica. La microestructura exhibe cristales de aluminio primario embebidos en una matriz eutéctica (Al + Si) extremadamente fina. La morfología de los cristales de aluminio primario parece ser dendrítica. Una consecuencia del rápido enfriamiento es que casi no aparecen partículas de silicio proeutéctico (“cuboides”) en la microestructura de la aleación. El incremento en la velocidad de enfriamiento da como resultado una reducción en el espaciamiento de las agujas de silicio eutéctico y un aumento de la resistencia a la tracción y la ductilidad de las aleaciones Al-Si.

Las aplicaciones de esta aleación suelen ser piezas de fundición de espesores pequeños y formas complicadas debido a su baja contracción (11%), como por ejemplo cárteres de motores de explosión, radiadores, aparatos eléctricos, etc. Se trata de una aleación muy resistente a la corrosión y poco frágil, por lo que suele emplearse para la fabricación de piezas que vayan a estar sometidas a atmósferas corrosivas o ambientes agresivos.

Restauración y observación

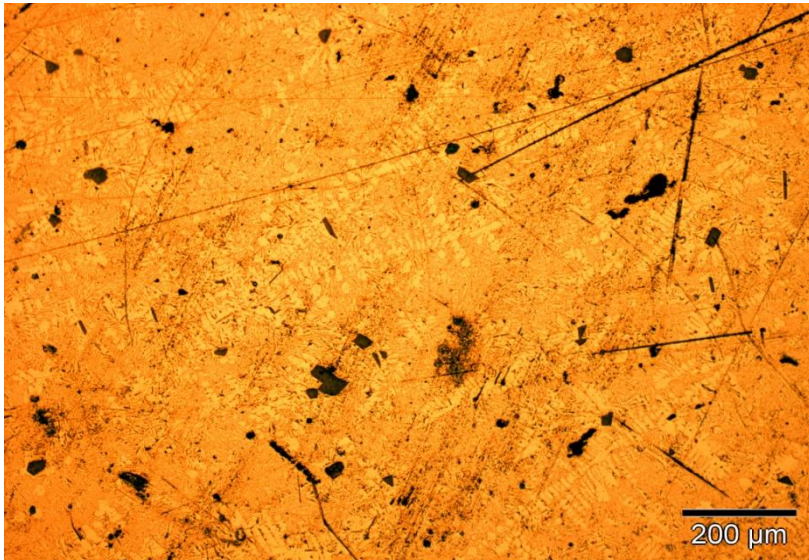


Imagen 1

Aluminio-silicio X25, antes del proceso de restauración.

Como puede observarse, la superficie presenta multitud de rayas, suciedad e imperfecciones.

La microestructura no es apreciable a este nivel de resolución.

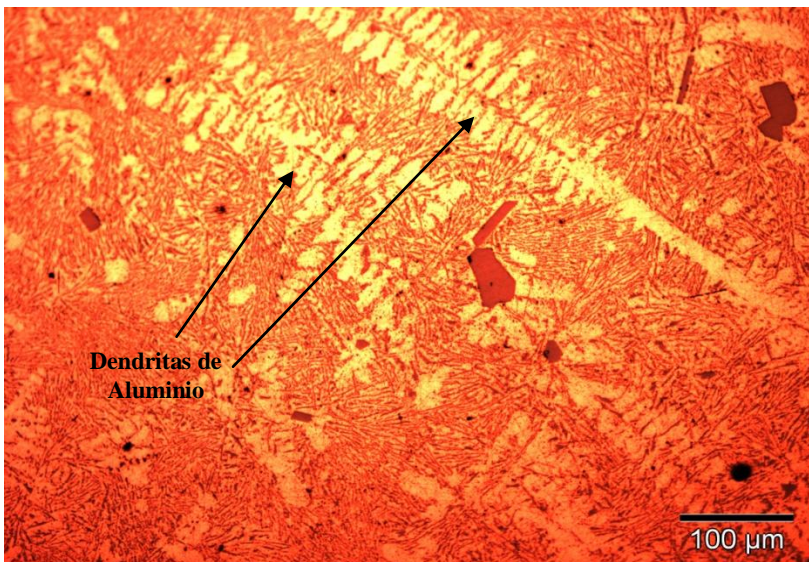


Imagen 2

Aluminio-silicio x25, tras el proceso de restauración.

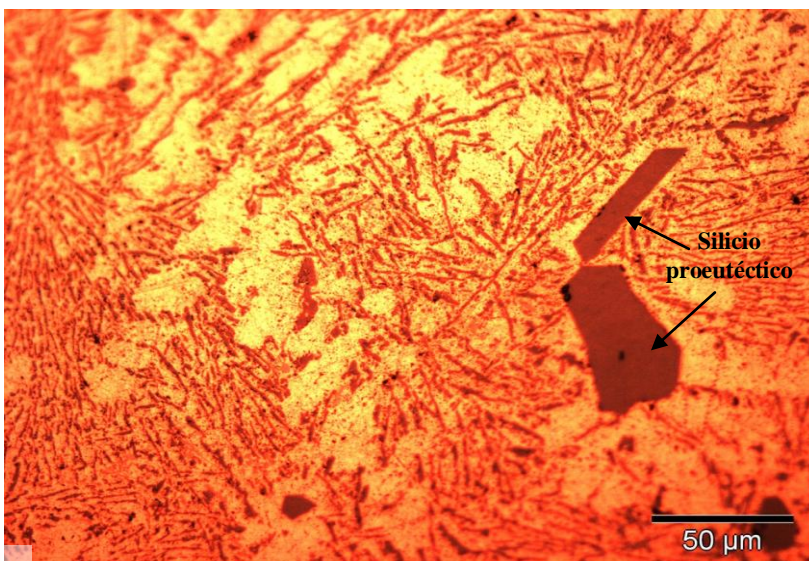


Imagen 3

Aluminio-silicio x200, tras el proceso de restauración.

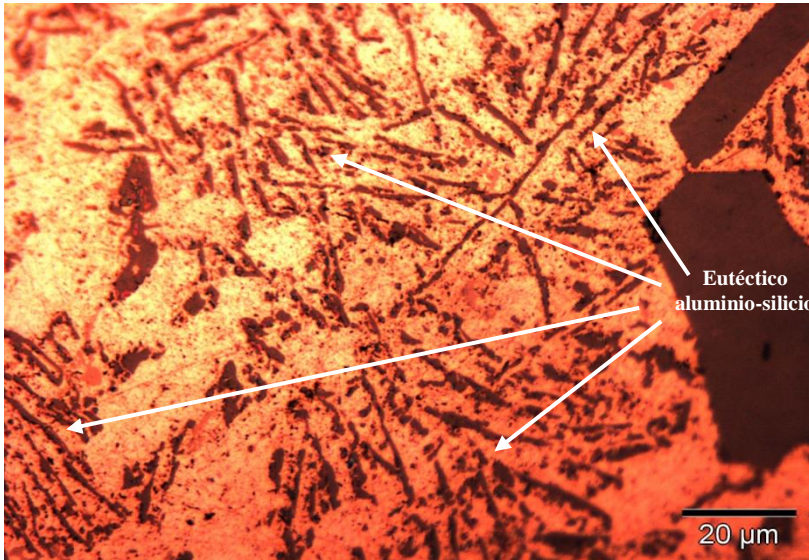
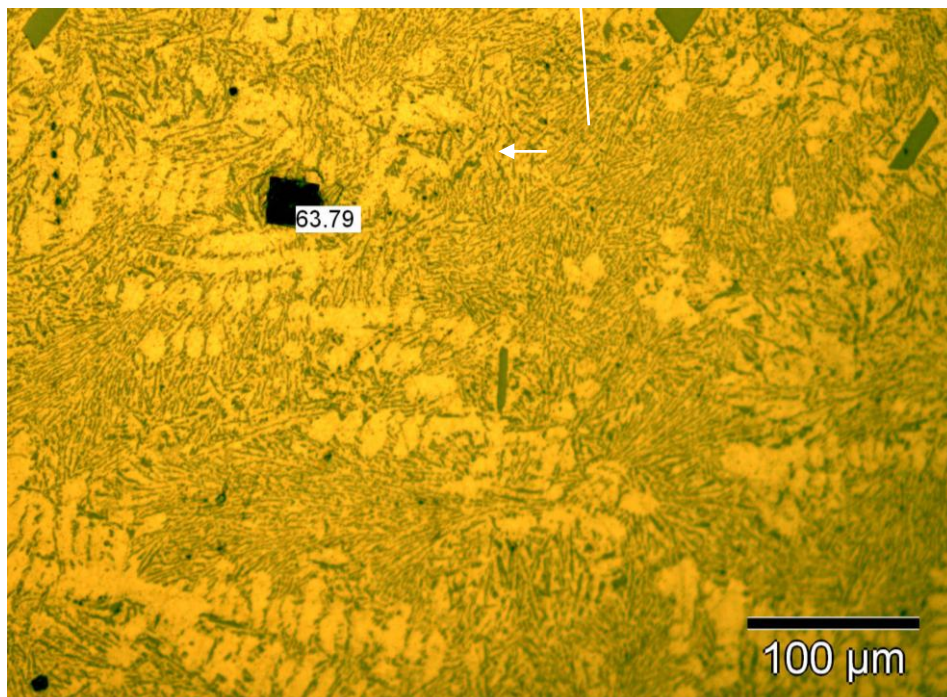


Imagen 4

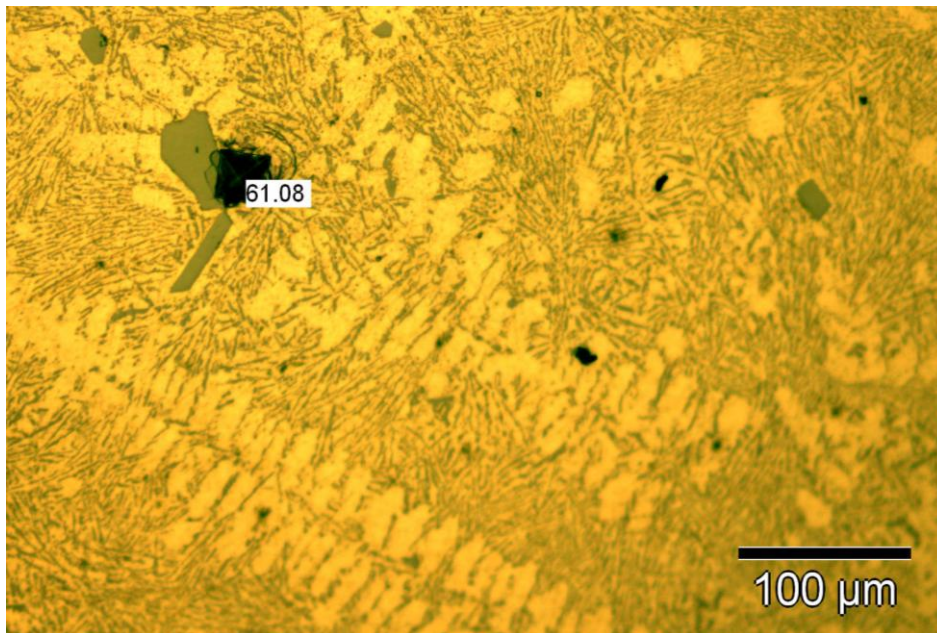
Aluminio-silicio x500, tras el proceso de restauración.

Dureza y propiedades

Una vez obtenidas 5 medidas de dureza con el microdurómetro en diversas zonas de la muestra, el siguiente paso ha sido medir las huellas indentadas con el programa de análisis de imagen.



Dureza en fase eutética (x200)



Dureza entre fase eutética y Si-proeutético (x200)

Dureza	<u>Microdurómetro</u>	<u>Measure vickers indentations</u>
61,01 HV	\sum fases = 59,02 HV	\sum fases = 62,99 HV

Para calcular la dureza global de la muestra emplearemos el valor medio de las durezas obtenidas por uno y otro método (con el **microdurómetro** y con el programa de **análisis de imagen**):

$$\begin{aligned}
 \text{Dureza global} &= \frac{\text{Dureza (microdurómetro)} + \text{Dureza (análisis de imagen)}}{2} = \\
 &= \frac{59,02 + 62,99}{2} = \mathbf{61,01 \text{ HV}}
 \end{aligned}$$

Las huellas obtenidas en el ensayo de microdureza corresponden a indentaciones realizadas con 50 g de carga.

Aleaciones de aluminio-silicio

Las aleaciones de aluminio silicio se utilizan cada vez más por sus excelentes propiedades de moldeo, buena soldabilidad y buena resistencia a la corrosión, incluso en ambientes marinos. La adición de silicio mejora notablemente la fluidez de la aleación durante la colada. Esto se debe a que el silicio tiene un retículo de tipo diamante, no denso, donde cada átomo de silicio en estado sólido ocupa un espacio mucho mayor que en estado líquido, por lo que al solidificar la contracción es inferior a la de otras aleaciones y metales.

Como puede observarse en la siguiente figura, el sistema binario Al-Si forma un eutéctico a una temperatura de 577°C y una composición de silicio del 11,7%, donde la microestructura está formada por una matriz de fase α y una dispersión de fase β o silicio. La solubilidad del silicio en la matriz de aluminio es máxima a la temperatura del eutéctico. En condiciones de equilibrio, la solución sólida de aluminio o fase α tiene un contenido en silicio del 1,3% a 550°C y baja hasta el 0,05-0,008% a la T° de 250°C . En estas aleaciones, el silicio existente puede aparecer de dos formas:

- A partir de la precipitación de la solución sólida α
- De una forma directa durante el proceso de solidificación

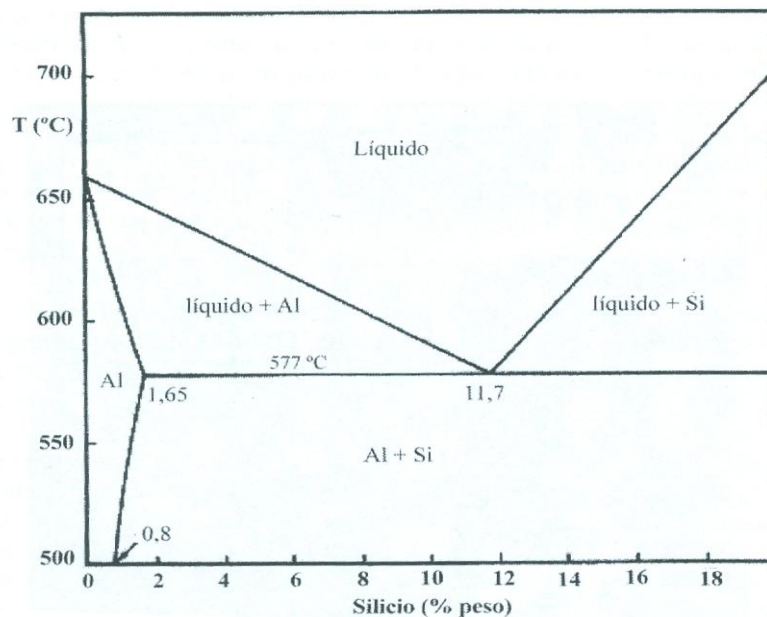


Diagrama de equilibrio binario aluminio-silicio

Desde el punto de vista cristalográfico, ambos son equivalentes, pero difieren en la forma y la distribución. En procesos de colada, las aleaciones de Al-Si no suelen alcanzar estructuras totalmente en equilibrio y suele aparecer silicio libre en los lingotes. El hierro es prácticamente insoluble en estas aleaciones y aparece formando un compuesto ternario β (Al-Fe-Si). Si el contenido de hierro es inferior al 0,6%, dicho compuesto aparece como pequeñas agujas o placas en el eutéctico.

Estas aleaciones de aluminio-silicio siguen en importancia a las del aluminio-cobre. El porcentaje de silicio suele variar del 5 al 20%. El silicio endurece al aluminio y, sobre todo, aumenta su fluidez en la colada y su resistencia a la corrosión. Las aleaciones Al-Si son muy dúctiles y resistentes al choque; tienen un bajo coeficiente de dilatación y una elevada conductividad calorífica y eléctrica, pero son difíciles de mecanizar por la naturaleza abrasiva del silicio. Su peso específico es alrededor del 2,7. La principal aplicación de las aleaciones aluminio-silicio son la fundición de piezas difíciles (por sus buenas cualidades de moldeo) y la fabricación de piezas para la marina, por su resistencia a la corrosión. Pero no se emplean para piezas ornamentales porque ennegrecieron el tiempo.

Entre las posibles aleaciones del sistema Al-Si, la que tiene interés industrial es, precisamente, la aleación eutéctica. Se utiliza profusamente para piezas moldeadas de pequeño espesor, como por ejemplo, cárteres de motores de explosión, radiadores, aparatos eléctricos, etc. Su interés se fundamenta en que su temperatura de solidificación es baja 577°C; presenta muy buena colabilidad por tratarse de una eutéctica; por solidificar a temperatura constante, no existirá ningún tipo de segregación, ni mayor ni menor; la contracción que experimenta en el paso del estado líquido al estado sólido es pequeña, del 11%, es decir que, prácticamente, su rechupe es casi nulo; y no tiene riesgo de agrietamiento en caliente porque, en parte, su intervalo de solidificación es constante y, por consiguiente, no se presta a la presencia de microrrechupes. Por otra parte, también el Si favorece ese comportamiento a la no fisuración en caliente. Sin embargo, la eutéctica presenta la particularidad, observando el diagrama de equilibrio, de ser una eutéctica anormal.

La proporción de Al para la composición eutéctica es notablemente superior a la proporción de Si, como fácilmente puede deducirse por aplicación de la regla de la horizontal en el diagrama Al-Si. Por otro lado, el Si tiene una temperatura de fusión claramente más alta que el Al. En definitiva, esta eutéctica nos recuerda bastante a la eutéctica de Fe y C estable: es decir de Fe-Grafito, a la eutéctica típica de fundiciones grises, en la que como sabemos no se da germinación recíproca de las dos fases con crecimiento mutuamente coherente, ni el crecimiento simultáneo tiene lugar sobre un frente común. Por consiguiente cabe esperar que la eutéctica Al-Si tenga características relativamente parecidas a las características que advertíamos en el sistema Fe-C metaestable. Concretamente, las aleaciones eutécticas suelen presentar cristales poliédricos primarios de Si, dado que el Silicio tiene una tendencia precoz a solidificar. Y de hecho, las aleaciones eutécticas aparecen como ligeramente hipereutécticas: primero se forman unos cuboides de Si y, finalmente, éstos quedan englobados en el constituyente matriz eutéctico. La eutéctica suele estar constituida por cristales no orientados y gruesas agujas. Su estructura recibe el nombre de acicular, y suele atribuirse a la presencia de P introducido como impureza del Si y que da unos gérmenes de fosforo de aluminio sobre los cuales el Si tiende a cristalizar en forma de plaquetas, con un crecimiento basal, algo similar al crecimiento laminar del C, del grafito.

3.2 PIEZAS DE ALUMINIO-SILICIO

Una parte importante de las aleaciones de aluminio utilizadas para obtener piezas en la industria de la fundición, contiene silicio en un porcentaje del 5 al 12%. Cuando se utilizan estas aleaciones sin modificar, se forman cristales en forma de placas bastas en la fase eutéctica de la microestructura durante su solidificación, ver Fig. 3.3 (a). Estas partículas son frágiles y reducen la resistencia y ductilidad de la pieza fundida. Igualmente tienden a disminuir la bondad de la pieza al dificultar la circulación del metal líquido mientras dura el proceso de solidificación.

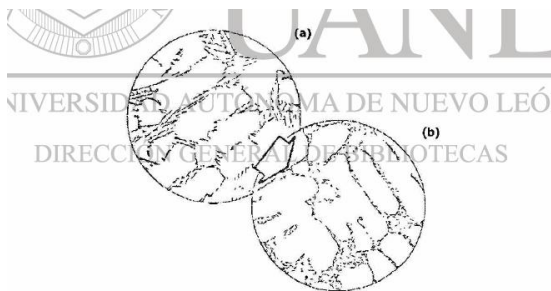


Fig. 3.3 Estructura de una aleación Al-7%Si fundida; (a) sin modificar, (b) modificada con estroncio. 200X⁽¹⁴⁾.

Si se emplea aluminio modificado se forma una mejor estructura en la cual la fase de silicio es de naturaleza fibrosa y finamente dispersa, ver Figs. 3.3 (b) y 3.4. Esta estructura proporciona mejores propiedades mecánicas, especialmente ductilidad y resistencia a la tensión.

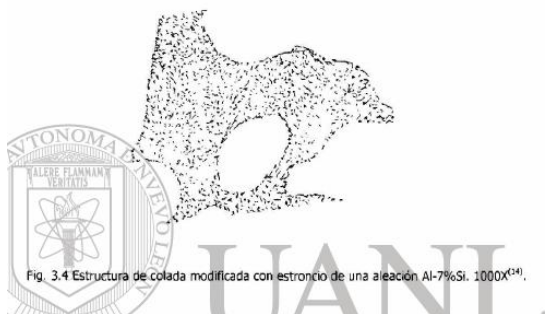


Fig. 3.4 Estructura de colada modificada con estroncio de una aleación Al-7%Si. 1000X⁽¹⁴⁾.

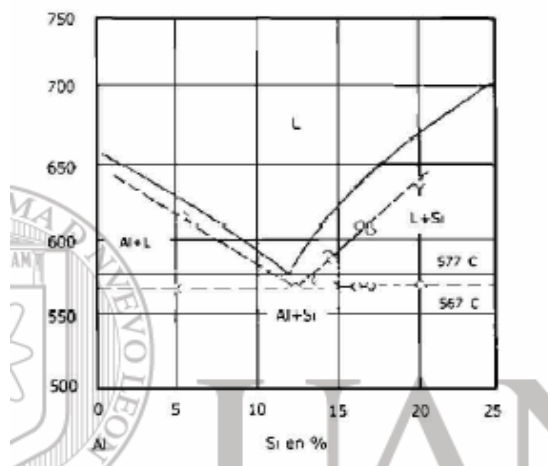
3.3 MODIFICACION DE UNA ALEACION ALUMINIO-SILICIO

La reducción del tamaño de las partículas en la microestructura de las aleaciones Al-Si, mediante métodos convenientes, es generalmente llamado modificación. Varios métodos han sido desarrollados en los últimos años para llevar a cabo los cambios morfológicos de la microestructura. Se conocen los beneficios de la modificación aún cuando el mecanismo de la misma no se entienda aún del todo. Las investigaciones más recientes señalan que este fenómeno se produce por limitación del crecimiento rápido de la aleación líquida para

promover la subfusión que inhibiría el crecimiento de la fase de silicio. Sin embargo, no puede lograrse el porcentaje de enfriamiento rápido exigido en las partes de las piezas que tienen secciones gruesas. Así, las coladas con templadera de pequeñas secciones causan enfriamiento rápido, el cual tiende a producir las características deseables y por tanto mejores propiedades (12).

3.3.1 MODIFICACION POR ENFRIAMIENTO RAPIDO

El impacto de las altas velocidades de enfriamiento sobre la localización de la curva líquidus y la temperatura de equilibrio del eutéctico en el sistema Al- Si puede verse claramente en la Fig. 3.5.



Este diagrama muestra que el enfriamiento rápido causa un cambio en las temperaturas y las composiciones de equilibrio. La temperatura de equilibrio del eutéctico se encuentra por arriba, en un orden de 10 a 20°C, de la de enfriamiento rápido. La composición del eutéctico está, en un mismo tiempo, cambiada hacia altos contenidos de silicio (=14% Si). Consecuentemente, una aleación Al-Si enfriada rápidamente de composición eutéctica (12.5% Si) se comporta como si fuera hipoeutéctica. La microestructura exhibe, como se ve en la Fig. 3.6, cristales de aluminio primario embebidos en una matriz eutéctica (Al + Si) extremadamente fina (12). En comparación con la microestructura de la aleación eutéctica enfriada lentamente (Fig. 3.2), la enfriada rápidamente muestra claramente el cambio significativo en la microestructura debido al rápido enfriamiento. La morfología de los cristales de aluminio primario parece ser dendrítica, con el usual crecimiento en los ejes <100>, siendo esto típico de los cristales FCC. Una consecuencia del rápido enfriamiento es que casi no aparecen partículas de silicio en la microestructura de la aleación involucrada (12). Un incremento en la velocidad de enfriamiento da como resultado una reducción en el espaciamiento de las agujas de silicio y, consecuentemente, un aumento de la resistencia tensil y la ductilidad de las aleaciones Al-Si.

La Tabla 3.2 contiene datos que indican la marcada mejoría en las propiedades mecánicas de una aleación eutéctica debido al rápido enfriamientos.

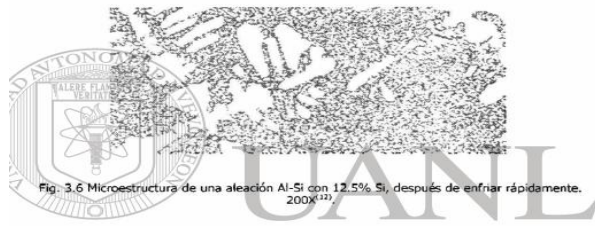


Fig. 3.6 Microestructura de una aleación Al-Si con 12,5% Si, después de enfriar rápidamente. 200X (22).

VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO	RESISTENCIA TENSIL (MPa)	ELONGACIÓN (%)	DUREZA BRINELL
Fundición en arena	1,242	2	50
Fundición con templadura	1,932	3.6	60

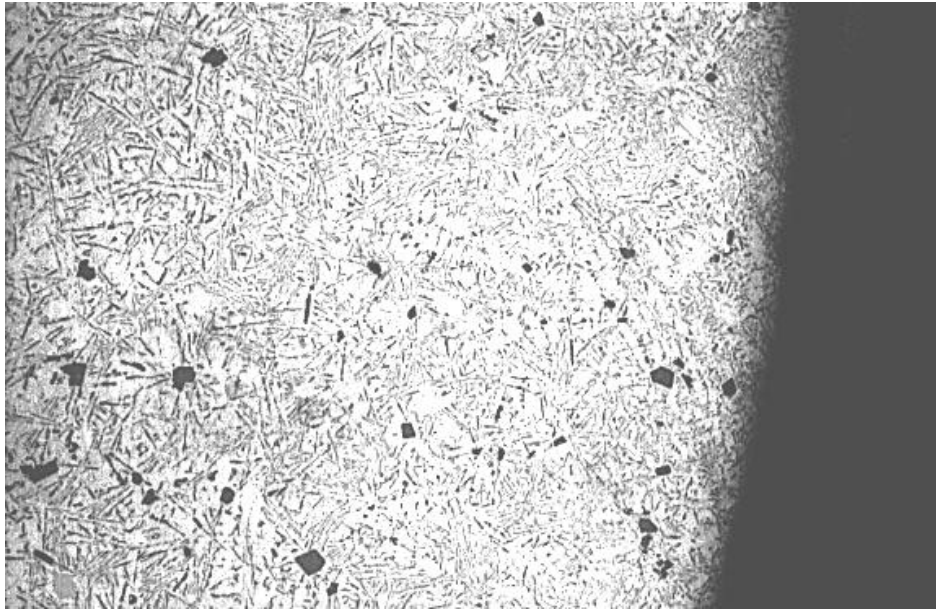
Tabla 3.2 Mejoramiento en las propiedades mecánicas de una aleación Al-Si conteniendo 13% en peso de Si, en dos diferentes tipos de fundición (22).

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 el envejecimiento a temperatura ambiente. Las aleaciones Al-4Cu-1Mg se precipitan el compuesto Al_2CuMg , responsable del endurecimiento por precipitación de dichas aleaciones.

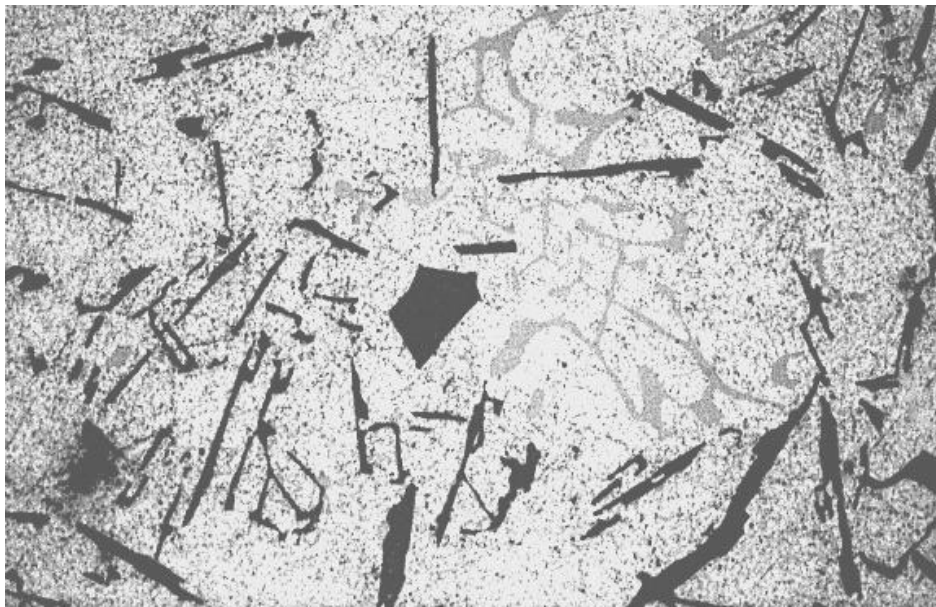
Silicio: El silicio en el aluminio mejora el colado mejorando la fluidez, la resistencia al agrietamiento en caliente y la alimentación de las piezas fundidas. Las aleaciones comerciales Al-Si varían desde composiciones hipoeutécticas hasta cerca del 25% Si. Para procesos de colado con velocidades lentas 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 la alimentación de la pieza a medida que aumenta la velocidad de enfriamiento. El silicio disminuye la densidad y el coeficiente de expansión térmica.

Hierro: Es altamente soluble en estado líquido pero virtualmente insoluble (0,04% Fe) a T^a 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, las 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.

La aleación de la **muestra F-7** es también un Siluminio no modificado cuya única diferencia con relación a la muestra F-4 es que, en vez de en arena, ha sido colada en coquilla. Realmente no se señalan diferencias significativas entre ambas probetas, aunque en ésta, en la F-7, es algo más fina tanto en el borde como en el interior de la probeta.



Probeta F – 7. Moldeada en coquilla. Estado pulido. 100 ×



Probeta F – 7. Moldeada en coquilla. Estado pulido. 500 ×

Características Mecánicas del Siluminio

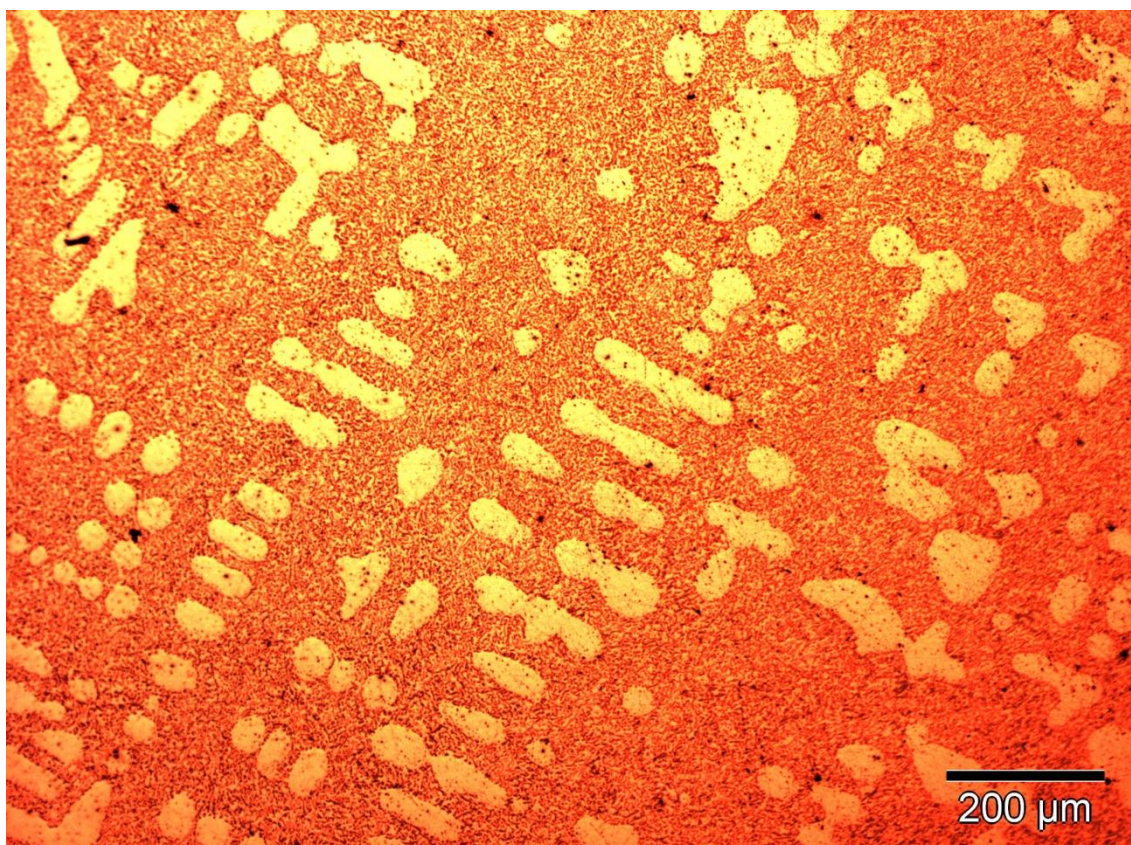
Fundido en	Resistencia a la tracción (kg/mm ²)	Límite elástico (kg/mm ²)	Alargamiento (%)
Arena	17-20	8,5-9	4-8
Coquilla	23-25	12-13	3-5
A presión	25-30	-	2-5

Características mecánicas del Aluminio.			
Estado	σ_R kg/mm ²	Modulo elasticidad % de	H kg/mm ²
Fundido	9 a 12	18 a 25	24 a 32
Laminado duro	18 a 28	3 a 5	45 a 60
Recocido	7 a 11	30 a 45	15 a 25
Módulo de elasticidad = 7.200 kg/mm ² .			
Características mecánicas del Duraluminio.			
Estado	σ_R kg/mm ²	Modulo elasticidad % de	H kg/mm ²
Normal	40 - 44	24 - 16	100 - 110
Duro	45 - 55	10 - 3	120 - 150
Recocido	20 - 25	22 - 16	55 - 60
Módulo de elasticidad = 7.250 kg/mm ² .			
Características mecánicas del Siluminio.			
Estado	σ_R kg/mm ²	Modulo elasticidad % de	H kg/mm ²
Arena	17 - 20	4 - 8	55 - 60
Coquilla	23 - 25	3 - 5	70 - 75
A presión	25 - 30	2 - 5	80 - 90
Es muy resistente a la corrosión y poco frágil			

Tabla 11. Características mecánicas del aluminio, duraluminio y siluminio

-- PROBETA nº 17 --

Aleación aluminio-silicio (para fundición)



Estructura	Dendritas de aluminio en el eutéctico aluminio-silicio. El silicio está parcialmente en forma de cristales poligonales.			
Aleación	Aluminio-silicio (para fundición).			
Composición	Al 88,41-90,61%	Si 9-11%	Mg 0,20-0,40%	Fe 0,19%
Ataque	Sin ataque.			
Dureza 47,89 HV	<u>Microdurómetro</u>		<u>Measure vickers indentations</u>	
	\sum Aluminio- α = 42,5 HV \sum Eutéctico Al-Si = 51,06 HV		\sum Aluminio- α = 44,22 HV \sum Eutéctico Al-Si = 53,77 HV	
Fabricación	Moldeo en carcasa.			
Tratamiento posterior	Sub-Afinado.			

La microfotografía nº 17 corresponde a una muestra de aleación de aluminio-silicio para fundición (moldeo), de 88,41-90,61% Al, 9-11% Si, 0,2-0,4% Mg y 0,19% Fe. El material ha sido moldeado en carcasa y posteriormente se le ha aplicado un tratamiento de sub-afinado. En esta microestructura se puede observar la presencia de dendritas proeutécticas de aluminio- α , de color claro, sobre el fondo del eutéctico aluminio-silicio, compuesto por granos finos de silicio en una matriz de aluminio- α . El silicio está parcialmente en forma de cristales poligonales. Como **observaciones** podemos citar que se trata de un siluminio del 9-11% Si sub-afinado. En los procesos de colada no se alcanza un equilibrio total apareciendo Si libre. Se suele añadir Na o Fe para desplazar el eutéctico a la derecha, 14%, y disminuir su temperatura en una reacción de modificación. Luego el Si precipita de forma dispersa y uniforme en vez de en placas alargadas. Al existir numerosos precipitados dispersos se dificulta el desplazamiento de dislocaciones y a su vez de grietas aumentando la resistencia. Además se provoca una disminución del coeficiente de expansión térmica debido a la disminución de grandes límites de granos evitándose así el choque de las deformaciones de dos fases distintas a lo largo de estos. Las aleaciones Al-Si modificadas con esta adición resultan con un grano muy fino en lugar de las agujas o láminas en que cristaliza el silicio en las aleaciones sin modificar. Esta mejora en la estructura micrográfica se traduce en una mejora de las propiedades mecánicas de aleaciones modificadas (en su ductilidad, resistencia al choque, resistencia mecánica e incluso de su resistencia a la corrosión). El magnesio mejora 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 . El hierro mejora la resistencia al agrietamiento en caliente, la resistencia a la fluencia a altas T^a 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. Estas aleaciones se utilizan en la fabricación de pistones de automóvil, cabezas de automotores, monoblocks, cilindros de freno, piezas de avión y piezas de pared delgada y otras aplicaciones que exigen buena resistencia mecánica y ductilidad.

Restauración y observación

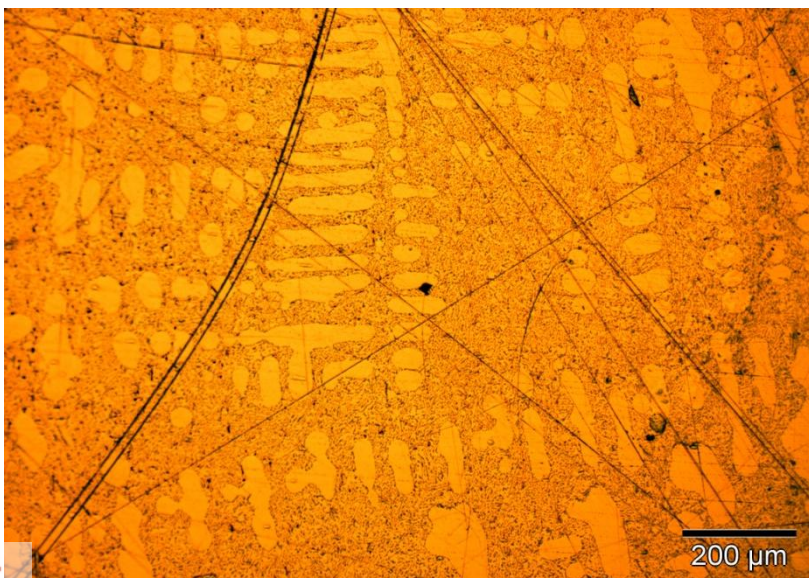


Imagen 1

Aluminio-silicio x100, antes del proceso de restauración.

Como puede observarse, la superficie presenta multitud de rayas, suciedad e imperfecciones.

A pesar de ello, la microestructura ya se intuye a este nivel de resolución.

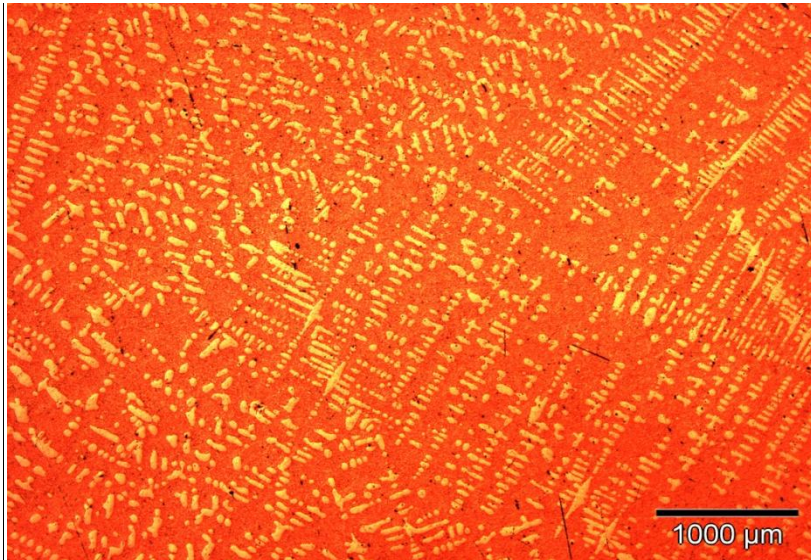


Imagen 2

Aluminio-silicio x25, tras el proceso de restauración.

En esta microestructura se puede observar la presencia de dendritas proeutecticas de aluminio- α , de color claro, sobre el fondo del eutéctico aluminio-silicio (de color rojizo, en esta imagen).

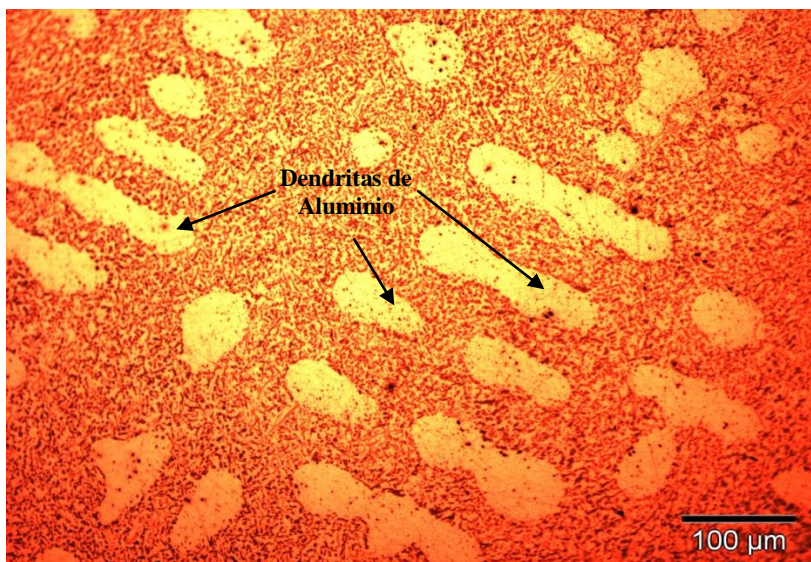


Imagen 3

Aluminio-silicio x200, tras el proceso de restauración.

Al añadir Na o Fe, el Si precipita de forma dispersa y uniforme en vez de en placas alargadas. Al existir numerosos precipitados dispersos se dificulta el desplazamiento de dislocaciones y a su vez de grietas aumentando la resistencia.

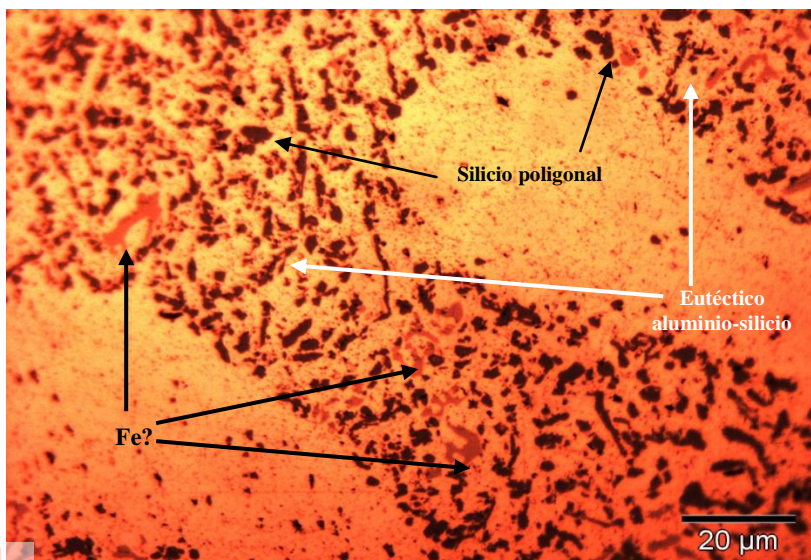


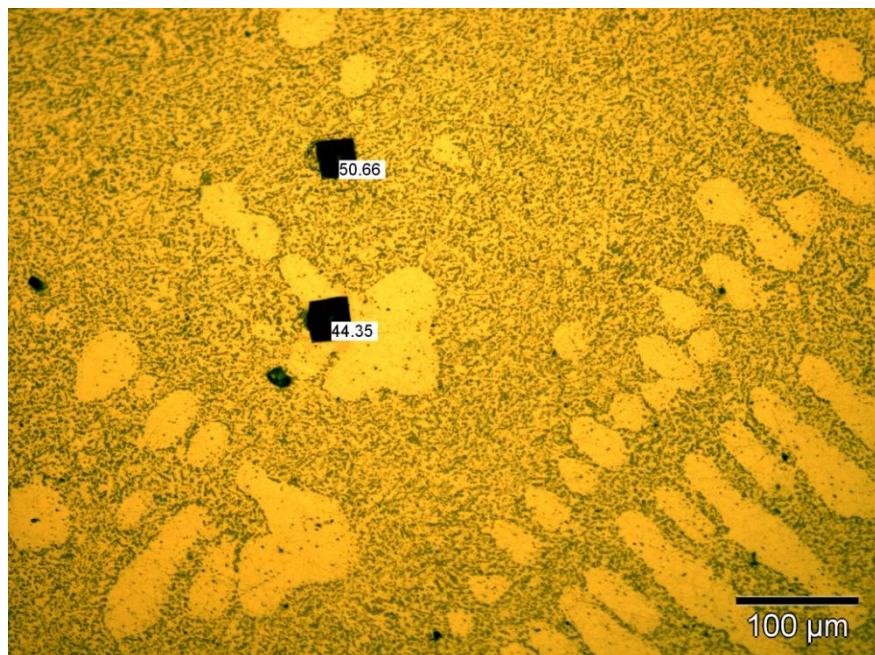
Imagen 4

Aluminio-silicio x500, tras el proceso de restauración.

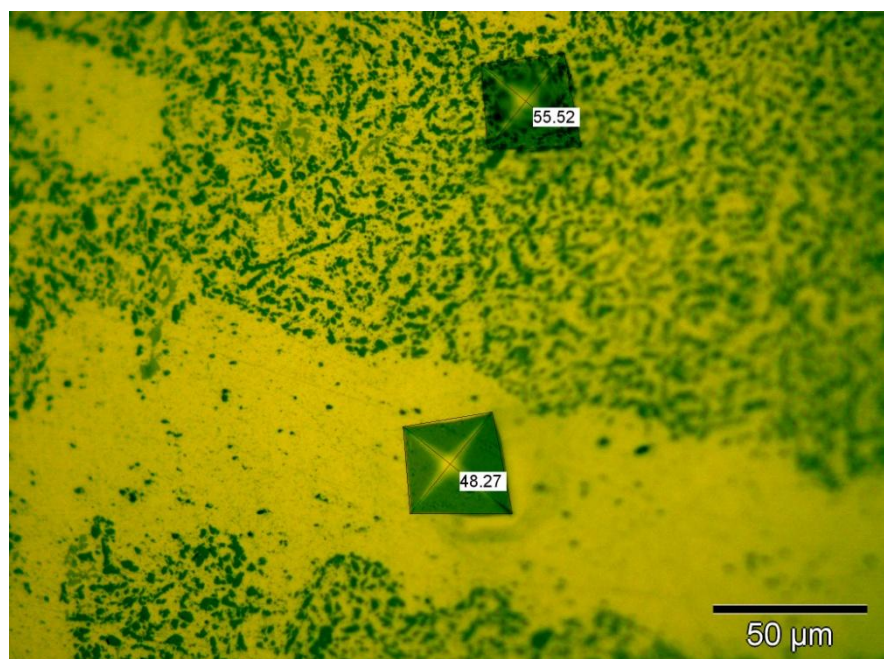
El eutéctico aluminio-silicio está compuesto por granos finos de silicio en una matriz de aluminio- α . El silicio está parcialmente en forma de cristales poligonales.

Dureza y propiedades

Una vez obtenidas 5 medidas de dureza con el microdurómetro en cada fase de la muestra, lo siguiente es medir las huellas indentadas con el programa de análisis de imagen.



Dureza medida en ambas fases (x200)



Dureza medida en ambas fases (x500)

Dureza	Microdurómetro	Measure vickers indentations
47,89 HV	\sum Aluminio- α = 42,5 HV \sum Eutético Al-Si = 51,06 HV	\sum Aluminio- α = 44,22 HV \sum Eutético Al-Si = 53,77 HV

Para calcular la dureza global de la muestra emplearemos el valor medio de las durezas de cada una de sus fases obtenidas por uno y otro método (con el **microdurómetro** y con el programa de **análisis de imagen**), así como las proporciones de cada fase presentes en la aleación:

$$\begin{aligned}
 \text{Dureza aluminio} - \alpha &= \frac{\text{Dureza (microdurómetro)} + \text{Dureza (análisis de imagen)}}{2} = \\
 &= \frac{42,5 + 44,22}{2} = \mathbf{43,36 \text{ HV}}
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 \text{Dureza eutético Al} - \text{Si} &= \frac{\text{Dureza (microdurómetro)} + \text{Dureza (análisis de imagen)}}{2} \\
 &= \frac{51,06 + 53,77}{2} = \mathbf{52,42 \text{ HV}}
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 \text{Dureza global} &= \% \text{ aluminio-}\alpha \times 43,04 + \% \text{ eutético Al-Si} \times 54,16 = \\
 &= \mathbf{0,5 \times 43,36 \text{ HV} + 0,5 \times 52,42 \text{ HV} = 47,89 \text{ HV}}
 \end{aligned}$$

Las huellas obtenidas en el ensayo de microdureza corresponden a indentaciones realizadas con 50 g de carga.

MODIFICACIÓN DE UNA ALEACIÓN ALUMINIO-SILICIO POR ADICIÓN

Las primeras investigaciones demostraron que el porcentaje de crecimiento y nucleación de la fase de silicio durante la solidificación de las aleaciones aluminio-silicio podía ser influido por la presencia de ciertos elementos. Extensos trabajos de investigación han revelado que con adiciones de Ca, K, Li, Mg, Na, P, Rb y Sr o sus compuestos, se tienen como resultado los mismos efectos en las aleaciones Al-Si de composición eutéctica o cerca del eutéctico, que en las obtenidas por enfriamiento rápido.

Durante muchos años el sodio fue el único medio disponible para la modificación de las aleaciones Al-Si. La mejoría en las propiedades obtenidas provocó un aumento notable de su utilización en estas aleaciones. Sin embargo, el sodio es un metal muy reactivo, que puede quemar muy violentamente durante su adición a la aleación, por lo que se requiere de un control muy estricto del nivel de adición.

Los niveles residuales de sodio en el metal fundido debieran hallarse en los niveles de 0.01 a 0.02% para que la modificación sea eficaz. Debido a la combustión violenta al añadir sodio metálico, las recuperaciones reales pueden ser tan bajas como del 20%, por lo que deben añadirse cantidades mayores para compensar la pérdida de sodio durante el proceso de fusión y poder establecer la concentración final en la colada de alrededor de 0.01% en peso de Na.

En la Tabla 3.3 se muestra la eficiencia de la adición de sodio en el metal a diferentes temperaturas. La cantidad de sodio adicionado, la temperatura del baño, el tiempo de permanencia y la velocidad de enfriamiento deben ser controladas delicadamente para poder llevar a cabo la máxima modificación.

TEMPERATURA (°C)	ADICION DE SODIO (% EN PESO)	GRADO DE MODIFICACION (%)
610	0.075	0
638	0.075	20
677	0.075	80
696	0.075	100

Tabla 3.3 Modificación por adición de sodio, incrementando la temperatura de la aleación Al-Si⁽¹²⁾.

Las investigaciones de elementos alternativos para modificar las aleaciones de aluminio-silicio revelan que puede utilizarse el estroncio en lugar del sodio. Afortunadamente, ninguna de las preocupaciones especiales exigidas en la utilización y manejo del sodio son necesarias con el estroncio, y se logra, además, un rendimiento y recuperación superiores como agente modificador.

Recientes investigaciones condujeron al desarrollo de una aleación de composición rica en estroncio. Esta aleación ofrece un método fiable para añadir estroncio al aluminio fundido. La recuperación es alta y se reduce la pérdida durante el proceso de fusión de manera importante comparado con el sodio.

Además, cuando el lingote de aluminio modificado previamente con estroncio se vuelve a fundir, existe una buena retención del estroncio. En consecuencia, el desarrollo de la aleación de composición rica en estroncio, ha provocado el empleo de las aleaciones aluminio-silicio modificadas permanentemente.

Puede conseguirse la modificación completa de una aleación con un nivel de estroncio residual de alrededor de 0.01% y algunas pruebas han demostrado que se consigue la modificación completa con tan solo 0.005%. Sin embargo, generalmente se añade la aleación de composición estroncio-aluminio para aportar del 0.02 al 0.04% de estroncio al metal.

El contenido de silicio de la aleación y la velocidad de solidificación de la pieza puede influir en la adición de estroncio necesaria. Por ejemplo, la velocidad de solidificación en las piezas de molde permanente generalmente es superior a la de las piezas coladas en molde de arena, por lo tanto, normalmente se requiere menos estroncio para una modificación satisfactoria de una pieza en coquilla que para una pieza colada en molde de arena.

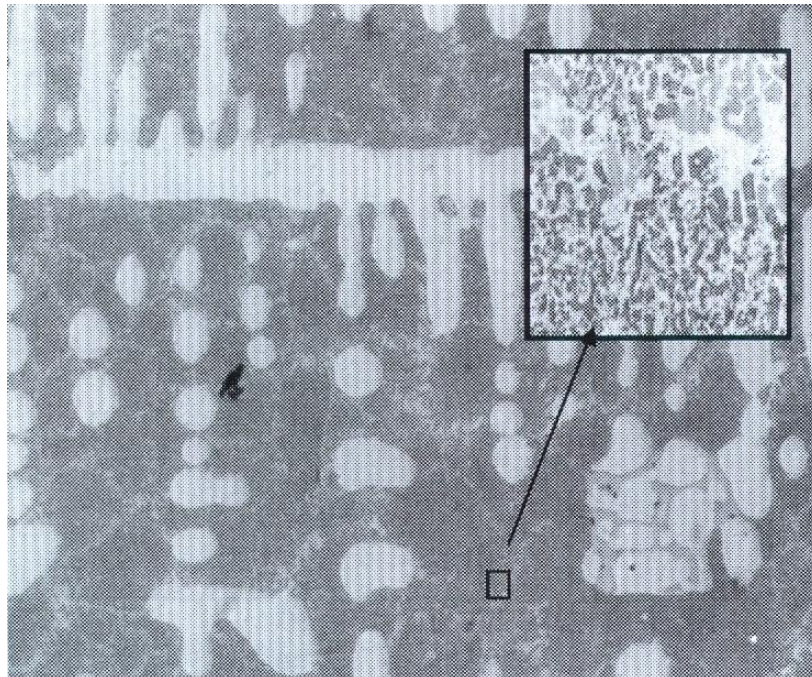
Las adiciones de estroncio, hechas adecuadamente durante la fusión de la aleación aluminio-silicio, aportan mejores propiedades mecánicas a las piezas coladas con estas aleaciones modificadoras. Se logran mejoras del 50% en los valores de ductilidad y en algunos casos hasta del 200%, la carga a la ruptura en tensión alcanza un aumento del 20%, así como un mejor acabado superficial y buena maquinabilidad de las piezas.

Existen pruebas de que el estroncio estimula la formación de partículas más finas de los compuestos intermetálicos ricos en hierro en lugar de las partículas relativamente grandes de la fase silicioaluminio-hierro observadas normalmente en las aleaciones Al-Si fundidas con alto contenido de hierro.

La modificación con estroncio es una práctica aceptada en las fundiciones de piezas en molde de arena, molde permanente o coquilla a gravedad. El proceso es útil especialmente para las aleaciones de piezas de aluminio-silicio empleadas en la fabricación de pistones de automóvil, cabezas de automotores, monoblocks, cilindros de freno, piezas de avión y piezas de pared delgada y otras aplicaciones que exigen buena resistencia mecánica y ductilidad.

Este tratamiento de afinado fue descubierto por Aladar Pacz y ha dado nombre comercial a la aleación de Al-Si 13% tratada de este modo. En la siguiente microfotografía se presenta la aleación Alpax moldeada en arena pero modificada. Se aprecia que la

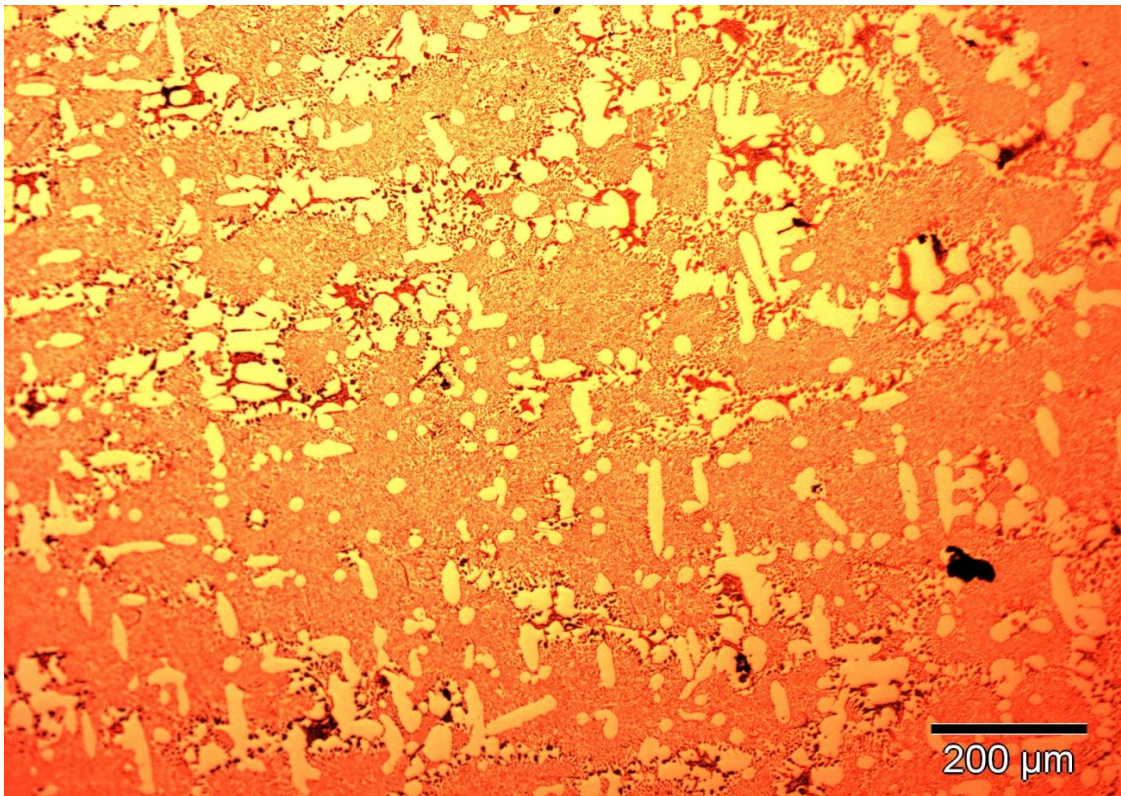
microestructura ha cambiado totalmente. Ahora se observa la presencia de dendritas de fase α en una matriz de un fino eutéctico de silicio y aluminio α . La reacción de modificación desplaza el punto eutéctico hacia la derecha (aproximadamente, un 14%) y disminuye la temperatura de este. Por ese motivo, esta aleación con un 11% de silicio es ligeramente hipoeutéctica y aparece fase α en forma de dendritas. Ahora el silicio se presenta de una forma dispersa y fina, como puede apreciarse en la ampliación X1000.



La misma aleación que la anterior pero modificada, con una zona ampliada X1000

-- PROBETA nº 19 --

Aleación aluminio-silicio (para fundición)



Estructura	Eutéctico aluminio-silicio muy fino gracias al refinamiento con Na, rodeando dendritas proeutécticas de Al. Precipitados de AlFeSi-β (agujas o <i>arabescos</i>) en el interior de las dendritas de Al .		
Aleación	Aluminio-silicio (para fundición).		
Composición	Al 87%	Si 13%	Fe trazas
Ataque	Hidróxido sódico al 10%, durante 5 segundos.		
Dureza	<u>Microdurómetro</u>	<u>Measure vickers indentations</u>	
81,73 HV	\sum Aluminio-α = 67,18 HV \sum Eutéctico Al-Si = 89,38 HV	\sum Aluminio-α = 74,05 HV \sum Eutéctico Al-Si = 96,28 HV	
Fabricación	Moldeo en carcasa (coquilla).		
Tratamiento posterior	Modificado con sodio.		

La microfotografía nº 19 corresponde a una muestra de aleación de aluminio-silicio para fundición (moldeo), de 87% Al, 13% Si y trazas de Fe. El material ha sido moldeado en coquilla y posteriormente se le ha aplicado un tratamiento de modificado con sodio. En esta microestructura se puede observar la presencia del eutéctico aluminio-silicio muy fino gracias al refinamiento con Na, rodeando dendritas proeutécticas de Al de color claro. Se ven precipitados de $\text{AlFeSi-}\beta$ (agujas o arabescos) en el interior de las dendritas de Al. El silicio no aparece ya en forma de plaquetas o agujas en el eutéctico sino como granos finísimos. Tampoco aparecen cristales poligonales de silicio proeutéctico precipitado.

Como **observaciones** sobre esta aleación podemos citar que se trata de un siluminio del 13% Si modificado o afinado con Na. Las propiedades mecánicas de las aleaciones aluminio-silicio pueden mejorarse añadiendo a la cuchara de colada una pequeña cantidad de sodio, inferior al 0,1% pero suficiente para variar la concentración eutéctica del 11,7% al 14% y bajar la temperatura eutéctica de 577°C a 570°C. Las aleaciones Al-Si modificadas con esta adición resultan con un grano extremadamente fino en lugar de las agujas o láminas en que cristaliza el silicio en las aleaciones sin modificar. Esta mejora en la estructura micrográfica se traduce en una notable mejora de las propiedades mecánicas de aleaciones modificadas, y concretamente, de su ductilidad, resistencia al choque, resistencia mecánica e incluso de su resistencia a la corrosión.

Estas aleaciones se utilizan en la fabricación de pistones donde se requieren propiedades de alta resistencia y choque térmico. También podemos encontrar estas composiciones de aluminio en la fabricación de turbinas de aviación.

Restauración y observación

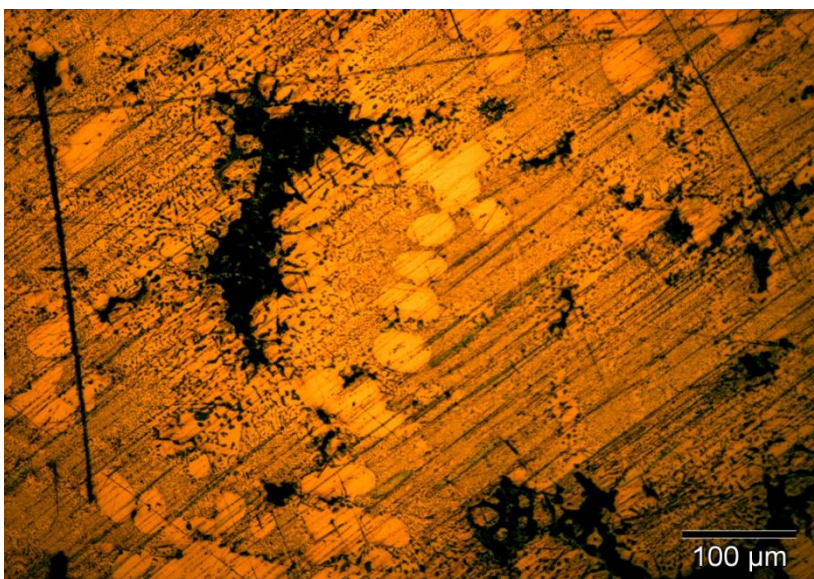


Imagen 1

Aluminio-silicio x200, antes del proceso de restauración.

Como puede observarse, la superficie presenta multitud de rayas, suciedad e imperfecciones.

La microestructura es prácticamente inapreciable a este nivel de resolución.

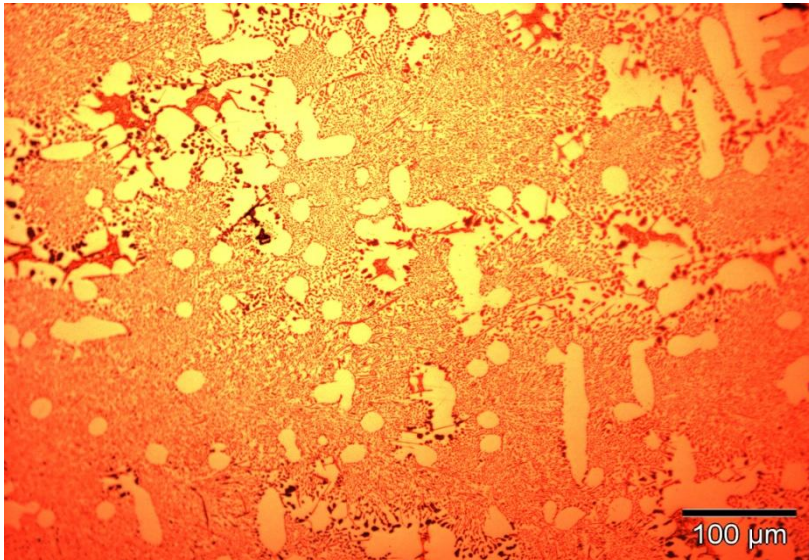


Imagen 2

Aluminio-silicio x200, tras el proceso de restauración.

En esta microestructura se puede observar la presencia del eutéctico aluminio-silicio muy fino gracias al refinamiento con Na, rodeando dendritas proeutécticas de Al de color claro.

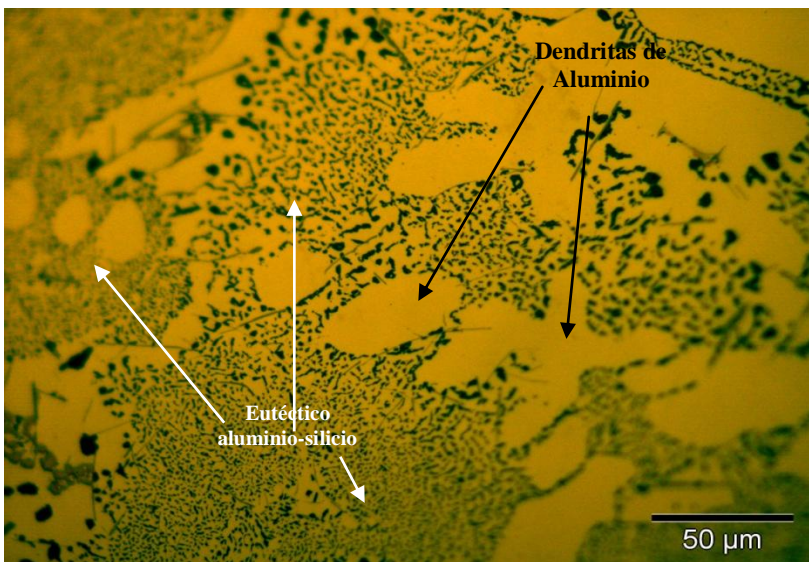


Imagen 3

Aluminio-silicio x500, tras el proceso de restauración.

El silicio no aparece ya en forma de plaquetas o agujas en el eutéctico sino como granos finísimos. La fase dendrítica parece haber cedido terreno a la eutéctica respecto de la aleación nº 17. Esto se debe al mayor contenido de Si de la aleación nº 19 (13%).

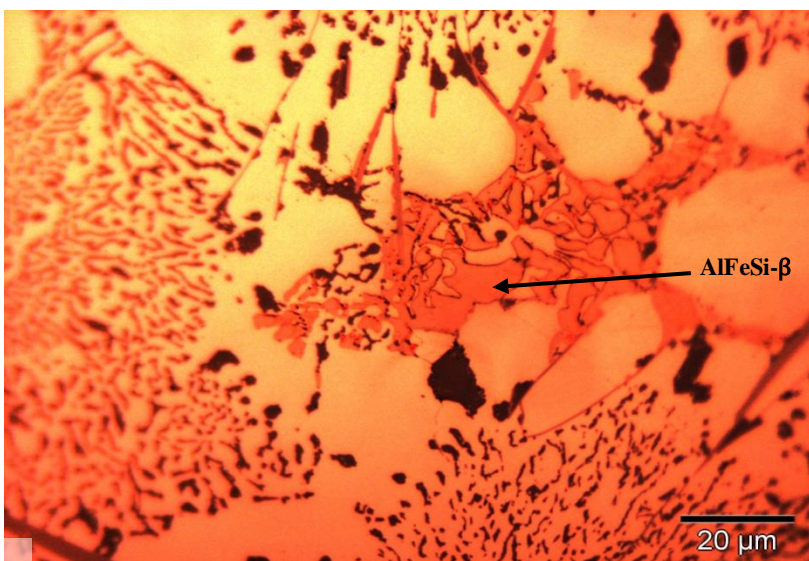


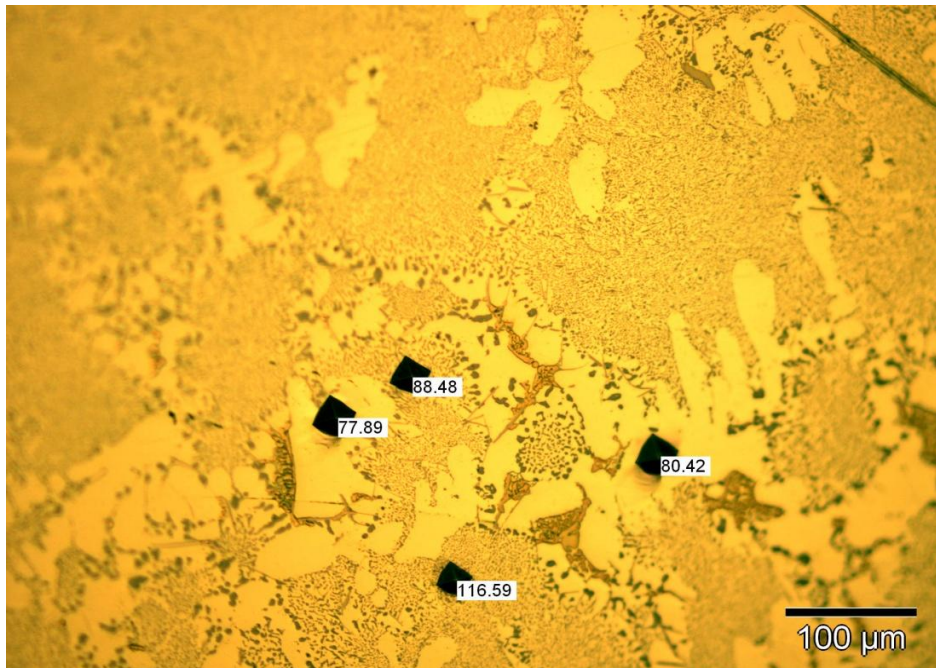
Imagen 4

Aluminio-silicio x1000, tras el proceso de restauración.

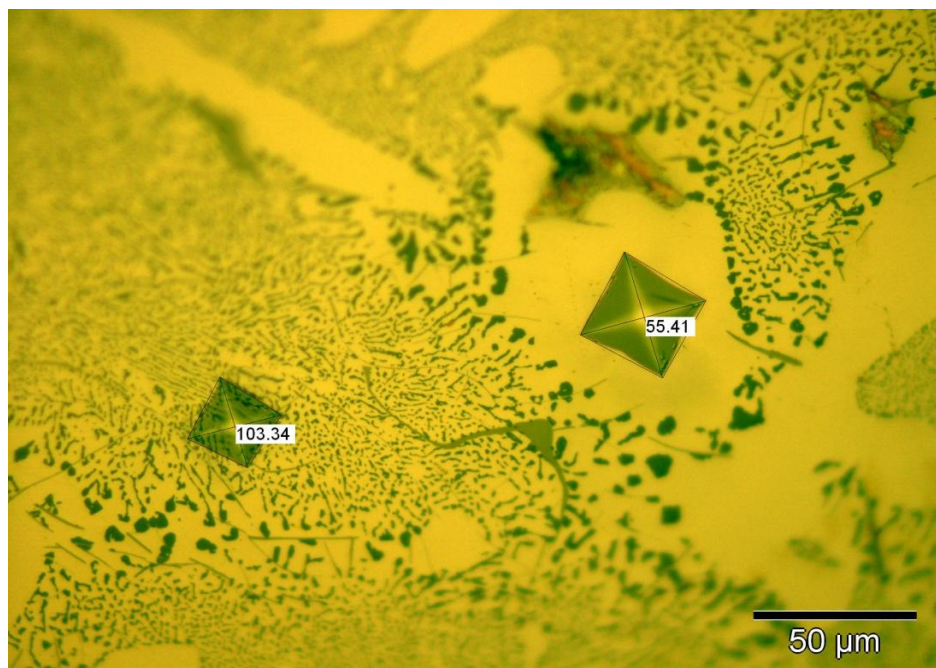
Se ven precipitados de $\text{AlFeSi-}\beta$ (agujas o arabescos) en el interior de las dendritas de Al, a pesar del bajo contenido en Fe de la aleación.

Dureza y propiedades

Una vez obtenidas 5 medidas de dureza con el microdurómetro en cada fase de la muestra, lo siguiente es medir las huellas indentadas con el programa de análisis de imagen.



Dureza medida en ambas fases (x200)



Dureza medida en ambas fases (x500)

Dureza	<u>Microdurómetro</u>	<u>Measure vickers indentations</u>
81,73 HV	\sum Aluminio- α = 67,18 HV \sum Eutético Al-Si = 89,38 HV	\sum Aluminio- α = 74,05 HV \sum Eutético Al-Si = 96,28 HV

Para calcular la dureza global de la muestra emplearemos el valor medio de las durezas de cada una de sus fases obtenidas por uno y otro método (con el **microdurómetro** y con el programa de **análisis de imagen**), así como las proporciones de cada fase presentes en la aleación:

$$\begin{aligned}
 \text{Dureza aluminio} - \alpha &= \frac{\text{Dureza (microdurómetro)} + \text{Dureza (análisis de imagen)}}{2} = \\
 &= \frac{67,18 + 74,05}{2} = \mathbf{70,62 \text{ HV}}
 \end{aligned}$$

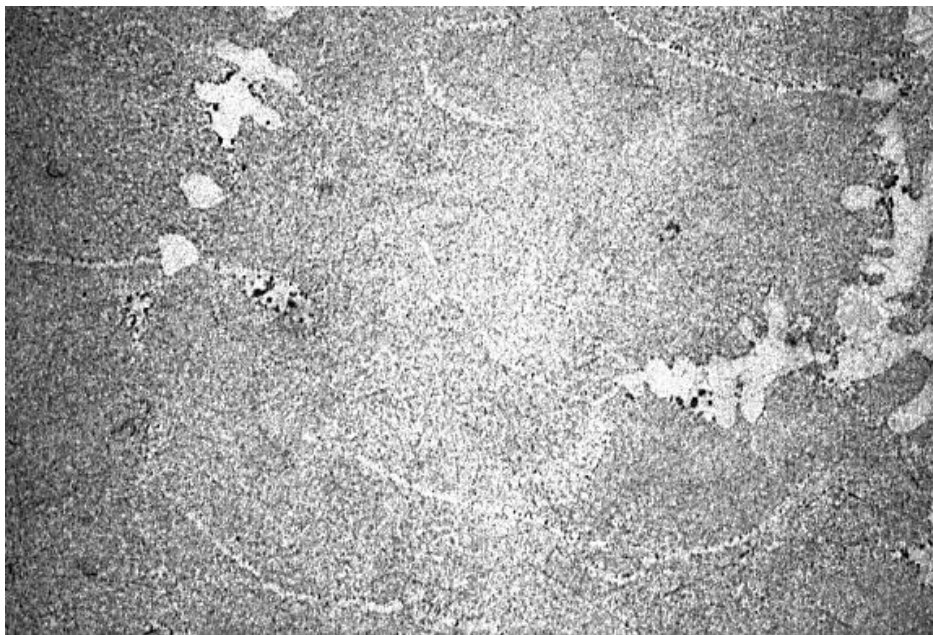
$$\begin{aligned}
 \text{Dureza eutético Al} - \text{Si} &= \frac{\text{Dureza (microdurómetro)} + \text{Dureza (análisis de imagen)}}{2} \\
 &= \frac{89,38 + 96,28}{2} = \mathbf{92,83 \text{ HV}}
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 \text{Dureza global} &= \% \text{ aluminio-}\alpha \times 70,62 + \% \text{ eutético Al-Si} \times 92,83 = \\
 &= \mathbf{0,5 \times 70,62 \text{ HV} + 0,5 \times 92,83 \text{ HV} = 81,73 \text{ HV}}
 \end{aligned}$$

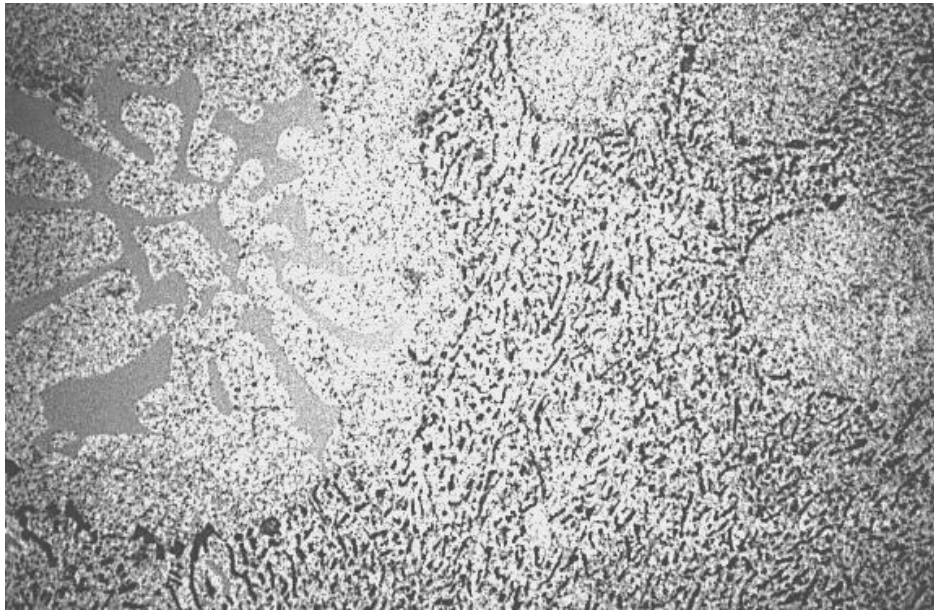
Las huellas obtenidas en el ensayo de microdureza corresponden a indentaciones realizadas con 50 g de carga.

MODIFICACIÓN DE UNA ALEACIÓN ALUMINIO-SILICIO POR ADICIÓN

Existe un procedimiento para afino de la estructura acicular consistente en añadir 0,1% de Na antes de colar, pues de lo contrario se evaporaría el sodio; añadir 0,1% de Na a la aleación fundida, a la aleación eutéctica en estado fundido. Se obtiene de este modo una estructura eutéctica muy fina, sin formas poliédricas de Si ni plaquetas de éste; y la aleación como resultado de este afino tiene unas propiedades mecánicas buenas; aumenta la resistencia y el alargamiento, y, sobre todo, presenta una mayor tenacidad notablemente superior a la de las muestras F-4 y F-7, y presenta también mejor estanqueidad. Este tratamiento de afinado fue descubierto por Aladar Pacz y ha dado nombre comercial a la aleación de Al-Si 13% tratada de este modo. El tratamiento de modificación, mediante la adición de sodio, produce un desplazamiento hacia abajo y hacia la derecha del punto eutéctico. Concretamente la composición de la eutéctica pasa a ser 14% de Si y su temperatura 564 °C en vez de 577 °C. Lógicamente, como resultado de esta modificación del punto eutéctico, la aleación de 13% de Si pasará a ser una aleación ligeramente hipoeutéctica; en la que se advertirá la presencia de solución sólida de Si en el Al como constituyente primario o disperso, englobado en una matriz eutéctica de Al-Si. Esto es lo que puede observarse a 100 × en la **probeta F-5** correspondiente a un siluminio modificado. Obsérvese la naturaleza de la eutéctica exenta de agujas de silicio o de plaquetas de él. Mirando a 500 ×, se aprecia, sin embargo, nuevamente la presencia de Si que tiene un aspecto puntual, o muy ligeramente laminar. También están presentes los "arabescos" que observábamos en las probetas F-4 y F-7 propios de constituyentes ternarios Fe-Si-Al. La influencia del sodio en el afino de la estructura no es clara. Existen diversas explicaciones, una de ellas relativa a su papel como neutralizante del P.



Probeta F – 5. Modificada con Na. Estado pulido. 100 ×

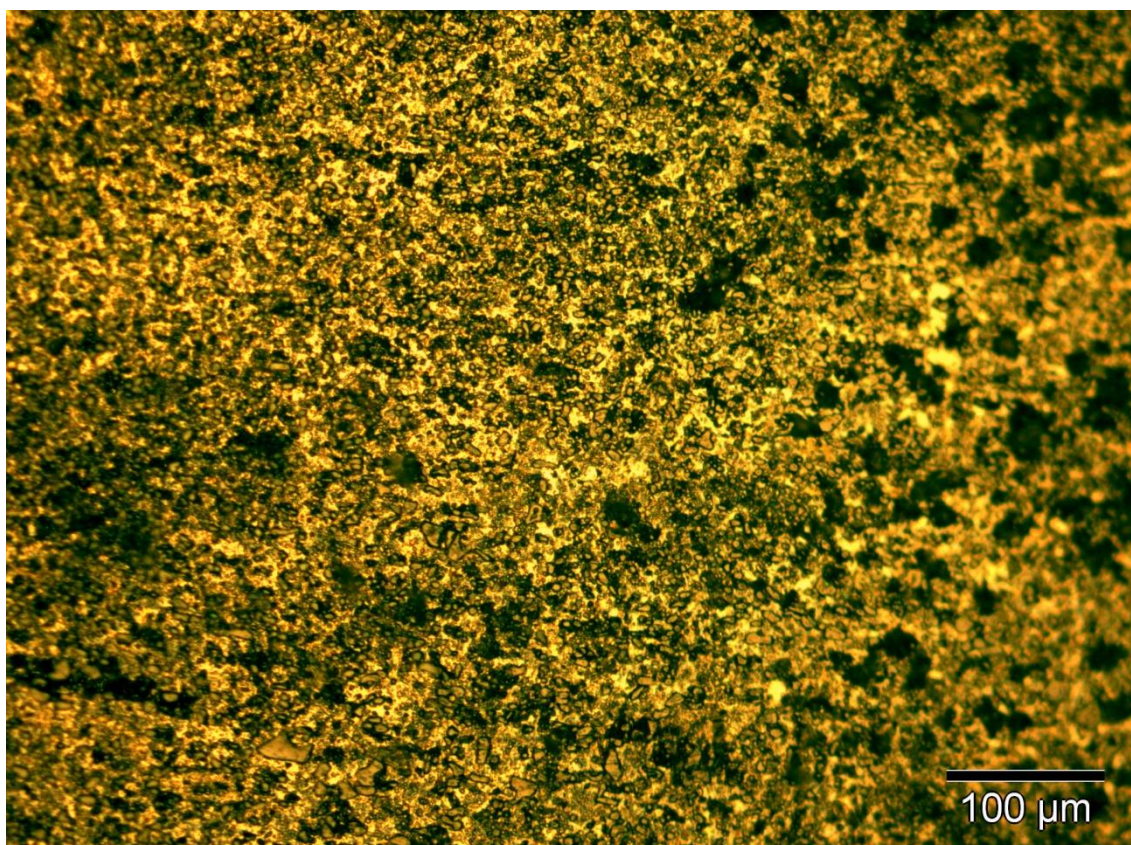


Probeta F – 5. Modificada con Na. Estado pulido. 500 ×

Decíamos anteriormente que la naturaleza acicular se atribuía a la presencia de fósforo introducido como impureza del Si y que originaba, sobre gérmenes de fosfuro de aluminio, la formación de Si con tendencia al crecimiento laminar. Según algunos, el papel del sodio consiste en neutralizar el fósforo, tal vez por formación de fosfuro de sodio, lo cual impide el desarrollo de aquella forma laminar y, por otra parte, retarda el crecimiento del silicio en la eutéctica. Otros autores atribuyen la eficacia del sodio en la desaparición de la estructura acicular del silicio, fundamentalmente, a la formación de subenfriamiento, señalando que, como en el caso del grafito, si se produce una sobrefusión considerable, aparecerán numerosos gérmenes de Si cuyo crecimiento tal vez sea rápido, pero se ve enseguida envuelto precozmente por las cantidades de Al necesarias para mantenerla proporción eutéctica; y, por consiguiente, dar como resultado final la formación de un silicio puntiforme, de gran sobrefusión, y envuelta casi inmediata.

-- PROBETA nº 21 --

Aleación aluminio-silicio (para extrusión)



Estructura	Adoquines de silicio orientados por la extrusión en una matriz clara de aluminio. El ataque revela las juntas de grano.		
Aleación	Aluminio-silicio (para extrusión).		
Composición	Al 86,5-89%	Si 11-13,5%	Fe trazas
Ataque	Barker, durante 150 segundos.		
Dureza	<u>Microdurómetro</u>		<u>Measure vickers indentations</u>
--- HV	\sum fases = --- HV		\sum fases = --- HV
Fabricación	Extrusión.		
Tratamiento posterior	Estirado.		

La microfotografía nº 21 corresponde a una muestra de aleación de aluminio-silicio para extrusión (forja), de 86,5-89% Al, 11-13,5% Si y trazas de Fe. El material ha sido extruido y posteriormente se le ha aplicado estirado. En esta microestructura se puede observar la presencia de numerosos cristales o "adoquines" de silicio proeutéctico (color oscuro), algunos de ellos de gran tamaño, orientados en la dirección de extrusión, sobre una matriz de aluminio- α , de color claro.

Para su mejor observación al microscopio, tras el desbaste y pulido, el material ha sido atacado con un procedimiento electroquímico que recibe el nombre de "ataque Barker", durante 2 minutos y medio. El ataque ha revelado las juntas de grano.

Como **observaciones** sobre esta aleación podemos señalar la evadísima dureza y acritud adquirida por el material al deformarse en frío por extrusión, primero, y estirado, después. Tanto es así, que no ha sido posible practicarle el ensayo de microdureza, ni siquiera, aplicando altos niveles de carga para las indentaciones.

Se trata, pues, de un material extremadamente frágil debido a su dureza y acritud, lo que lo convierte en indeseable para la mayoría de aplicaciones, por sus bajas prestaciones mecánicas.

Restauración y observación

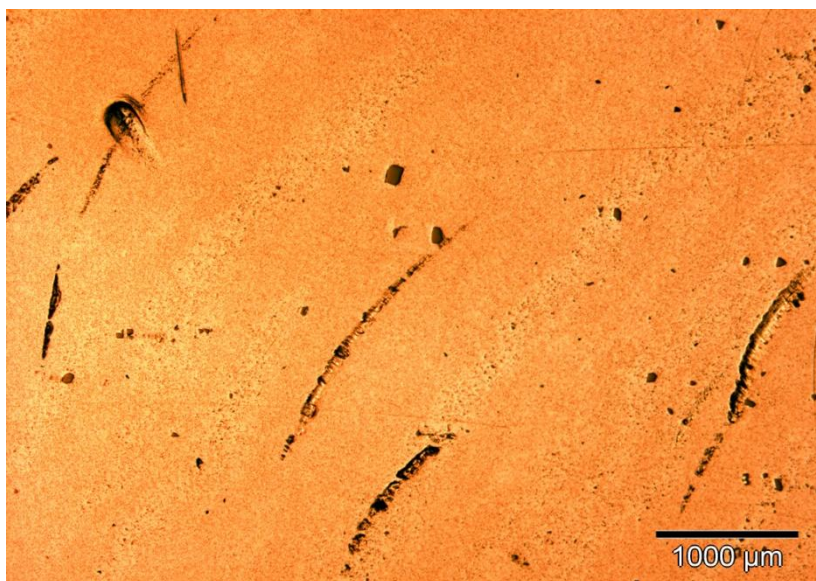


Imagen 1

Aluminio-silicio x100, antes del proceso de restauración.

Como puede observarse, la superficie presenta multitud de rayas, suciedad e imperfecciones.

La microestructura no es apreciable a este nivel de resolución.

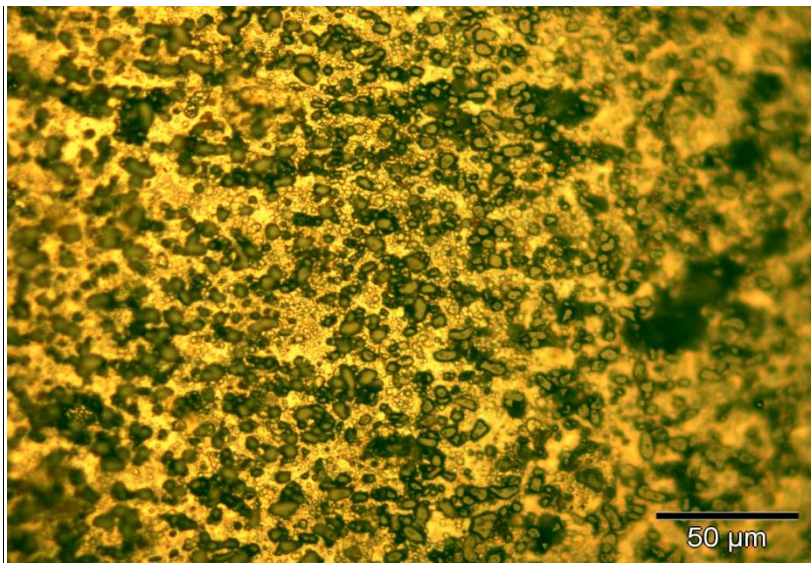


Imagen 2

Aluminio-silicio x500, tras el proceso de restauración.

Para su mejor observación al microscopio, tras el desbaste y pulido, el material ha sido atacado con un procedimiento electroquímico que recibe el nombre de “ataque Barker”, durante 2 minutos y medio. El ataque ha revelado las juntas de grano.

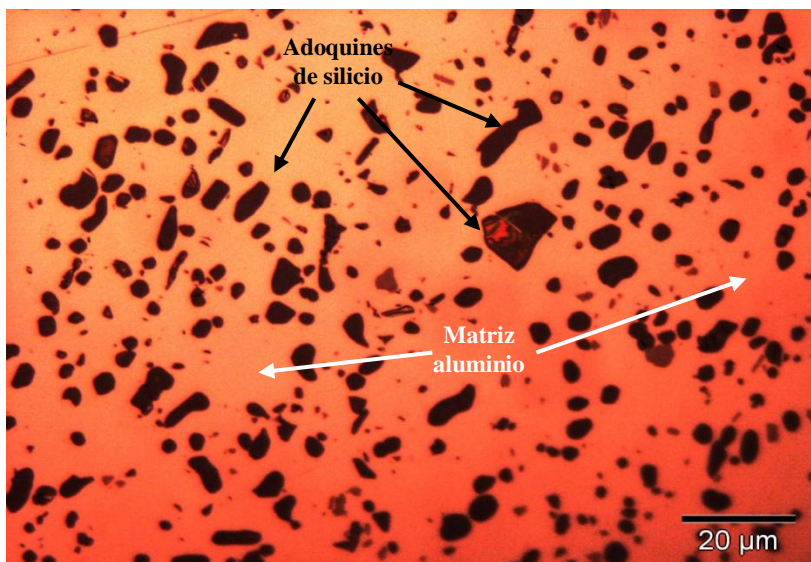


Imagen 3

Aluminio-silicio x1000, tras el proceso de restauración.

En esta microestructura se puede observar la presencia de numerosos cristales o “adoquines” de silicio proeutéctico (color oscuro), algunos de ellos de gran tamaño, orientados en la dirección de extrusión, sobre una matriz de aluminio- α , de color claro.

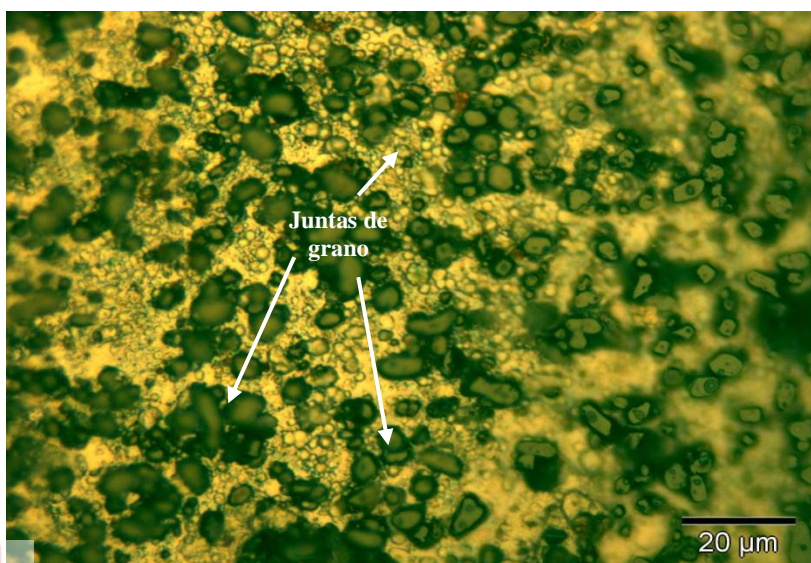


Imagen 4

Aluminio-silicio x1000, tras el proceso de restauración.

Obsérvense las juntas de grano tanto en la interfase entre el silicio y el aluminio, como en el seno de la propia matriz de aluminio.

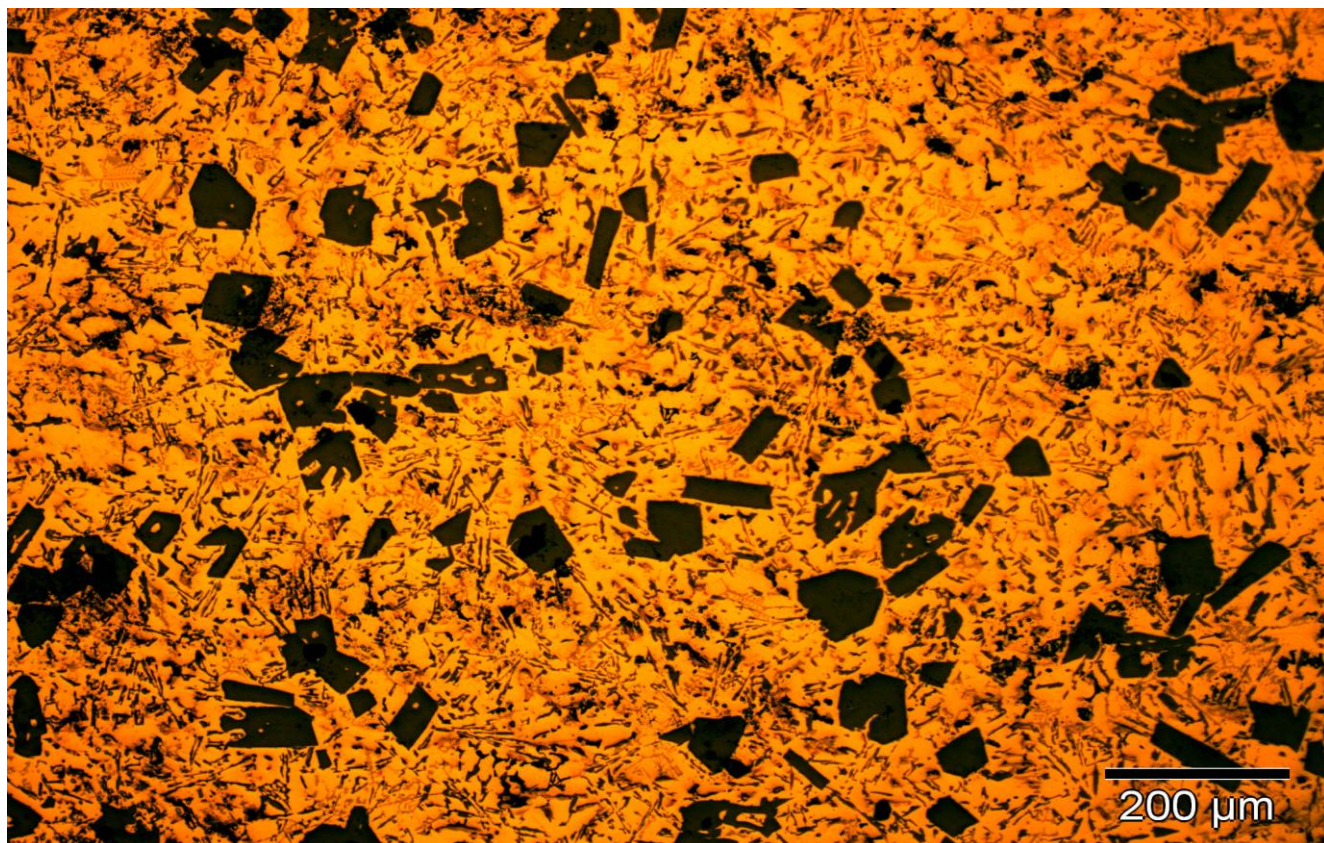
Dureza y propiedades

No ha sido posible realizar el ensayo de microdureza debido a la gran dureza de la muestra.

Dureza	<u>Microdurómetro</u>	<u>Measure vickers indentations</u>
--- HV	\sum fases = --- HV	\sum fases = --- HV

-- PROBETA nº 23 --

Aleación aluminio-silicio (para fundición)



Estructura	Silicio primario (gris). Eutéctico ternario Si (gris) – Al (blanco), Al ₃ Ni (gris claro).									
Aleación	Aluminio-silicio (para fundición).									
Composición	Al	Si	Cu	Ni	Mn	Mg	Fe	Co	Zn	Pb
	84,47%	10,01%	1,59%	1,36%	0,79%	0,60%	0,58%	0,41%	0,13%	0,06%
Ataque	Sin ataque.									
Dureza	<u>Microdurómetro</u>					<u>Measure vickers indentations</u>				
509,43 HV	\sum Al- α /Eutéctico = 68,44 HV					\sum Al- α /Eutéctico = 66,55 HV				
	\sum Silicio = 945,48 HV					\sum Silicio = 957,24 HV				
Fabricación	Moldeo en carcasa (coquilla).									
Tratamiento posterior	Afinado con fósforo, no homogeneizado. Estabilizado a 200 - 300 ° C.									

La microfotografía nº 23 corresponde a una muestra de aleación de **aluminio-silicio para fundición** (moldeo), de 84,47% Al, 10,1% Si y numerosos aleantes más. El material ha sido moldeado en **coquilla y posteriormente** se le ha aplicado **un tratamiento de afinado con fósforo, no homogeneizado y estabilizado a 200-300°C**. El resultado es una microestructura muy compleja, con cristales de aluminio y silicio primarios muy irregulares y un eutéctico ternario de Al-Si-Al₃Ni de estructura basta o grosera.

La matriz de aluminio- α es prácticamente indiferenciable del aluminio de la fase eutéctica ternaria (Al-Si-Al₃Ni).

En este caso, el tratamiento de afinado con fósforo no ha producido los deseados efectos de afino de grano debido a que no se ha llevado a cabo el proceso de homogeneización posterior necesario para uniformizar la microestructura. Se trata de una aleación que, por su composición química tan compleja tiende a la heterogeneidad estructural. **Recocido de homogeneización y regeneración**. Tiene por objeto uniformar la composición química y el grano de las aleaciones de aluminio que son propensas a heterogeneidad química y estructural; el recocido se realiza a temperaturas comprendidas entre 450°C y 550°C durante un tiempo comprendido entre 15 y 60 minutos. A estas temperaturas se facilita la difusión de los elementos y la solución de otros como el silicio.

Estas aleaciones **no deben emplearse en la práctica**, ya que presentan defectos estructurales y propiedades mecánicas muy irregulares y ocasionarían, por tanto, graves fallos en servicio.

Restauración y observación

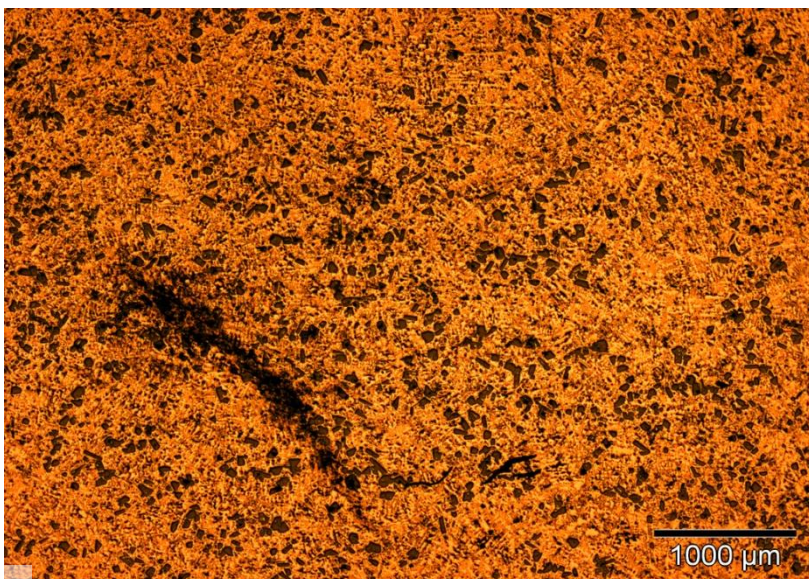


Imagen 1

Aluminio-silicio x25, antes del proceso de restauración.

Como puede observarse, la superficie presenta multitud de rayas, suciedad e imperfecciones.

La microestructura no es apreciable a este nivel de resolución.

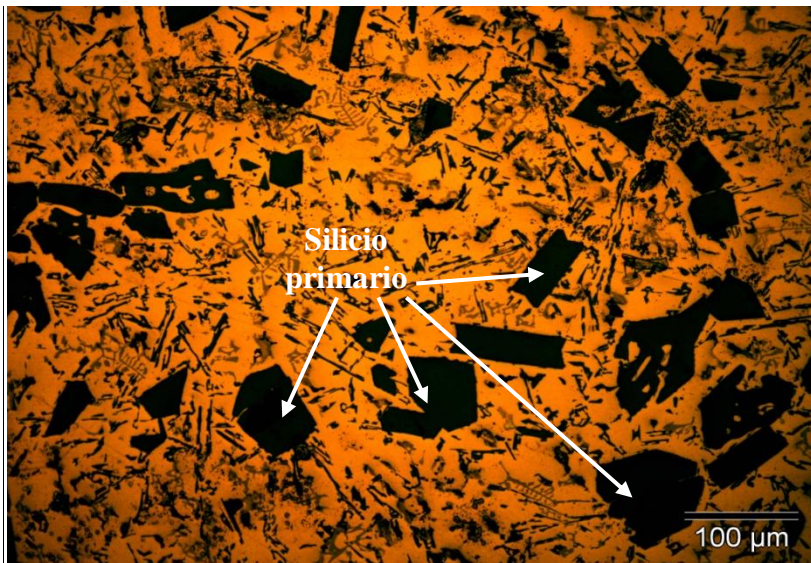


Imagen 2

Aluminio-silicio x200, tras el proceso de restauración.

Microestructura muy compleja, con cristales de aluminio y silicio primarios muy irregulares y un eutéctico ternario de Al-Si-Al₃Ni de estructura basta o grosera. Se trata de una aleación que, por su composición química tan compleja tiende a la heterogeneidad estructural.

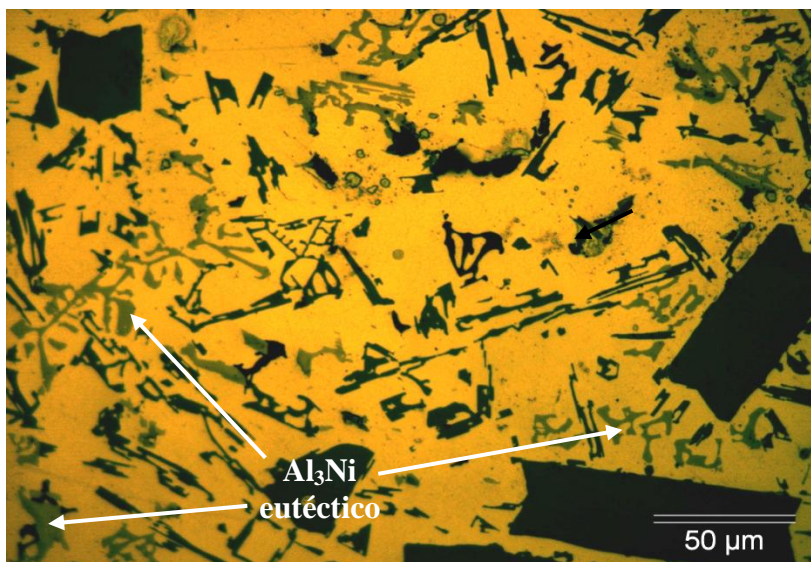


Imagen 3

Aluminio-silicio x500, tras el proceso de restauración.

La matriz de aluminio-α es prácticamente indiferenciable del aluminio de la fase eutéctica ternaria (Al-Si-Al₃Ni).

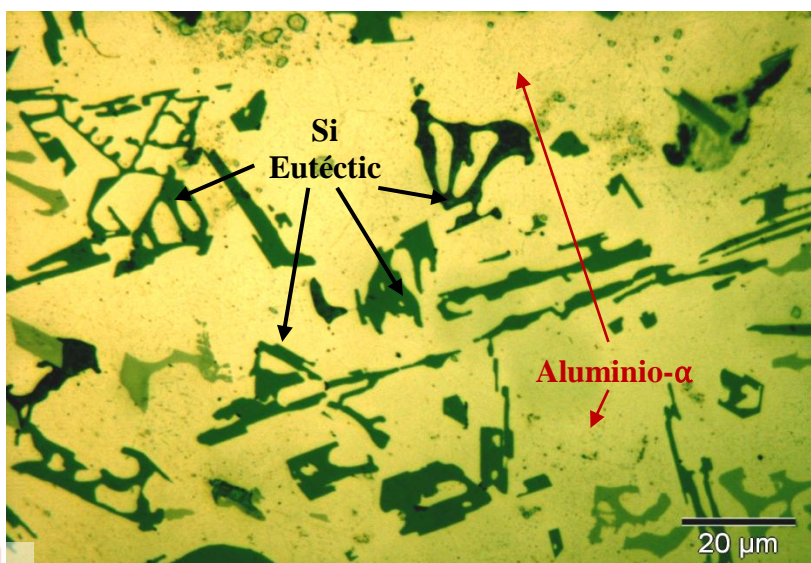


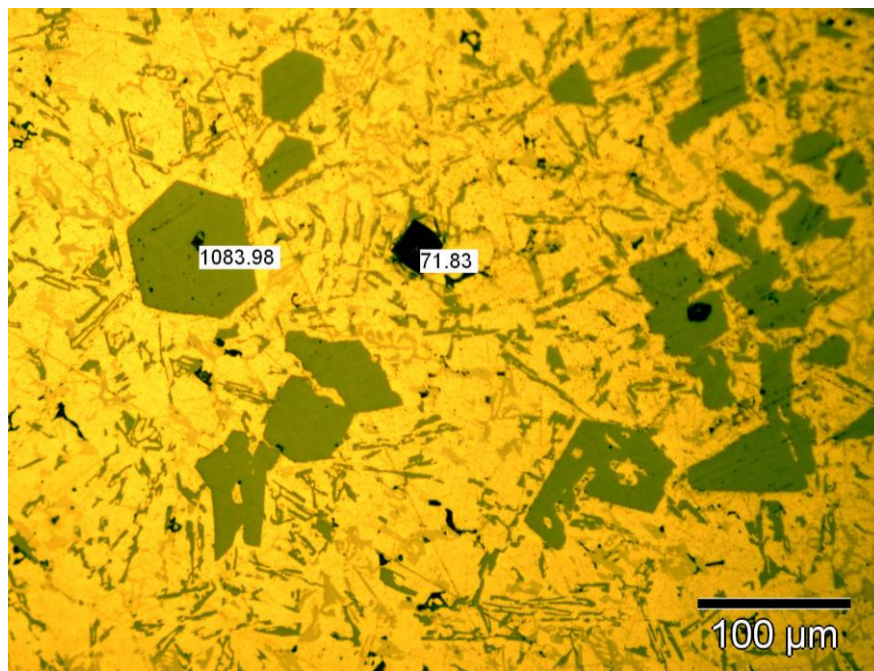
Imagen 4

Aluminio-silicio x1000, tras el proceso de restauración.

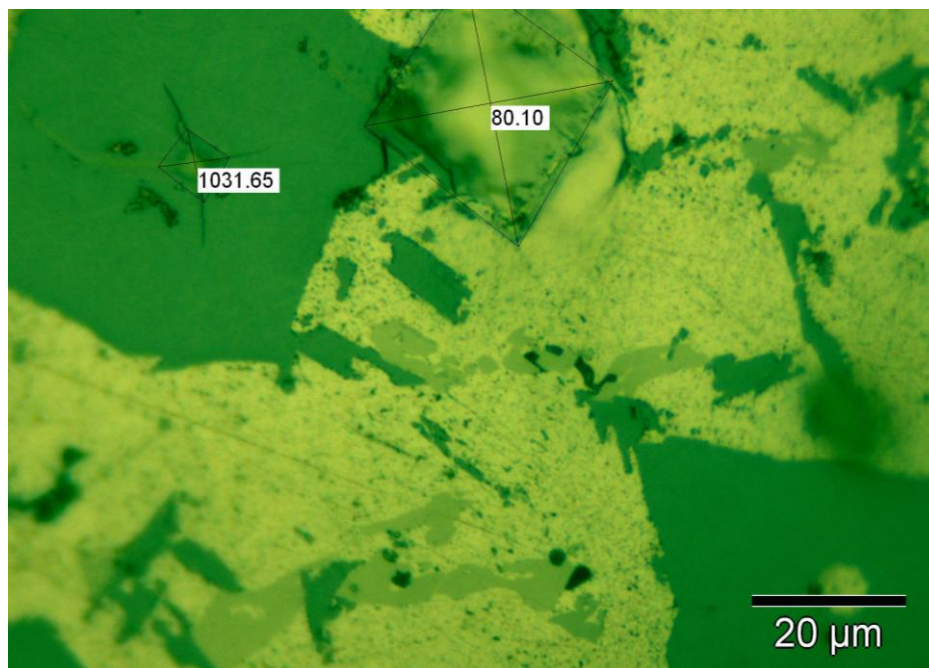
En este caso, el tratamiento de afinado con fósforo no ha producido los deseados efectos de afino de grano debido a que no se ha llevado a cabo el proceso de homogeneización posterior necesario para uniformizar la microestructura.

Dureza y propiedades

Una vez obtenidas 5 medidas de dureza con el microdurómetro en cada fase de la muestra, lo siguiente es medir las huellas indentadas con el programa de análisis de imagen.



Dureza medida en ambas fases (x200)



Dureza medida en ambas fases (x1000)

Dureza	Microdurómetro	Measure vickers indentations
509,43 HV	\sum Al- α /Eutético = 68,44 HV \sum Silicio = 945,48 HV	\sum Al- α /Eutético = 66,55 HV \sum Silicio = 957,24 HV

Para calcular la dureza global de la muestra emplearemos el valor medio de las durezas de cada una de sus fases obtenidas por uno y otro método (con el **microdurómetro** y con el programa de **análisis de imagen**), así como las proporciones de cada fase presentes en la aleación:

$$\begin{aligned} \text{Dureza Al} - \alpha/\text{Eutético} &= \frac{\text{Dureza (microdurómetro)} + \text{Dureza (análisis de imagen)}}{2} = \\ &= \frac{68,44 + 66,55}{2} = \mathbf{67,50 \text{ HV}} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{Dureza silicio} &= \frac{\text{Dureza (microdurómetro)} + \text{Dureza (análisis de imagen)}}{2} = \\ &= \frac{945,48 + 957,24}{2} = \mathbf{951,36 \text{ HV}} \end{aligned}$$

$$\text{Dureza global} = \% \text{ aluminio-}\alpha/\text{eutético} \times 67,50 + \% \text{ silicio} \times 951,36 =$$

$$= 0,5 \times 67,50 \text{ HV} + 0,5 \times 951,36 \text{ HV} = \mathbf{509,43 \text{ HV}} \rightarrow \text{No tiene sentido}$$

Las huellas obtenidas en el ensayo de microdureza corresponden a indentaciones realizadas con 50 g de carga.

En esta aleación, el tratamiento de afinado con fósforo no ha producido los deseados efectos de afino de grano debido a que **no se ha llevado a cabo el proceso de homogeneización** posterior necesario para uniformizar la microestructura. Se trata de una aleación que, por su composición química tan compleja tiende a la heterogeneidad estructural.

Por otra parte, la aleación ha sido **estabilizada entre los 200 y 300 °C**, que corresponde exactamente a la franja de **temperaturas en la que se verifica el proceso de recristalización**. Como se explica a continuación, el **recocido de estabilización ha de realizarse** calentando el material a **temperaturas inferiores a la de recristalización para que no se modifique su estructura micrográfica**.

Estas aleaciones **no deben emplearse en la práctica**, ya que presentan defectos estructurales y propiedades mecánicas muy irregulares y ocasionarían, por tanto, graves fallos en servicio.

RECOCIDO DE HOMOGENEIZACIÓN Y REGENERACIÓN

Tiene por objeto uniformar la composición química y el grano de las aleaciones de aluminio que son propensas a heterogeneidad química y estructural; el recocido se realiza a temperaturas comprendidas entre 450°C y 550°C durante un tiempo comprendido entre 15 y 60 minutos. A estas temperaturas se facilita la difusión de los elementos y la solución de otros como el silicio.

Con este tratamiento se consigue también la regeneración de las aleaciones endurecidas por el temple, anulando los efectos de éste y volviéndolas a su estado natural.

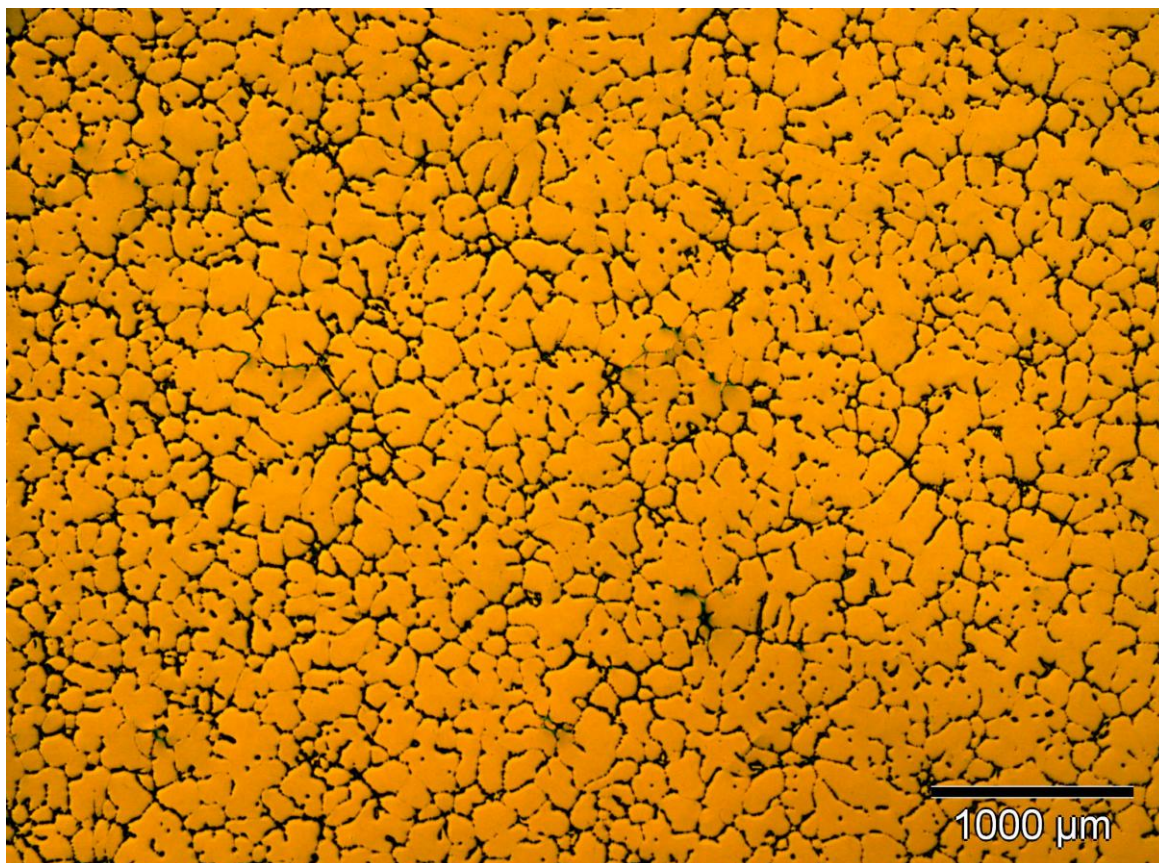
El enfriamiento debe ser lo más lento posible para evitar una constitución anormal por un enfriamiento demasiado rápido que dé lugar luego, por maduración natural, a un endurecimiento indeseable de la aleación, como ocurre con el duro-aluminio.

RECOCIDO DE ESTABILIZACIÓN

Tiene por objeto eliminar tensiones residuales que pueden producirse en el mecanizado o en la conformación en frío o en caliente. La operación se realiza calentando el material a temperaturas inferiores a la de recristalización para que no se modifique su estructura micrográfica. Estas temperaturas varían según las aleaciones. Por ejemplo, las del aluminio de 99,97 oscilan entre 180°C y 210°C. El tiempo de permanencia a estas temperaturas es de unas 4 horas, exceptuando el tiempo de elevación de la temperatura y el de enfriamiento, que debe ser, sobre todo éste, muy lento para evitar la aparición de nuevas tensiones.

-- PROBETA nº 25 --

Aleación aluminio-cobre-titanio (para fundición)



Estructura	Aluminio primario (dendrita) bordeado por los intermetálicos Al_2Cu (claro) y Al_6Cu_2 (gris claro) expulsados.						
Aleación	Aluminio-cobre-titanio (para fundición).						
Composición	Al 94,451%	Cu 4,82%	Si 0,32%	Fe 0,22%	Ti 0,17%	Mn 0,019%	Mg trazas
Ataque	Sin ataque.						
Dureza 62,53 HV	<u>Microdurómetro</u>			<u>Measure vickers indentations</u>			
	\sum fases = 62,08 HV			\sum fases = 62,98 HV			
Fabricación	Moldeo en arena.						
Tratamiento posterior	Ninguno.						

La microfotografía nº 25 corresponde a una muestra de aleación de aluminio-cobre-titanio para fundición (moldeo), de 4,82% Cu y 0,17% Ti, además de numerosos aleantes más. El material ha sido moldeado en arena y no se le ha aplicado ningún tratamiento posterior.

La microestructura del material exhibe dendritas de aluminio primario bordeadas por los compuestos intermetálicos Al_2Cu (claro) y Al_6Cu_2 (gris claro) expulsados en las juntas de grano. Como consecuencia, se obtiene un material de dureza muy superior a la del aluminio puro.

A modo de observación diremos que el cobre endurece mucho el aluminio, por lo que estas aleaciones poseen propiedades mecánicas excepcionales, pero mantienen la buena maquinabilidad y ligereza que posee el aluminio. Estas aleaciones, se caracterizan por una buena resistencia al calor y una menor resistencia a los agentes atmosféricos que las aleaciones sin cobre. Estas aleaciones no pueden ser soldadas más que por técnicas particulares como por ejemplo la soldadura por haz de electrones. Comúnmente son denominadas Cobral.

Restauración y observación

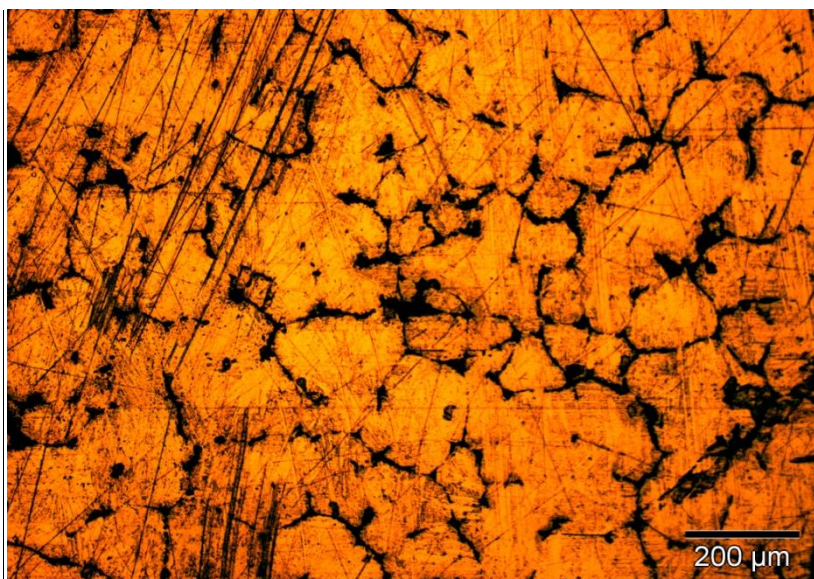


Imagen 1

Aluminio-silicio x100, antes del proceso de restauración.

Como puede observarse, la superficie presenta multitud de rayas, suciedad e imperfecciones.

La microestructura no es apreciable a este nivel de resolución.

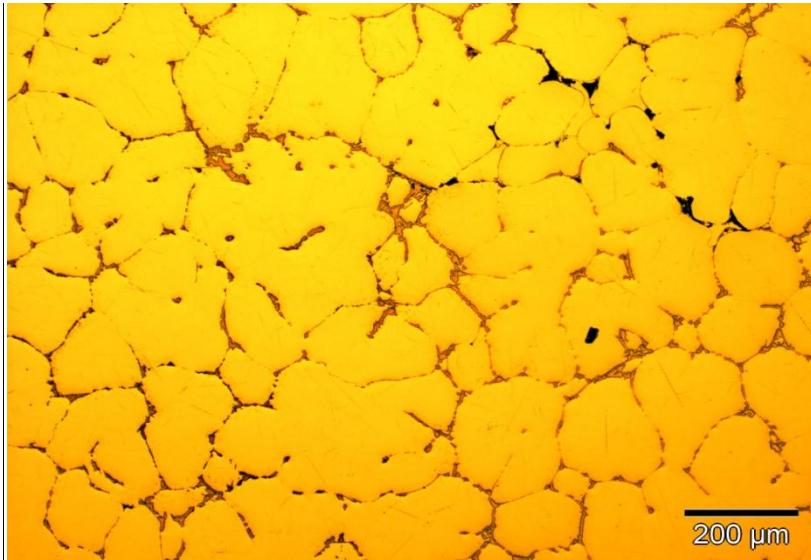


Imagen 2

Aluminio-silicio x100, tras el proceso de restauración.

El cobre endurece mucho el aluminio, por lo que estas aleaciones poseen propiedades mecánicas excepcionales, pero mantienen la buena maquinabilidad y ligereza que posee el aluminio. Comúnmente son denominadas Cobral.

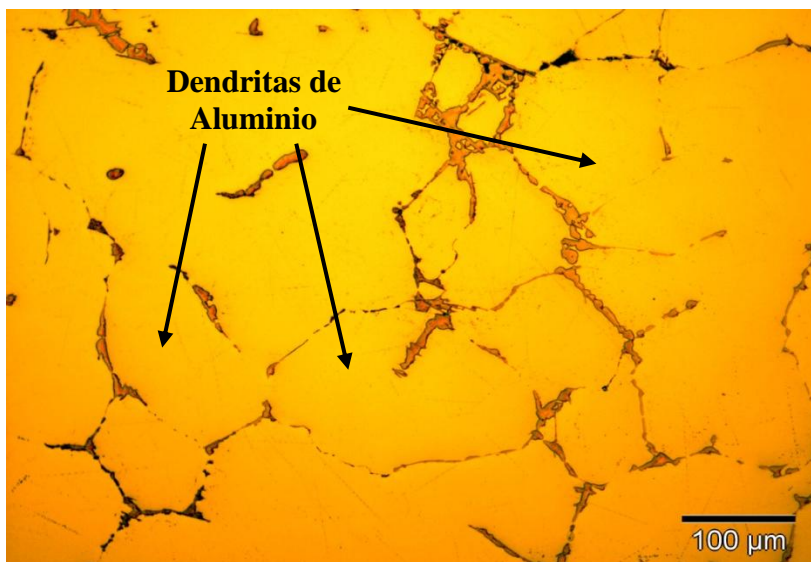


Imagen 3

Aluminio-silicio x200, tras el proceso de restauración.

La microestructura del material exhibe dendritas de aluminio primario bordeadas por los compuestos intermetálicos Al_2Cu (claro) y Al_6Cu_2 (gris claro) expulsados en las juntas de grano.

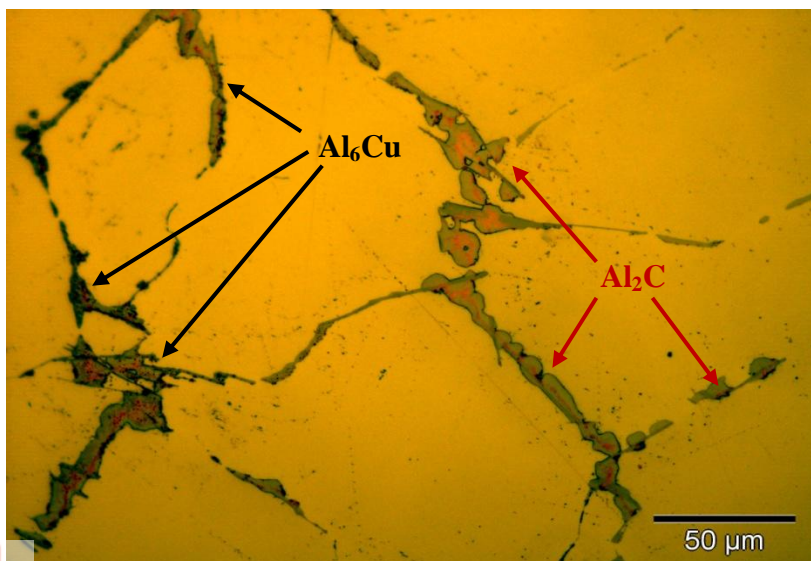


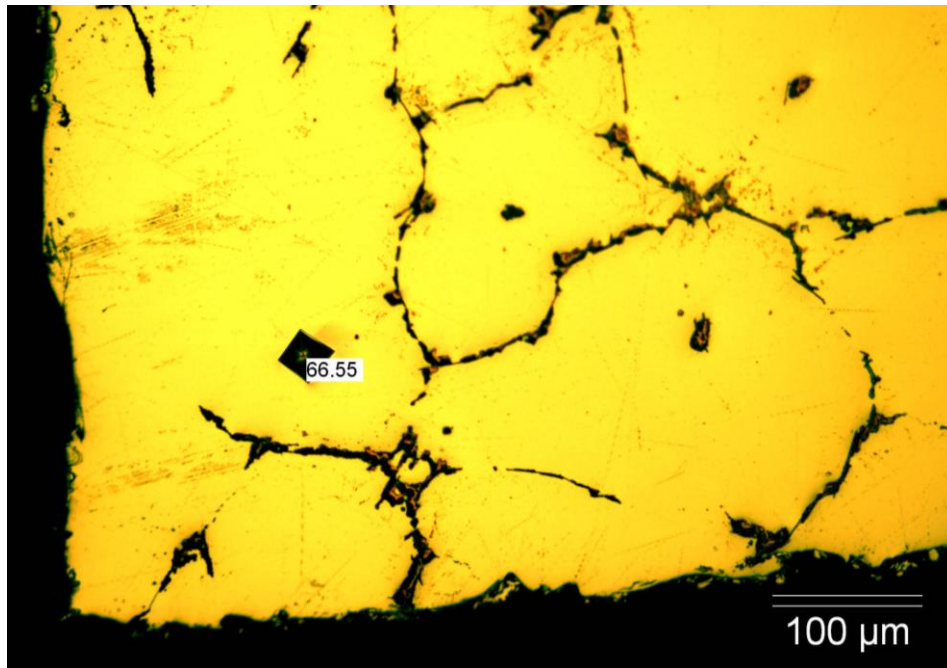
Imagen 4

Aluminio-silicio x500, tras el proceso de restauración.

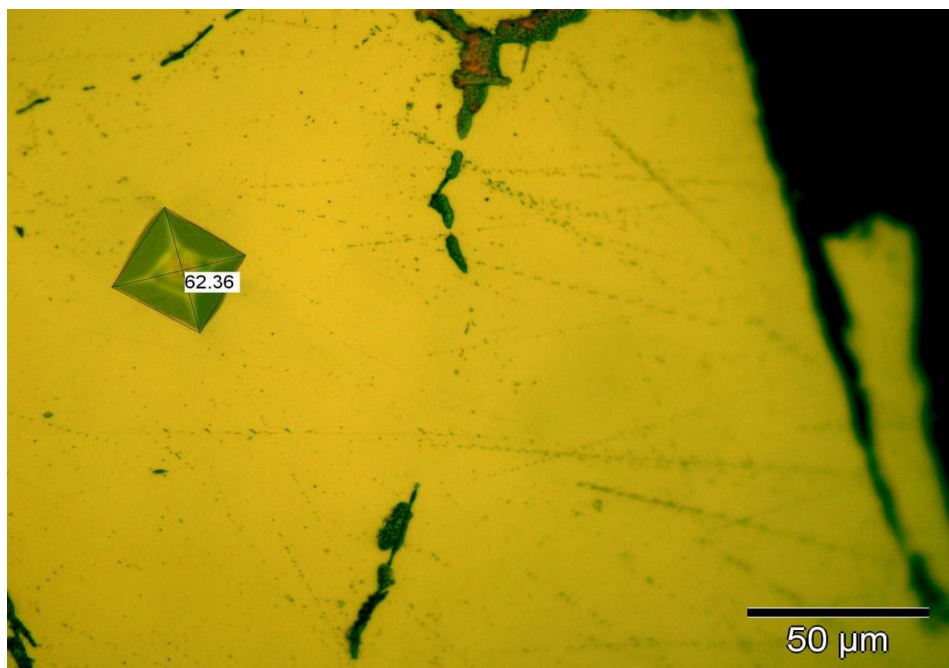
Los compuestos intermetálicos Al_2Cu (claro) y Al_6Cu_2 (gris claro) expulsados en las juntas de grano confieren al material una dureza muy superior a la del aluminio puro.

Dureza y propiedades

Una vez obtenidas 5 medidas de dureza con el microdurómetro en cada fase de la muestra, lo siguiente es medir las huellas indentadas con el programa de análisis de imagen.



Dureza medida entre fases (x200)



Dureza medida entre fases (x500)

Dureza 62,53 HV	<u>Microdurómetro</u>	<u>Measure vickers indentations</u>
	\sum fases = 62,08 HV	\sum fases = 62,98 HV

Para calcular la dureza global de la muestra emplearemos el valor medio de las durezas obtenidas por uno y otro método (con el **microdurómetro** y con el programa de **análisis de imagen**):

$$\begin{aligned} \text{Dureza global} &= \frac{\text{Dureza (microdurómetro)} + \text{Dureza (análisis de imagen)}}{2} = \\ &= \frac{62,08 + 62,98}{2} = \mathbf{62,53 \text{ HV}} \end{aligned}$$

Las huellas obtenidas en el ensayo de microdureza corresponden a indentaciones realizadas con 50 g de carga.

ALEACIONES DE ALUMINIO-COBRE

El diagrama de fases Al-Cu muestra hasta un 50% de Cu, que es muy superior al porcentaje máximo empleado en estas aleaciones, que en general no superan al 15%, pues a partir de esta concentración se forman compuestos intermetálicos que hacen frágil la aleación.

En este diagrama están presentes la fase- α que es una solución sólida de cobre en aluminio que cristaliza en la red cúbica centrada en las caras. La eutéctica está formada por cristales duros de aluminuro de cobre (Al_2Cu) incrustados en la matriz de cristales. La temperatura eutéctica es 547°C, que corresponde a una concentración del 33% de Cu.

La solubilidad del cobre en el aluminio varía del 0,45% a 300°C, hasta 5,7% a 547°C, lo que se utiliza para el temple de precipitación a que puede ser sometidas estas aleaciones. El cobre endurece mucho el aluminio, por lo que estas aleaciones poseen propiedades mecánicas excepcionales, pero mantienen la buena maquinabilidad y ligereza que posee el aluminio. En general, estas aleaciones, se caracterizan por una buena resistencia al calor y una menor resistencia a los agentes atmosféricos que las aleaciones sin cobre. Estas aleaciones no pueden ser soldadas más que por técnicas particulares como por ejemplo la soldadura por haz de electrones. Comúnmente son denominadas Cobral.

La adición de cobre al aluminio aumenta la colabilidad, disminuye la resistencia a la corrosión y permite aumentar la resistencia mecánica y la dureza de la aleación y la dureza de la aleación mediante tratamientos térmicos de solubilización, temple y recocido.

En la figura siguiente se presenta el diagrama de equilibrio de las aleaciones binarias de Al-Cu y se observa que existe un punto eutéctico a 547° C y a una composición del 33% en cobre. En este punto se tiene en equilibrio una solución sólida de aluminio (fase α) y un intermetálico CuAl_2 de estructura cristalina tetragonal centrada. En el diagrama de equilibrio también se puede ver que la solubilidad del cobre de la fase α varía con la temperatura: es máxima a la temperatura del eutéctico (5,7%) y presenta valores del 0,1-0,2 % a los 250° C. Esta diferencia de solubilidad es la que permite que las aleaciones sean susceptibles de ser tratadas térmicamente.

En general, las aleaciones más utilizadas industrialmente son la que presentan una concentración de cobre entre un 4% y un 6% ya que son las que responden más favorablemente a los tratamientos de endurecimiento.

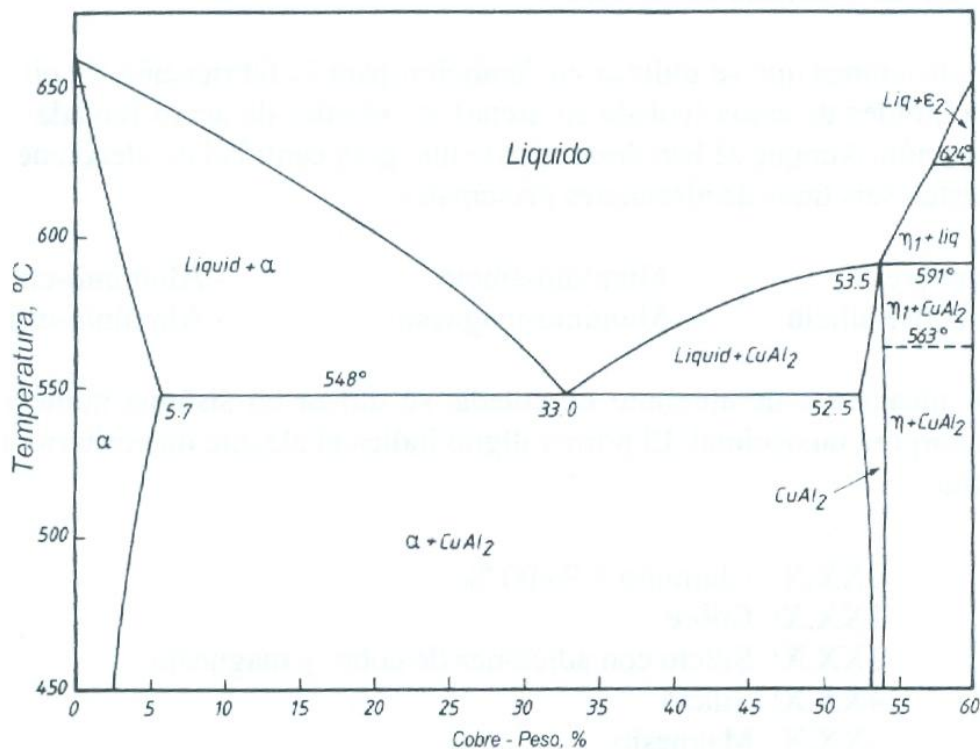


Diagrama de equilibrio de fases binario aluminio-cobre

ALEACIONES DE ALUMINIO-COBRE-SILICIO

Las aleaciones ternarias Al-Cu-Si suelen contener entre un 2-5% de cobre y un 2-10% de silicio. No obstante, el porcentaje de elementos suele variar según las propiedades deseadas. El cobre contribuye principalmente al aumento de la resistencia mecánica, mientras que el silicio mejora la colabilidad de la aleación.

EFFECTO DE LOS ALEANTES

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, 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.

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, las 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.

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.

Titanio: Refina la estructura del grano del aluminio, usualmente adicionado como boruro de titanio, TiB₂, preferiblemente en concentraciones mayores que la estequiométrica. Reduce la tendencia al agrietamiento.

5. CUESTIONARIO DE PRÁCTICAS

A continuación se presentan algunas preguntas que podrían usarse como cuestionario de prácticas para el estudio metalográfico de las aleaciones en base a las colecciones HEVA, S.A. ECHEVARRÍA (hierro) y P.F. DUJARDIN & CO. (aluminio), disponibles en el laboratorio de Materiales del Departamento de Ingeniería Mecánica de la Universidad Pública de Navarra.

5.1. CUESTIONES PROPUESTAS PARA EL HIERRO Y SUS ALEACIONES

TRATAMIENTOS TÉRMICOS Y SUPERFICIALES

1. En todo tratamiento térmico, ¿cuáles son las variables fundamentales que hay que controlar?

La temperatura, el tiempo y la velocidad de enfriamiento.

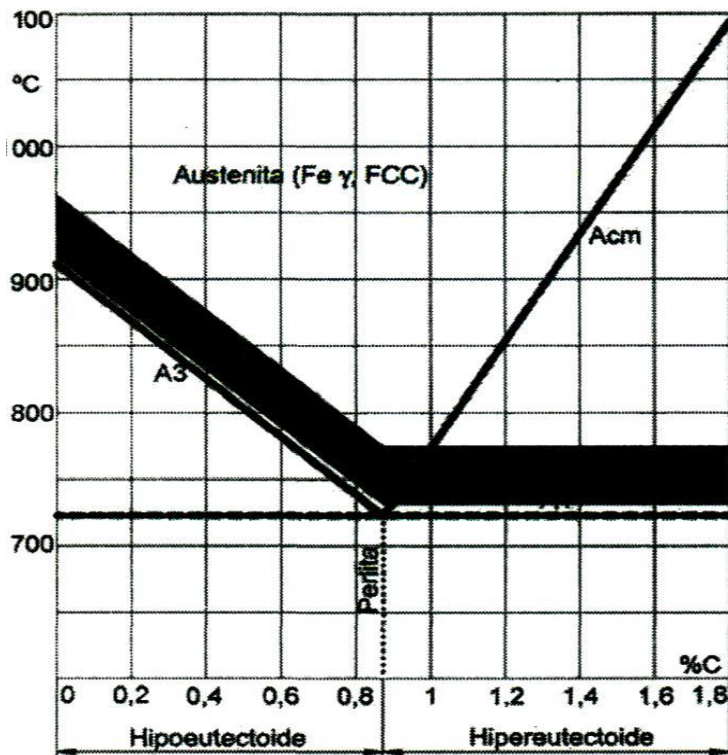
2. ¿Cómo afecta la temperatura en la modificación de la estructura constitutiva de los metales y aleaciones?

La temperatura produce una transformación en los constituyentes de los metales y aleaciones, modificando el tamaño de grano.

3. ¿Cuál es el objetivo fundamental de los tratamientos térmicos?

Mejorar las propiedades mecánicas de metales y aleaciones.

4. Realiza un esquema del diagrama Fe-C en el que se vea la zona de austenización de los aceros.



5. ¿Qué crees que se debe al hecho de que en una pieza gruesa de acero débilmente aleado y templado el interior sea más blando que el exterior?

A que el temple no ha entrado suficientemente, pues la velocidad de enfriamiento en el interior es más lenta que en exterior de la pieza que está en contacto con el medio de temple.

6. La capacidad de templarse de un acero, ¿de qué depende?

De la composición química y de su templabilidad, que es la aptitud de la aleación para endurecerse por formación de martensita mediante tratamiento térmico.

7. ¿Qué factores influyen en el temple de un acero?

Composición del acero, temperatura de calentamiento, tiempo de calentamiento, velocidad de enfriamiento, características del medio donde se realiza el temple y tamaño y geometría de la muestra.

8. ¿Cuál es la problemática más importante que presenta el temple en medio acuoso?

Controlar la temperatura del agua, ya que ésta no debe subir los 30 °C.

9. En el tratamiento térmico por recocido, si la velocidad de calentamiento o la de enfriamiento son muy rápidas, ¿qué consecuencias se pueden provocar?

Si la velocidad de variación de temperatura es muy grande, provoca tensiones internas en las piezas, lo que puede originar deformaciones e incluso la aparición de grietas.

10. ¿En qué consiste la descarburación superficial de los aceros cementados?

En la pérdida del carbono proveniente de la cementación, con lo que la dureza conseguida disminuye.

11. ¿A qué componente se debe la elevada dureza de la capa superficial obtenida en la nitruración?

Al nitruro de hierro, Fe₄N.

12. La corrosión de un metal es:

- a) La combinación con el oxígeno.**
- b) La pérdida de electrones del metal y la consiguiente combinación con otra sustancia que los pueda tomar.**
- c) La suciedad (grasa, etc.) que se deposita en la superficie.**
- d) El ataque con ácido.**

a) La combinación con el oxígeno.

ALEACIONES

1. ¿Qué es una aleación?

Todo producto que resulta de la unión de dos o más elementos químicos, uno de los cuales tiene carácter metálico. Las propiedades que interesen, como tenacidad, dureza o conductividad, se mejoran en la aleación notablemente respecto del metal base.

2. ¿Quién es el disolvente en una aleación?

Inicialmente disolvente es el componente que entra en mayor proporción, y soluto es el que lo hace en menor proporción, pero cuando los elementos solubles no posean la misma red cristalina, se considera disolvente al elemento que conserva la red, aunque se encuentre en menor proporción.

3. ¿Cuál es el objetivo de añadir elementos de aleación a un metal?

Mejorar las propiedades que interesen, como tenacidad, dureza o conductividad, respecto del metal base.

4. A un metal se le añade un elemento de aleación cuyo tamaño atómico es superior para formar una aleación de sustitución, ¿qué cabe esperar del límite elástico?

Se deforma la red cristalina provocando tensiones que han aumentar el límite elástico.

8. ¿Qué es una solución sólida de inserción?

Se presenta cuando los átomos de soluto son muy pequeños comparados con los átomos del disolvente, y se colocan en el interior, en los intersticios, de la red cristalina del disolvente.

9. ¿Cómo se llaman los núcleos de formación de redes cristalinas en la solidificación de metales puros?

Dendritas.

10. ¿En qué consisten los rechupes y las sopladuras?

El rechupe es como un hoyo que se produce en la superficie de las piezas fundidas y la sopladura un hueco en el interior.

11. Define componente, fase y grados de libertad de un sistema material.

Componente: cada una de las sustancias que forman un sistema material.

Fase: cada una de las partes homogéneas que se diferencia físicamente del resto.

Grados de libertad: número de variables que podemos modificar libremente.

12. Calcula las cantidades relativas y composiciones las fases en una aleación Fe-C de 1,00% de C y 726 °C de temperatura. Utiliza el siguiente diagrama:

Las fases son ferrita (hierro α) y cementita (Fe_3C):

- Ferrita: 0,0218%
- Cementita: 6,67 %

13. ¿En qué estado se encuentran las aleaciones por encima de la línea de liquidus? ¿Y por debajo de la línea de solidus?

Por encima de la línea de liquidus, las aleaciones se encuentran en estado líquido. Por debajo de la línea solidus, en estado sólido.

14. ¿Qué es una aleación eutéctica? ¿Cuáles son sus características fundamentales?

Es la aleación de punto de fusión más bajo. La principal característica de una aleación eutéctica es que se comporta como si fuera un metal puro.

15. Dibuja la parte del diagrama Fe-C que corresponde sólo a los aceros. Distingue las transformaciones que ocurren en función del porcentaje de carbono.

16. ¿Qué variedades alotrópicas presenta el hierro?

El hierro con red cúbica centrada en el cuerpo, denominado hierro alfa a temperatura ambiente y hierro delta por encima de 1394 QC hasta la temperatura de fusión, y cúbica centrada en caras o hierro gamma estable entre 912 QC y 1294 QC.

17. Una aleación Fe-C con el 5% de C, ¿es hipereutéctica o hipoeutéctica? ¿Cuál es la concentración del primer sólido que se forma?

El punto eutéctico se encuentra a la concentración de 4,3% de C, luego es hipereutéctica. El primer sólido que se forma es la cementita o carburo de hierro Fe₃C.

18. Explica el proceso de solidificación de dos aleaciones cuyo porcentaje de C es menor y mayor de 0,88%

La composición del 0,89% corresponde al punto eutectoide (perlita). Así que se comenta una aleación con 0,5% de C y otra con 1,2% de C, A la vista del diagrama Fe-C simplificado, la cuestión propuesta equivaldría a las aleaciones I y III, que pasamos a comentar.

I) Aleación con 0,5% de C. Por encima del punto 1 existe solamente la fase líquida. Comienza la formación de austenita hasta que en 2 solidifica totalmente, o sea de 1 a 2 tenemos austenita. En el punto 3 el hierro γ se transforma progresivamente en ferrita o hierro α . Mientras dura la transformación anterior, la austenita residual se enriquece en carbono hasta que en el punto 4, con una proporción de 0,89 % de C, se convierte en perlita. Entre el punto 3 y 4 tenemos ferrita y austenita. Desde el punto 4 hasta la temperatura ambiente tenemos ferrita y perlita.

II) Aleación 1,2% de C. Desde 1 a 3 como el caso anterior. En el punto 3 comienzan a separarse cristales de cementita, empobreciéndose progresivamente en carbono la austenita restante, hasta que en el punto 4 a la temperatura de 723 °C el porcentaje es de 0,89 %, y se transforma bruscamente en perlita. Desde 3 a 4 tenemos austenita más cementita. Desde el punto 4 a temperatura ambiente tenemos perlita y cementita.

19. Calcular la fracción de masa de ferrita y cementita en la perlita.

La perlita es la eutectoide con 0,89 % de C. Aplicando la regla de la palanca al diagrama hierro carbono (se aproxima la concentración de C en la ferrita al 0%).

20. En una aleación Fe-C con el 0,3 % de C, estudia su enfriamiento desde una temperatura superior a 1 540 °C hasta la temperatura ambiente explicando las fases que aparecen y los porcentajes correspondientes (utiliza el diagrama simplificado)

Estamos frente a una aleación hipoeutectoide. Se dibujan los puntos característicos a una escala aproximada.

Por encima del punto 1 existe solamente la fase líquida. Comienza la formación de austenita hasta que en 2 solidifica totalmente, o sea, de 1 a 2 tenemos austenita. En el punto 3 el hierro γ se transforma progresivamente en ferrita α o hierro α . Mientras dura la transformación anterior, la austenita residual se enriquece en carbono hasta que en el punto 4, con una proporción de 0,89% de C, se convierte en perlita. Entre el punto 3 y 4 tenemos ferrita y austenita. Desde el punto 4 hasta la temperatura ambiente tenemos ferrita y perlita. Se calcula la composición a temperatura ambiente aplicando la regla de la palanca:

Por otro lado, la perlita contiene ferrita y cementita, calculamos la cantidad de cada una en la aleación eutectoide.

21. Igual que el ejercicio anterior pero con una posición del 3% de C.

En este caso hemos pasado la composición de carbono máxima para los aceros por lo que estamos ante una fundición hipoeutéctica. En este caso no tiene sentido el diagrama hierro-carburo de hierro, pues casi todo el carbono de las fundiciones se encuentra en forma de grafito; el más utilizado es el diagrama hierro-grafito. No obstante, al tratarse de un ejercicio de aplicación de la regla de la palanca a la temperatura ambiente empleamos el diagrama visto en el libro.

Por encima del punto 1 tenemos toda la aleación en estado líquido. En el punto 1 comienzan a aparecer los primeros cristales de austenita. Del punto 1 al 2 coexisten cristales de austenita y aleación fundida. Después del punto 2 ha solidificado apareciendo cementita y ledeburita junto a la austenita. Debajo del punto 3 toda la austenita se ha transformado en perlita. Así, en el punto B, a temperatura ambiente, se tiene tanto cementita, como perlita y ledeburita.

No tiene sentido calcular las composiciones a temperatura ambiente, pues la cementita precipita en forma de hierro y de grafito, dando lugar a las fundiciones grises.

22. Calcula las cantidades de ferrita (α) y cementita (Fe_3C) que están presentes en la perlita, sabiendo que la perlita debe contener 0,77% de C.

Señalamos en el diagrama el punto correspondiente a 0,77 % de C, que debe contener perlita, y aplicamos la regla de la palanca.

23. La fracción de masa de la ferrita y de la cementita en un acero al carbono son 0,91 y 0,09 respectivamente. Decir si se trata de un acero hipo o hipereutectoide

Para determinar la cantidad de carbono aplicamos la regla de la palanca en un diagrama que en un extremo tenga la ferrita y en el otro la cementita.

Por los dos caminos, como debe ser, obtenemos la misma concentración de carbono. Como es inferior a la concentración eutectoide, se trata de un acero hipoeutectoide.

24. Cuál es el principal componente de los aceros inoxidable, además de Fe y C? ¿Cuál es el porcentaje mínimo en la composición de la aleación?

El cromo, en un 12 %.

25. Definir el concepto de *austenita*.

La **austenita** es el constituyente más denso de los aceros y está formada por la solución sólida de inserción de los átomos de carbono en los huecos octaédricos del hierro γ . La relación entre los radios de los huecos y de los átomos de hierro es 0,414, mientras que la relación entre los radios de los átomos de carbono y hierro es 0,6.

Por tanto, los átomos de carbono no encajan totalmente en los huecos y al introducirse en ellos provocan una distorsión de la red cristalina; por este motivo, no resulta posible que los huecos se llenen por completo, de manera que a 1 148 °C la máxima solubilidad del carbono en el hierro γ es de solo un 2,11 %.

5.2. CUESTIONES PROPUESTAS PARA EL ALUMINIO Y SUS ALEACIONES

ALEACIONES

- 1. Principales aleantes del aluminio.**
- 2. ¿Qué es la alúmina? ¿Por qué es importante?**
- 3. Definir Alpur y Duraluminio.**
- 4. Definir Siluminio y Alpax.**
- 5. Definir Simagal y Zincal.**
- 6. Tipos de aleaciones de aluminio según su proceso de formación.**
- 7. Procesos de modificación de aleaciones de Al-Si**
- 8. Elementos afinadores y modificadores de grano en aleaciones Al-Si**
- 9. Intermetálicos Al-Fe-Si y Al_2Cu .**

TRATAMIENTOS TÉRMICOS

- 1. Tipos de recocido de aleaciones de aluminio.**
- 2. ¿Qué es el envejecimiento?**
- 3. Mecanismos de endurecimiento de aleaciones de aluminio**
- 4. Temple de precipitación.**
- 5. Maduración Natural.**
- 6. Maduración Artificial.**
- 7. Trabajo en frío.**

6. 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.pdf
12. G. Totten and D. Mackenzie. “Handbook of Aluminum. Alloy Production and Materials Manufacturing”. Vol. 2.
13. Dietrich G. Altenpohl, "Aluminum: Technology, applications, and environment, a profile of a modern metal", sixth edition, TMS Minerals Metals Materials.
14. Sydney H. Avner, "Introducción a la metalurgia física," segunda edición, McGraw-Hill.

15. I. J. Polmear, "Light alloys, metallurgy of the light alloys", Edward Arnold.
16. Donald R. Askeland, "La ciencia e ingeniería de los materiales", grupo editorial Iberoamérica.
17. John D. Verhoeven, "Fundamentos de metalurgia física", editorial Limusa, 253.
18. W.C. Winegard, "An introduction to the solidification of metals", The institute of metals, Londres, 1967.
19. Robert E. Reed-Hill, "Principios de metalurgia física", Compañía editorial continental, S.A., México, 1980.
20. M. Rappaz and Ch. A. Gandin, "Probabilistic modelling of microstructure formation in solidification processes", Acta metalúrgica, vol. 41, 345-360.
21. C.H. Cáceres and Q.G. Wang "Dendrite cell size and ductility of Al-Si-Mg casting alloys: Spear and Gardner revisited", Int. J. Cast metals res, 1996, 9, 157-162.
22. S. Cano, "Análisis térmico y microestructural de una aleación Al-Si tipo A-319", Universidad Autónoma de Nuevo León, 1996.
23. D.L. McLellan, "Modeling microstructural characteristics of Al-Si-Mg castings to develop product assurance" Transf. AFS, 1982, 90, 173-191.
24. N. Kanani, Berlin and G.R. Abbaschian, "Modification of aluminum silicon alloys", Department of materials science and engineering, University of Florida, Gainesville, vol. 60, 505-509.
25. John Gruzleski and Bernard M. Closset, "The treatment of liquid aluminumsilicon alloys" American Foundrymen's Society, Inc., 1990.
26. "Aluminio-estroncio para la modificación de las aleaciones aluminio-silicio hipoeutécticas", Foseco española, S.A.
27. "Standard methods of compression testing of metallic materials at room temperature, E9", annual book of ASTM standars, ASTM, Philadelphia, 1983, 140-152.
28. ASM Handbook. "Mechanical Testing"
Vol. 8. Formerly Ninth Edition, 55-58.
29. ASM Handbook. "Metallography and Microstructures"
Vol. 9. Formerly Ninth Edition, 123-134.

30. George E. Dieter. "Mechanical Metallurgy"
SI Metric Edition. McGraw-Hill Book Company, 283-289.
31. Q. G. Wang, C. H. Cáceres and J. R. Griffiths. "The cracking of Fe rich intermetallics and eutectic Si particles in an Al-7Si-0.7Mg casting alloy", American Foundrymen's Society, Inc., Mayo 1998, 1-5Q.C.
32. C. H. Cáceres, C. J. Davidson, J. R. Griffiths. "The deformation and Fracture behavior of an Al-Si-Mg casting alloy". Materials Science and Engineering A197 (1995). 171-179.
33. R. Colás , A. Grinberg. "A study of strain localization by means of reduced gage compression testing".
Journal of Materials Processing Technology 88 (1999), 276-286.
34. R. Colás, A. Grinberg, Mater.Sci. Eng. A161 (1993) 201.
35. Donald R. Askeland, *La Ciencia e Ingeniería de los materiales*, Grupo Editorial Iberoamérica, 1987
36. F. J. Gil Mur, J. M. Manero Planella, Metalografía, Edicions UPC, 2005
37. William D. Callister, Jr., *Introducción a la Ciencia e Ingeniería de los Materiales*, Editorial Reverté, S.A., 1995
38. Felipe A. Calvo, Metalografía práctica, Editorial Alhambra, S.A., 1972
39. Dora María K. de Grinberg, *Tratamientos térmicos de aceros y sus prácticas de laboratorio*, Editorial Limusa, 1986
40. *Guión de Prácticas de Laboratorio de Fundamentos de Ciencia de Materiales*, 1º Ingenieros Industriales, Universidad Pública de Navarra, 1995

PÁGINAS WEB

1. http://e-ducativa.catedu.es/44700165/aula/archivos/repositorio/4750/4911/html/3_curvas_ttt.html
2. http://books.google.es/books?id=BOncbMz-uzAC&pg=PA520&lpg=PA520&dq=recocido+de+ablandamiento+aluminio+magnesio&source=bl&ots=gN_HcEMdgS&sig=tua5EqUoPB9hJ0oQ2qiaDru0T2w&hl=es&sa=X&ei=OUQ0U76DEqmQ0AXH44CwDQ&ved=0CCEQ6AEwAA#v=onepage&q=recocido%20de%20ablandamiento%20aluminio%20magnesio&f=false
3. <http://comunicacionmovil.wordpress.com/category/general/>
4. <https://www.google.com/?hl=es#hl=es&q=aleaciones+aluminio+silicio>
5. <http://es.scribd.com/doc/12945248/aluminio-y-sus-aleaciones>
6. <http://aprendeenlinea.udea.edu.co/revistas/index.php/materiales/article/viewFile/11281/10319>
7. <http://www.slideshare.net/eaceved5/procesos-de-colado>

Pamplona, 30 de abril de 2014

Débora Fernández Clavero
INGENIERO INDUSTRIAL