



ESCUELA TÉCNICA SUPERIOR DE INGENIEROS INDUSTRIALES Y DE TELECOMUNICACIÓN

Titulación:

INGENIERO INDUSTRIAL

Título del proyecto:

“ESTUDIO METALGRÁFICO DE ALEACIONES DE HIERRO Y DE ALUMINIO”

**Análisis y actualización de las colecciones de probetas de HEVA, S.A. ECHEVARRÍA – Bilbao
(hierro) y de P.F. DUJARDIN & Co. – Düsseldorf (aluminio)
(Selección B)**

Alumno: Javier Autor Quel

Tutor: Carlos Berlanga Labari

Pamplona, Abril de 2014

Índice

1. OBJETO DEL PFC.....	5
1.1 Pasos para la elaboración del proyecto	5
1.2 Datos de partida	6
1.3 Esquema seguido en la realización del proyecto	9
2. METALOGRAFÍA Y MICROSCOPIA ÓPTICA	10
2.1 Concepto	10
2.2 Fundamentos y aplicaciones	10
2.3 Fundamento de microscopio óptico	11
2.4 Descripción del microscopio óptico	13
2.4.1 Sistemas iluminadores	13
2.4.2 Fuentes luminosas.....	14
2.4.3 Objetivos	15
2.4.4 Ocular	15
2.5 Formas de observación	15
2.5.1 Campo claro	16
2.5.2 Campo oscuro.....	16
2.5.3 Luz polarizada.....	16
3. PROCEDIMIENTO METALOGRAFICO	18
3.1 Método de preparación	18
3.1.1 Selección y extracción:	19
3.1.2 Embutición	20
3.1.3 Preparación mecánica y pulido:	23
3.1.4 Revelado de la microestructura (ataque químico y electroquímico).....	37
4. ANÁLISIS DE IMAGEN	42
4.1 Fundamento	42
4.2 Identificación de las fases	43
4.3 Tamaño de grano	44
4.4 Ensayo de dureza Vickers (medida de huella).....	49
5. METALOGRAFÍA DE LOS ACEROS	53
5.1 Estructuras de equilibrio	53

5.1.1	Introducción	53
5.1.2	Estructuras hipoeutectoides	56
5.1.2	Estructuras hipereutectoides	57
5.1.3	Estructuras eutectoides.....	59
5.2	Estructuras de no equilibrio	60
5.2.1	Introducción	60
5.2.2	Tiempo/transformación/temperatura (TTT)	60
5.2.3	Diagrama isotérmico TTT	61
5.2.4	Diagrama de enfriamiento continuo TTT	61
5.2.5	Zona perlítica.....	62
5.2.6	Zona bainítica	63
5.2.7	Zona martensítica.....	63
5.3	Fichas técnicas de aceros al carbono	65
5.3.1	Estudio de acero con microestructura Wismastätten	65
5.3.2	Estudio de acero con microestructura perlítica y ferrítica.....	74
5.3.3	Estudio de acero de estructura perlítica y cementita reticular.....	82
5.3.4	Estudio de acero con microestructura austenítica	91
5.3.5	Estudio de acero con microestructura “troosita”	96
5.3.6	Estudio de acero con microestructura de bainita inferior	103
5.3.7	Estudio de acero con microestructura de carburos en bandas	110
5.3.8	Estudio de acero con microestructura de descarburación	117
6.	METALOGRAFÍA DE LOS ALUMINIOS.....	127
6.1	Introducción	127
6.2	Clasificación	128
6.3	Aleaciones de aluminio de fundición	132
6.3.1	Aleaciones aluminio-cobre.....	133
6.3.2	Aleaciones de aluminio-silicio	136
6.3.3	Aleaciones de aluminio-cobre-silicio.....	138
6.3.4	Aleaciones de aluminio-magnesio	139
6.4	Aleaciones de aluminio para forja.....	142
6.5	Fichas técnicas de aleaciones de aluminio.....	145

6.5.1 Estudio de aluminio puro sin tratamiento	145
6.5.2 Estudio de aluminio puro con recocido de regeneración	152
6.5.3 Estudio de aleación aluminio-cobre-magnesio	162
6.5.4 Estudio de aleación aluminio-magnesio (para forja)	170
6.5.5 Estudio de aleación aluminio-cobre-magnesio-zinc	178
6.5.6 Estudio de aleación aluminio-manganeso (para forja)	186
6.5.7 Estudio de aleación aluminio-cobre (para fundición)	194
6.5.8 Estudio de aleación aluminio-silicio (para fundición)	203
6.5.9 Estudio de aleación aluminio-silicio (para fundición)	213
6.5.10 Estudio de aleación aluminio-silicio (para laminación).....	221
6.5.11 Estudio de aleación aluminio-silicio (para fundición)	227
6.5.12 Estudio de aleación aluminio-cobre-titanio (para fundición)	233
7. PRÁCTICAS PARA ESTUDIANTES.....	241
7.1 Practica 1. Metalografía y microscopía óptica	241
7.1.1 Concepto	241
7.1.2 Fundamentos y aplicaciones	241
7.1.3 Fundamento de microscopio óptico	242
7.1.4 Sistemas iluminadores	244
7.1.5 Fuentes luminosas.....	245
7.1.6 Objetivos	246
7.1.7 Ocular	246
7.1.8 Formas de observación	246
7.1.9 Preguntas	249
7.2 Practica 2. Procedimiento metalográfico para observación microscópica	250
7.2.1. Embutición	250
7.2.2. Desbaste grueso e intermedio (grinding).....	251
7.2.3. Pulido (con diamante o alúmina)	253
7.2.4 Ataque (Etching).....	255
7.2.5 Preguntas	257
7.3 Práctica 3: Diagrama Fe-C, estructuras típicas de los aceros y tamaño de grano	258
7.3.1 Introducción	258

7.3.2 Estructuras hipoeutectoides	259
7.3.3 Estructuras hipereutectoides	261
7.3.4 Estructuras eutectoides.....	262
7.3.5 Tamaño de grano	263
7.3.6 Preguntas	264
7.4 Práctica 4: Tratamientos térmicos y fases metaestables de los aceros.....	266
7.4.1 Recocido	266
7.4.2 Temple.....	267
7.4.3 Revenido.....	268
7.4.4 Tratamientos en los que hay cambio de composición.....	268
7.4.5 Estructuras típicas del temple	269
7.4.6 Preguntas	274
7.5 Práctica 5: Metalografía de aleaciones de aluminio	276
7.5.1 Aleaciones de aluminio de fundición	276
7.5.2 Aleaciones aluminio-cobre.....	277
7.5.3 Aleaciones de aluminio-silicio	280
7.5.4 Aleaciones de aluminio-cobre-silicio.....	282
7.5.5 Aleaciones de aluminio-magnesio	283
7.5.6 Aleaciones de aluminio para forja.....	285
7.5.7 Preguntas	286
7.6 Práctica 6: Medida de dureza en metales.....	287
7.6.1 Dureza Brinell	287
7.6.2 Vickers	291
7.6.3 El ensayo Rockwell	294
7.6.4 Comparación Brinell-Vickers-Rockwell	300
7.6.5 Aproximación de la dureza y algunas propiedades mecánicas en aceros	301
7.6.6 Preguntas	303
8. REFERENCIAS	304
8.1 Normas.....	304
8.2 Listado de las figuras	305
8.3 Listado de tablas.....	307

1. OBJETO DEL PFC

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.

1.1 Pasos para la elaboración del proyecto

Una **primera parte** en la que se dará información sobre la metalografía y el microscopio óptico como introducción a el trabajo posterior y también una guía de laboratorio que contiene detalladamente todo el proceso de trabajo realizado durante toda la fase experimental desde el encapsulado de las muestras hasta finalmente el ensayo de microdurezas.

Una **segunda 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, tratamientos posteriores (térmicos, mecánicos u otros) y las propiedades que presentan. También se dará una información

La **tercera parte** del proyecto consistirá en el análisis de las probetas de diferentes aleaciones de hierro (aceros y fundiciones) que componen la colección de HEVA, S.A. Echevarría – Bilbao así como de las 26 probetas 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 de HEVA, S.A. Echevarría – Bilbao** que voy a estudiar son las correspondientes a las referencias siguientes:

1. **Referencia 1:** C-25 Estructura Widmanstätten.
2. **Referencia 3:** C-45 Ferrita y perlita.
3. **Referencia 5:** DM-Cementita Reticular
4. **Referencia 7:** MH-Cristales de Austenita.
5. **Referencia 9:** D-Troostita.
6. **Referencia 11:** Perfor-Bainita Inferior.
7. **Referencia 14:** Carburos en bandas.
8. **Referencia 15:** Descarburación.

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

1. **Referencia 2A:** Aluminio Puro (98.96% Al, 0.42% Si, 0.49% Fe).
2. **Referencia 2B:** Aluminio Puro (98.96% Al, 0.42% Si, 0.49% Fe). Recocido.
3. **Referencia 6:** Aleación Aluminio-Cobre-Magnesio AU4G (92.38% Al, 1.59% Mg, 4.45% Cu y otros).
4. **Referencia 8B:** Aleación Aluminio-Magnesio para forja (93 % al, 7% Mg,).
5. **Referencia 10:** Aleación Aluminio-Cobre-Magnesio-Zinc (1.54% Cu, 2.63% Mg, 5.64% Zn y otros).
6. **Referencia 11C:** Aluminio-manganeso para forja (97,98% Al, 1,08% Mn y otros)
7. **Referencia 12:** Aleación Aluminio-Cobre para moldeo: (91.16% Al, 7.96% Cu, y otros).
8. **Referencia 14:** Aleación Aluminio-Silicio para moldeo (86.42% Al, 12.95% Si y otros).
9. **Referencia 16:** Aleación Aluminio-Silicio para moldeo (88.41% Al, 11% Si, 0.4% Mg).
10. **Referencia 20:** Aleación Aluminio Silicio para extrusión (11/13.5% Si y otros).
11. **Referencia 22:** Aleación Aluminio-Silicio para moldeo (12.731 % Si, 1.2% Cu, 1.06% Mg y otros).
12. **Referencia 26:** Aleación Aluminio-Cobre-Titanio para moldeo (4.82 % Cu, 0.17% Ti y otros).

La **última parte** del proyecto será la elaboración de un dossier digital o base de datos (fichas técnicas) que recoja todo el material teórico y las conclusiones prácticas obtenidas del estudio anterior y que sirva como guía para la **realización de las prácticas** de laboratorio las cuales se pretende que se utilicen 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.

1.2 Datos de partida

Dispones de dos colecciones, una de hierro **S.A. Echevarría – Bilbao HEVA** y otra de aluminio **P.F. Dujardin & Co. – Düsseldorf** las cuales se encuentran el laboratorio de Materiales del Departamento de Ingeniería Mecánica, Energética y de Materiales de la Universidad Pública de Navarra.

Estas colecciones, tras el paso del tiempo y su no utilización, se han ido deteriorando y oxidando, haciendo imposible su uso para la observación microscópica de cada una de las microestructuras de las probetas contenidas en ellas.

También cabe destacar que la información contenida en cada uno de los manuales de dichas colecciones es escasa y en algún caso incluso erróneo, siendo también baja la calidad de las microfotografías contenidas y de las cuales solo se dispone de una foto por muestra.

Por ello es necesario una restauración de cada una de las muestras, ampliando la información contenida (tamaño de grano, análisis y cuantificación de fases, dureza Vickers, propiedades mecánicas aproximadas, aptitudes tecnológicas, etc..) aumentando también el número de microfotografías de cada muestra a diferentes aumentos en color y con mayor calidad de imagen.



Figura 1: Colección S.A Echevarría-Bilbao (Aceros).



Figura 2: Colección P.F. Dujardin & Co. – Düsseldorf (Aluminios).

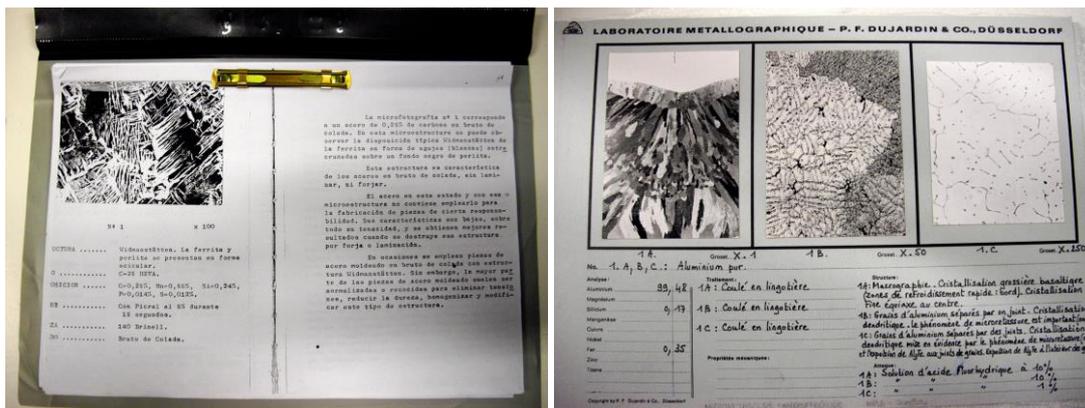


Figura 3: Manuales de la colección de aceros y de aluminios.

Como se puede observar la información obtenida dentro de los manuales de las colecciones es pequeña y las fotografías mostradas no revelan todas las características microestructurales de las muestras, además están en blanco y negro y la calidad de cada una de ellas es muy baja.

A continuación se muestra una microestructura de un acero al 0,45 % de carbono normalizado a 860 °C al aire antes del proceso de restauración, como se puede apreciar la superficie está altamente dañada lo que imposibilita su observación microscópica y la revelación de su microestructura.

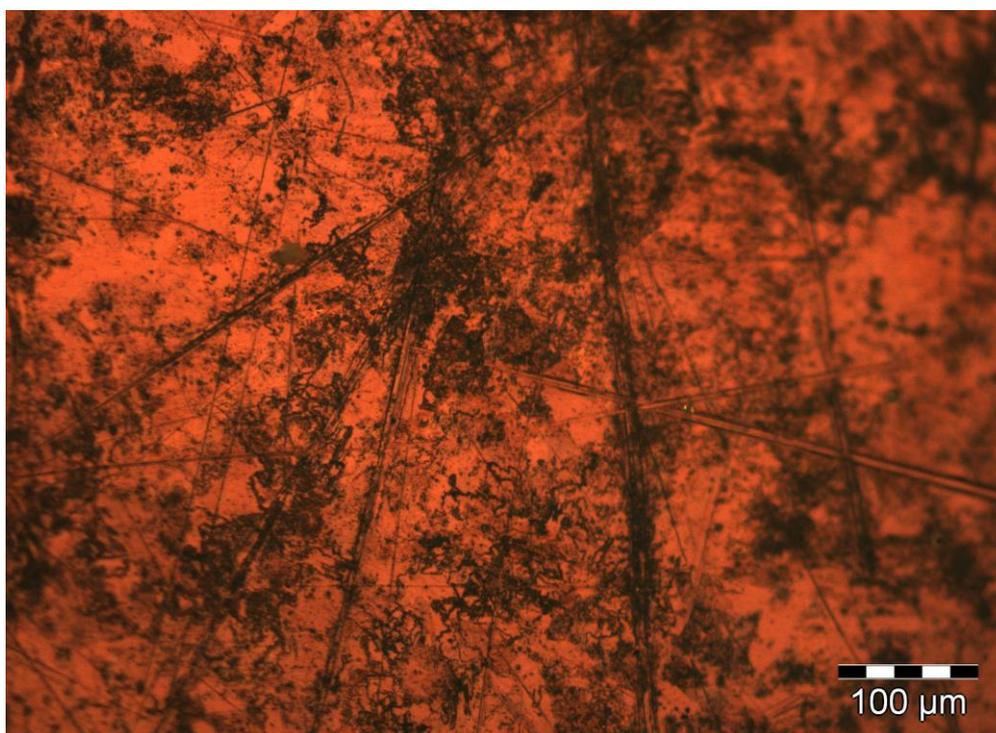
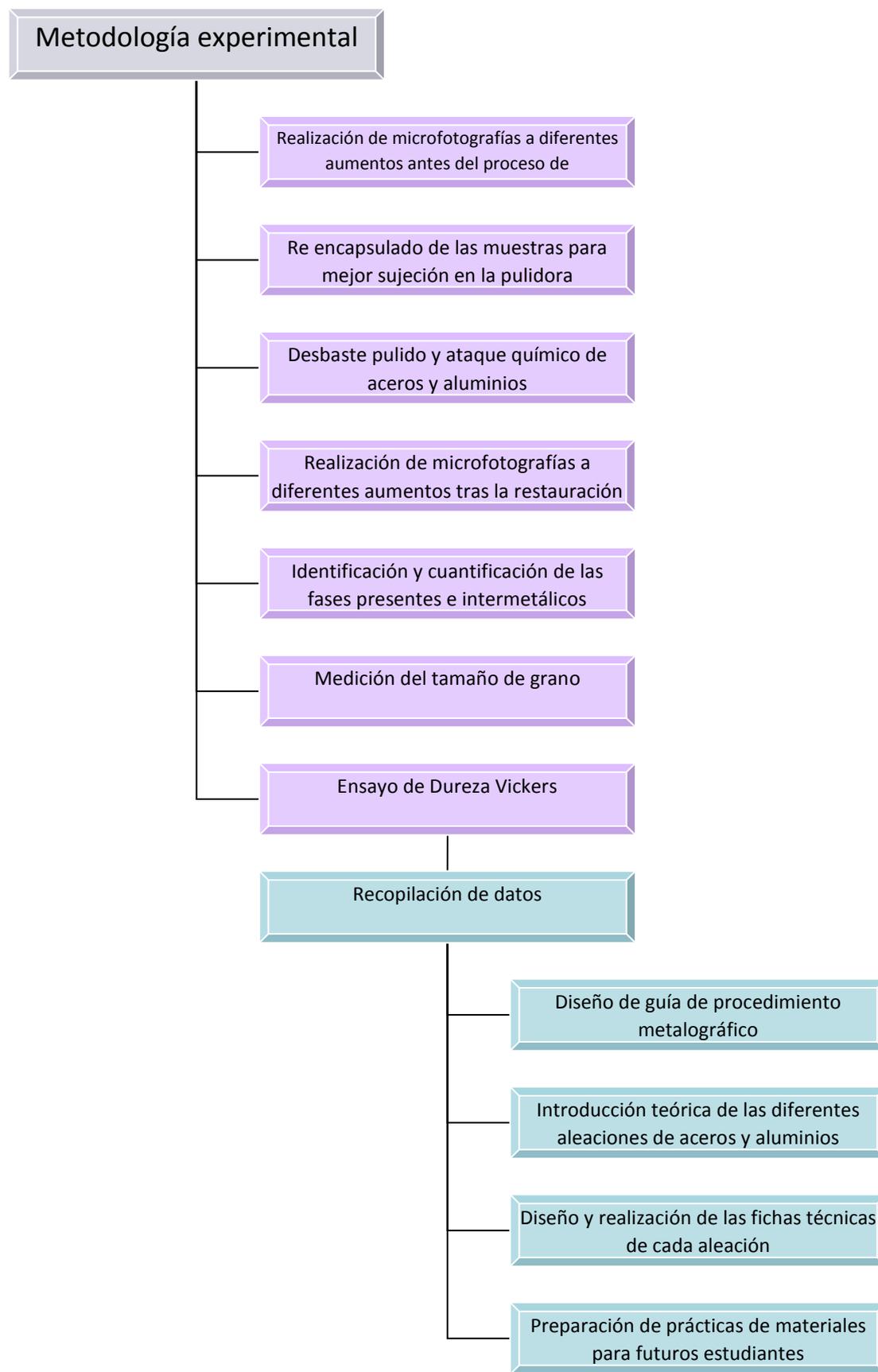


Figura 4: Acero al 0,45% de carbono antes del proceso de restauración (x200).

1.3 Esquema seguido en la realización del proyecto



2. METALOGRAFÍA Y MICROSCOPIA ÓPTICA

2.1 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**.

2.2 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).

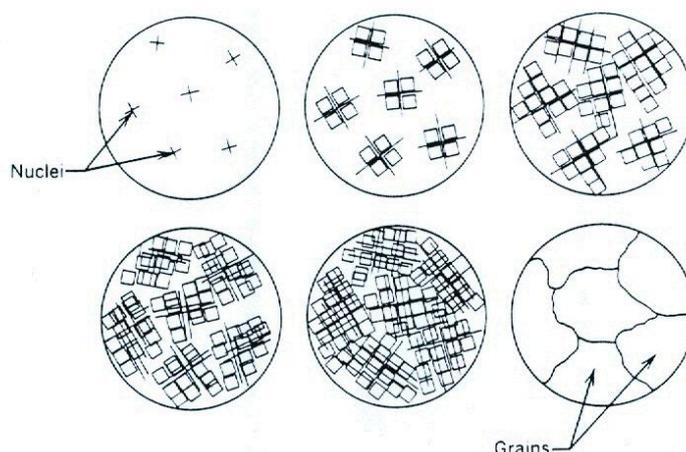


Figura 5: Formación de granos durante la solidificación.

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.

2.3 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.

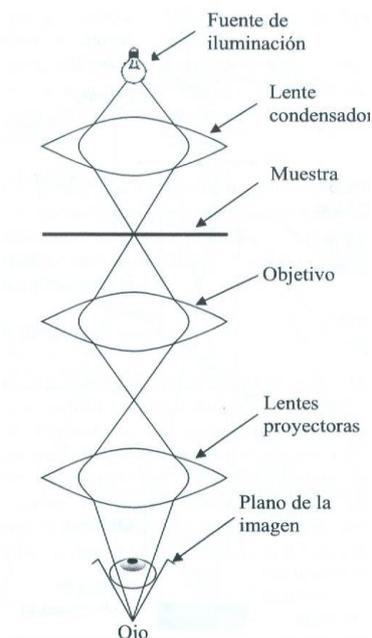


Figura 6: Esquema de un microscopio óptico de luz transmitida.

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 ampliada 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 ampliada por el objetivo y sistema ocular.

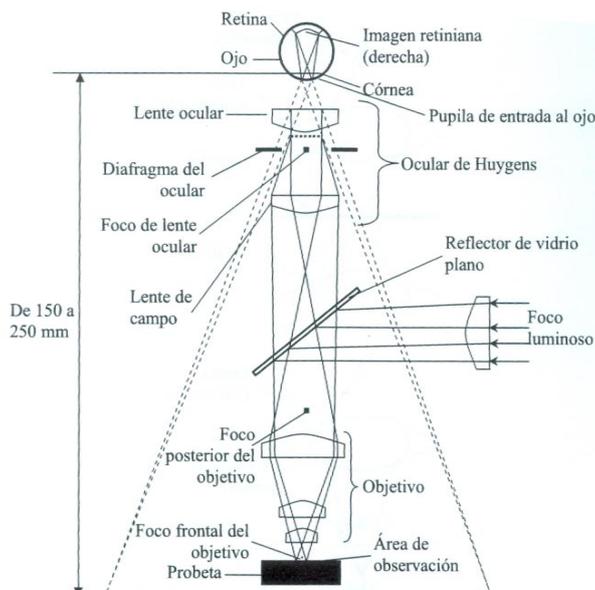


Figura 7: Esquema de un microscopio de luz reflejada. Microscopio metalográfico.

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*.

2.4 Descripción del microscopio óptico

2.4.1 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.

2.4.2 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 Xenón.

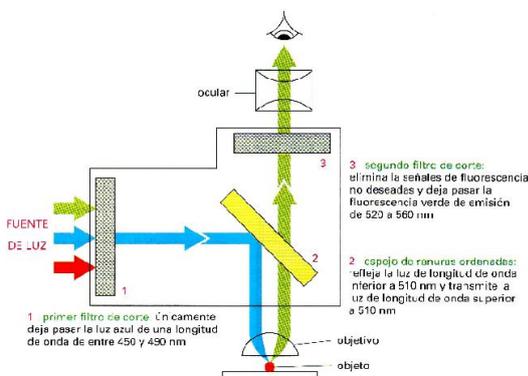


Figura 8: Esquema de microscopio convencional.

2.4.3 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:

$$NA = n \times \sin \alpha$$

Donde **n** es el índice de refracción del medio entre muestra y objetivo (aire o aceite) y **alfa** 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.



Figura 9: Objetivos de un microscopio.

2.4.4 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:

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

2.5 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.

2.5.1 Campo claro

Es el método de observación más usado. Los aspectos de la superficie normales al rayo incidente aparecen brillantes, las superficies oblicuas aparecen más oscuras.

2.5.2 Campo oscuro

En esta forma de observación los rayos reflejados perpendicularmente son eliminados. Así que los aspectos que en campo claro aparecen brillantes, aquí aparecen oscuros y al revés. La imagen es el negativo del campo claro con mucho contraste en los detalles oblicuos. Es un método particularmente útil para estudiar la estructura de grano.

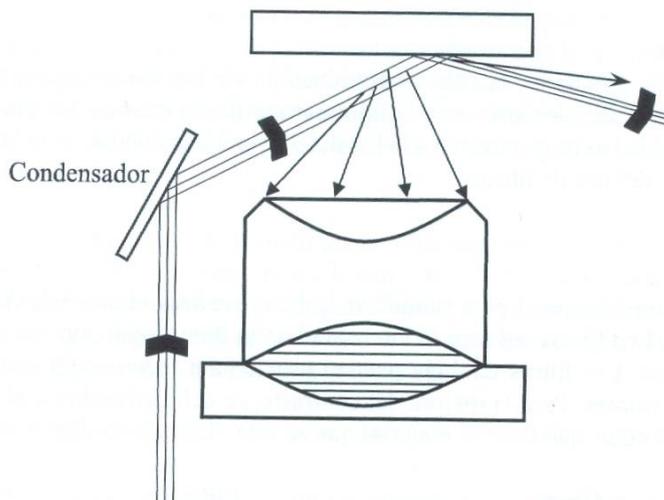


Figura 10: Esquema de la iluminación oblicua utilizada en la técnica del campo oscuro.

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.

2.5.3 Luz polarizada

Se utiliza fundamentalmente para observación de metales ópticamente anisótropos (no cúbicos): estaño, titanio, cinc, magnesio, berilio, bismuto, cadmio, cobalto, y uranio. También para análisis de inclusiones no metálicas. Con metales cúbicos también se han puesto a punto métodos para activar el metal ópticamente a la luz polarizada: ataque, anodizado, etc... En este método de observación la rotación del plano de polarización de la luz es distinta para cada orientación de grano, por lo que cada uno de dichos granos produce una intensidad de luz y color distinto según su orientación (figura 11).

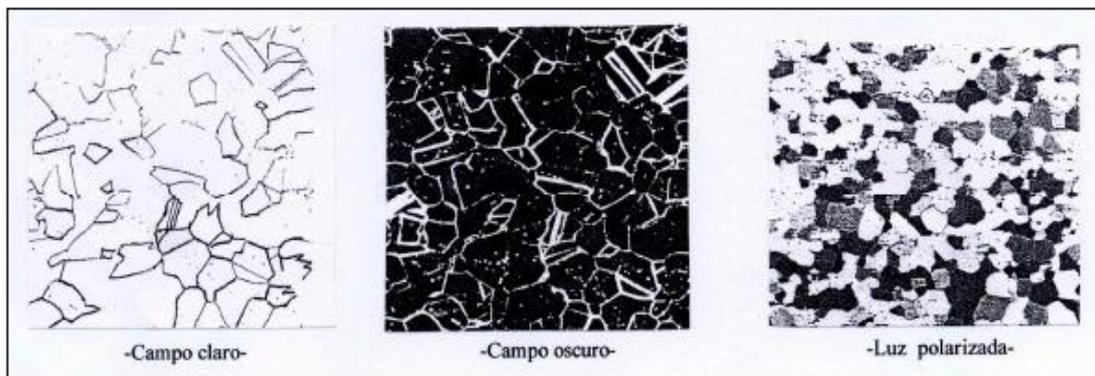


Figura 11: Diferentes formas de observación (luz).

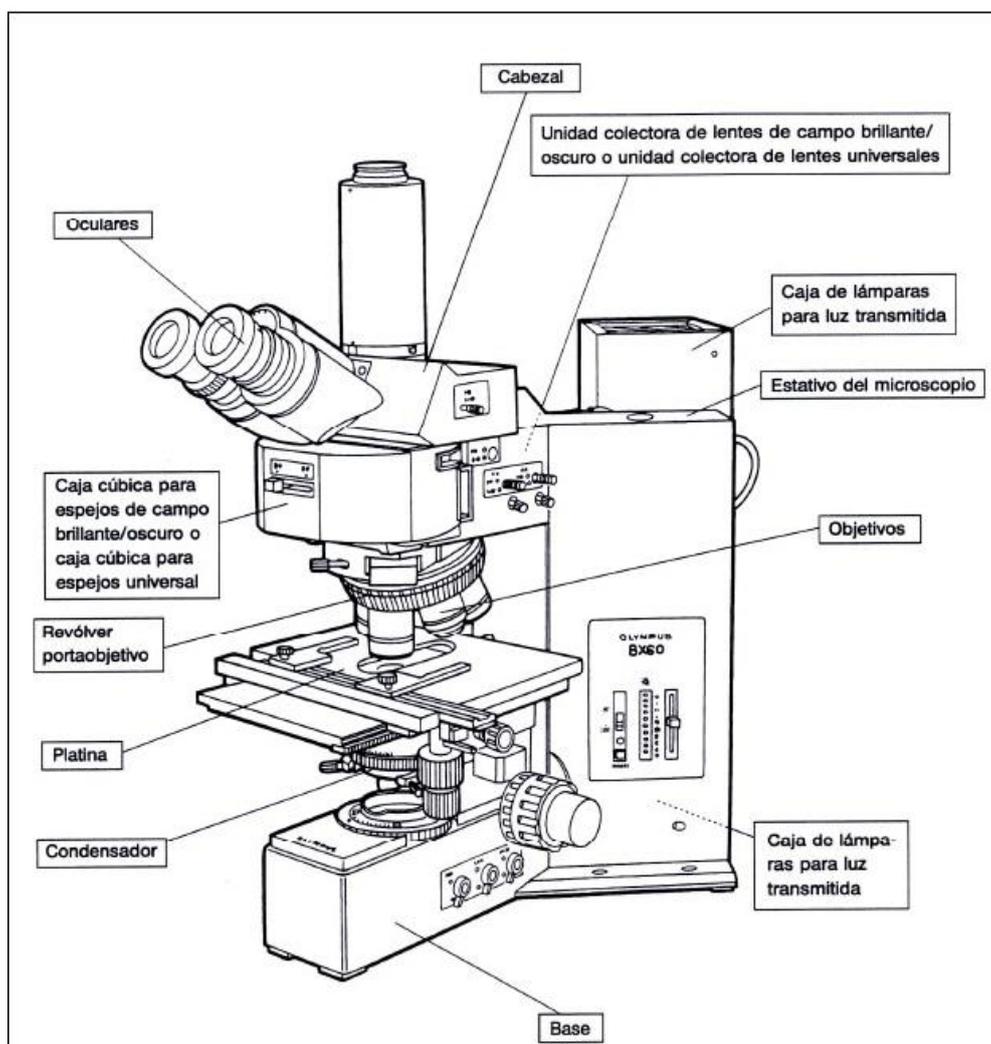


Figura 12: Nomenclatura del microscopio metalográfico.

3. PROCEDIMIENTO METALGRÁFICO

El examen estructural de los materiales y aleaciones por vía microscópica es una de las armas principales que posee el metalurgista, ya sea en investigación científica como en el control de la calidad de los materiales, teniendo en cuenta la conocida relación estructura – propiedades.

Pese a las nuevas técnicas e instrumental aparecidos durante los últimos tiempos, tales como el microscopio electrónico y el de emisión, el microscopio metalográfico óptico no ha sido desplazado en modo alguno y conjuntamente con los medios indicados y los Rayos X, puede dar un panorama bastante completo del estado estructural del metal o aleación en estudio.

La importancia de la observación micrográfica está dada por la influencia que ejercen los componentes químicos de una aleación que pueden encontrarse en forma de una solución sólida homogénea, en forma de un compuesto intermetálico de composición química definida, dispersa en el seno de una solución sólida, en forma de una mezcla eutéctica, etc.

Estos componentes reciben el nombre de constituyentes metalográficos y de sus proporciones, formas y estados dependen las propiedades físicas de una aleación. Por lo tanto, el desarrollo de la técnica que nos permite observar dichos constituyentes deberá ser objeto de un trabajo minucioso y criterioso. El primer paso dentro de esta área técnica metalográfica será la zona micrográfica a estudiar y que deberá ser representativa del fenómeno a observar, teniendo en cuenta la forma, función y origen del material.

La obtención de una superficie perfectamente plana y pulido especular, nos permitirá llegar a conclusiones exactas y ello dependerá exclusivamente de la prolijidad y esmero con que se realice esa tarea, siguiendo las técnicas usuales.

La elección de los reactivos de ataque y de los aumentos a los que serán observados los distintos constituyentes, están dentro de las variables que juegan en un análisis metalográfico, como son la calidad de lo que se quiere observar y la dimensión apropiada de su magnificación para interpretar el problema que se desea estudiar.

Se puede concluir entonces, que el objetivo de la preparación de una muestra metalografía es la revelación de la estructura verdadera, llamando en teoría estructura verdadera a la cual no posea deformaciones, rayas, arranques de material, elementos extraños, aplastamientos, relieves, bordes redondeados y daños térmicos. Esto se logra con la realización de un método sistemático de preparación.

3.1 Método de preparación

Se divide en varias etapas:

- | |
|--|
| 1. Selección y extracción. |
| 2. Montaje (en caso de ser necesario). |
| 3. Esmerilado grueso-intermedio. |
| 4. Pulido final. |
| 5. Ataque químico. |

3.1.1 Selección y extracción:

Hay veces que una vez recibido el material es necesario seccionarlo o cortarlo en una forma determinada. Se trata de lograr superficies planas con la menor deformación posible. En general, los mejores resultados se obtienen con corte por abrasivo húmedo (disco abrasivo: de Al_2O_3 para metales ferrosos y SiC para no ferrosos). En general, materiales blandos se cortan con discos duros y viceversa. Un factor a tener en cuenta es la temperatura generada por rozamiento en el corte, el cual debe realizarse con un líquido lubri-refrigerante, (en el caso del disco abrasivo y/o serrucho mecánico o manual), de lo contrario se estaría modificando la estructura original. Si se corta con soplete se debe eliminar la zona afectada por el calor mediante algún método mecánico.

En todos los casos, y como ya se ha mencionado, la muestra que se extraiga, debe representar las características del material de origen.

En general de deben obtener por lo menos dos cortes: uno longitudinal y otro transversal, para analizar las estructuras y las propiedades en esas dos direcciones (salvo en el caso de materiales directos de colada - fundidos). Es decir, es necesario conocer de antemano el proceso de fabricación y/o tratamientos térmicos del espécimen para determinar las zonas de extracción y los tipos de corte a realizar. Si se realiza un estudio de falla, la muestra debe tomarse lo más cerca posible de la falla o en la iniciación de esta.

El método de preparación de muestras metalográficas se encuentra normalizado en la norma ASTM E 3.

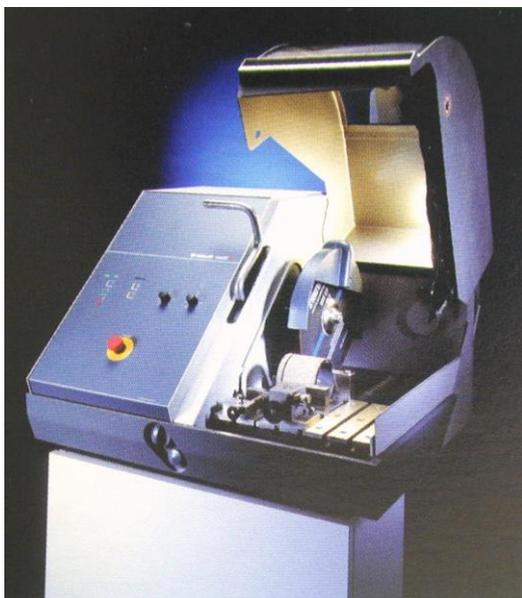


Figura 13: Cortadora metalográfica.



Figura 14: Polímeros para inclusión metalográfica.

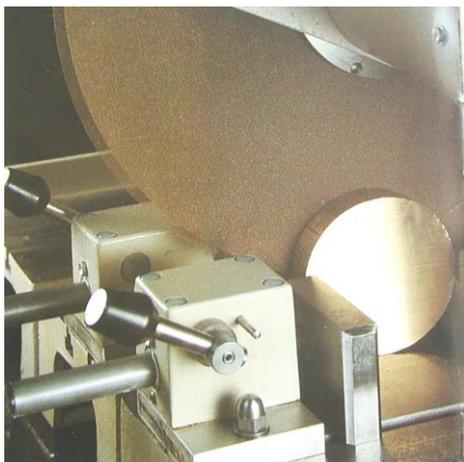


Figura 15: Realización de un corte metalográfico.

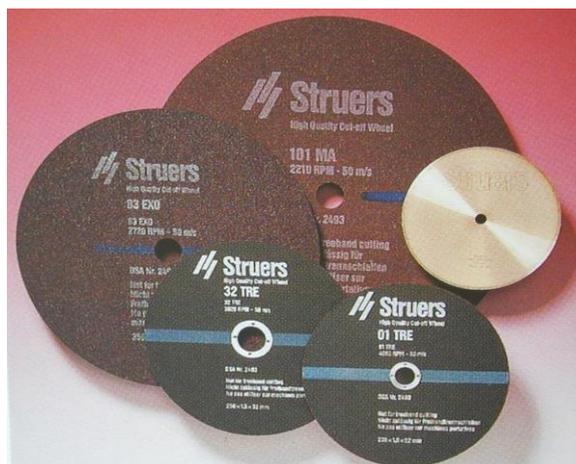


Figura 16: Discos abrasivos.

3.1.2 Embutición

Cuando se considere necesario, para una mejor manipulación de la muestra o para evitar la conservación de los bordes o alguna capa constituyente, es necesario montar la muestra en lo que llamamos "inclusión". La pieza debe estar libre de grasa o contaminante que interfiera en la adherencia.

También es necesaria la embutición para poder obtener una superficie plana de las muestras que facilite su manejo, el pulido intermedio y final. Se ha utilizado la embutidora Struers Labopress. El procedimiento de **montaje en caliente** consiste en:

1. Se introduce la muestra en el orificio de la prensa hidráulica y se cubre con polvo de resina fenólica. Siempre hay que introducir también la referencia de cada muestra indicando: tipo de acero, tratamiento térmico y espesor de la muestra, para poder tener todas las muestras correctamente identificadas.

2. Mediante un proceso de presión y temperatura determinado para cada tipo de resina, la muestra queda embutida. En nuestro caso hemos utilizado una resina acrílica y los parámetros utilizados han sido:

- Resina = ClaroFast
- Fuerza aplicada = 20 KN
- Tc = 5 min
- Tf = 9 min
- T = 180°C

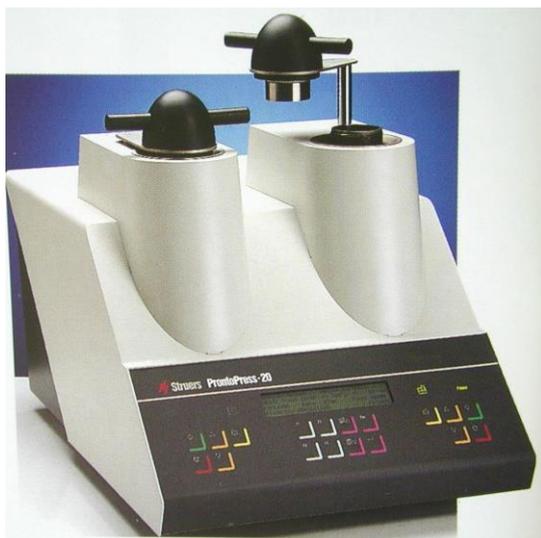


Figura 17: Embutidora metalográfica.



Figura 18: Polímeros para inclusión.



Figura 19: Bakelita par a inclusión.



Figura 20: Inclusiones metalográficas en caliente.

El funcionamiento de la embutidora consta de diferentes pasos. En primer lugar hay que fijar los parámetros de encapsulado en los botones que se pueden ver en la parte inferior izquierda, los cuales los hemos mencionado anteriormente.

Después hay que bajar el pistón que se puede ver en la parte superior izquierda unos 5cm, para introducir una pequeña cantidad de polvo anti-adherente y un poco de resina acrílica ya que en este lado es el lado donde posteriormente tendremos que pulir, por lo que cuanto menos sea la cantidad de resina mejor.

Una vez que hemos alisado dicha capa inicial de resina introduciremos las muestras, donde debe quedar la parte de la etiqueta hacia arriba ya que luego ese va a ser el lado donde podamos identificarlas. Es importante que las muestras queden bien alineadas ya que luego esto reducirá el tiempo de desbaste en el pulido.

Para terminar se baja el pistón hasta el final y se vuelve a añadir una cierta cantidad de resina, en este caso abundante para que después las muestras se puedan manipular cómodamente. Una vez añadida la resina se cerrará la cámara del pistón con el cierre que se puede ver en la parte superior derecha y se empezará el proceso de encapsulado.

También se puede realizar la embutición **en frío (reacción química)**.

La muestra se coloca en un molde, y luego se añaden las partes necesarias de las resinas mezclándolas previamente y luego se vierten sobre la muestra cubriendo a esta y todo el volumen entre la muestra y el molde.

Hay tres tipos de resinas en frío: **Epoxi** (menor contracción, excelente adherencia tiempo largo de solidificación), **Acrílicas** (menor tiempo y buena adherencia, son termoplásticos), de **Poliéster** (idéntica a la anterior pero duro plásticas).



Figura 21: Inclusiones metalográficas en frío.

Resinas termoendurecibles. Los plásticos termoendurecibles como la bakelita y los compuestos de anilina y formaldehídos, son los más populares entre los empleados para montar probetas metalográficas. Los polvos de moldeo de bakelita se encuentran en el comercio en gran variedad de colores, y esta circunstancia es de interés, por que simplifica la identificación y archivo de las probetas.

Los plásticos termoendurecibles, a diferencia de las resinas termoplásticas, endurecen durante el moldeo a la temperatura y presión adecuada por que sufren un cambio químico. El estado más duro adquirido ya no se altera por la temperatura, aun que esta se aproxime a la que pueda causar la carbonización de la resina. Para la mayoría de los polvos de moldeo de bakelita, la temperatura máxima requerida para el endurecimiento es de 135-150°C, juntamente con una presión de 2500-3500 libras por pulgada cuadrada.

Resinas termoplásticas. Las resinas de este tipo, tales como el poliestireno, compuestos de metacrilato de metilo (lucite) y materiales a base de celulosa, tienen la propiedad de ser claras y transparentes como el cristal si se las moldea correctamente.

Las resinas termoplásticas no endurecen durante el moldeo, sino que, por el contrario, se reblandecen y fluyen cada vez que se les aplica una combinación adecuada de temperatura y presión. El montaje se realiza satisfactoriamente moldeando a una presión de 2500-3500 libras por pulgada cuadrada y a temperaturas de 140-165 °C.

3.1.3 Preparación mecánica y pulido:

El fin de este proceso es conseguir una superficie libre de imperfecciones y completamente lisa (pulido espejo) en la muestra, que tras posterior ataque, pueda observarse al microscopio óptico.

La eliminación del material de la superficie de la muestra se realiza utilizando abrasivos cada vez con partículas más finas, este proceso se puede realizar tanto de forma mano como con pulidoras mecánicas.

Esmerilado grueso o pulido de desbaste:

Su objetivo es eliminar de la superficie de la muestra, que fue deformada por el proceso anterior, las irregularidades producidas por la operación de corte y lograr un solo plano de pulido para las etapas posteriores, es decir, una cara lo más rectificadas posible. Se utilizan abrasivos de grano grueso (80 - 320), discos o papeles abrasivos al agua. El agua tiene por objeto refrigerar y barrer de la superficie las partículas de material tanto de la muestra como del abrasivo. Para pasar de un papel a otro se debe obtener una superficie plana, uniforme y las rayas deben estar en una misma dirección.

Una vez logrado esto, se gira la muestra 90° y se precede de la misma forma. Luego ya se está en condiciones de pasar al otro papel. Se recomienda en esta etapa cambiar el agua para que no queden partículas en suspensión.

Esta operación puede realizarse con una cinta de desbaste o bien en el caso de materiales no muy duros como aceros sin templar y fundiciones se puede hacer con lima, aunque aumente algo la distorsión que se produce en la superficie a causa de la fluencia del material. En nuestro caso utilizaremos discos de papel de lija.

De cualquier manera que se practique el pulido de desbaste siempre se debe cuidar que la presión no sea exagerada para que la distorsión no sea muy importante, ni la temperatura de la superficie se eleve demasiado.

Debido a que en nuestro caso no ha sido necesario cortar las muestras de piezas mayores, este paso no lo hemos realizado pasando directamente al esmerilado fino.



Figura 22: Papeles para esmerilado manual.

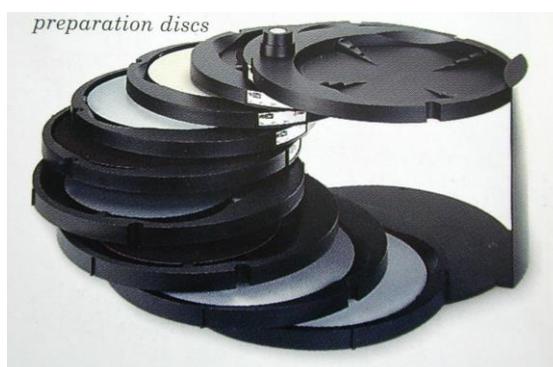


Figura 23: Papeles para esmerilado mecánico.

Esmerilado o pulido intermedio:

La finalidad de esta operación es eliminar las rayas producidas durante el pulido de desbaste, ya que estas rayas interfieren en el estudio microscópico, por lo que hay que intentar eliminarlas totalmente con los diferentes pulidos.

La presión que se aplica a la probeta no debe ser exagerada ya que esto aumenta la distorsión y además pueden aparecer rayas profundas. La presión debe ir disminuyendo a medida que se avanza en la operación de los diferentes pulidos.

Cuando los metales a pulir son demasiado blandos es conveniente impregnar los abrasivos con un lubricante adecuado.

El tiempo utilizado y el éxito del pulido fino dependen en mucho del cuidado durante los pasos de pulido previo ya que el pulido debe ser un proceso gradual en el que se vayan eliminando las rayas provocadas por los procesos de pulido anteriores para evitar defectos en el pulido fino o final.

El proceso es exactamente igual que en el pulido de desbaste aunque eliminando la etapa inicial en la que se eliminaba el material plástico de la pastilla, por lo que solo hace falta fijarse en que las caras de las muestras queden uniformemente pulidas.

El procedimiento es igual al anterior con papeles (400-2500).

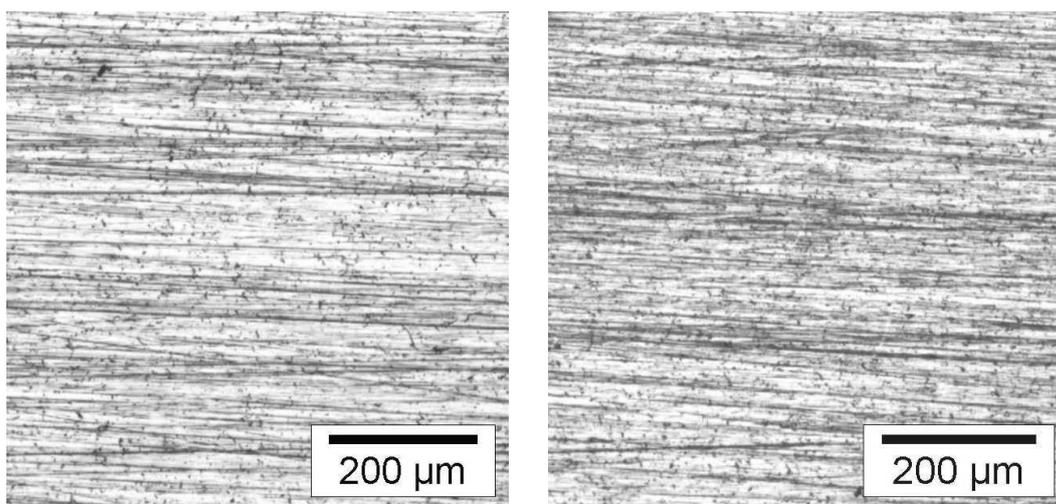


Figura 24: Microfotografías del esmerilado intermedio a (x100).

Esmerilado fino o pulido (con diamante):

Se utiliza para eliminar de la superficie las rayas finas producidas en la última operación de desbaste y conseguir una superficie sin rayas y con características especulares. Se obtienen los mejores resultados en cuanto a planitud. Se realiza en paños especiales colocados en platos giratorios. Se debe utilizar lubricante (etilenglicol). En general la elección del paño, tamaño de grano del diamante y el lubricante, dependen del material a pulir.

Básicamente, se pueden utilizar dos tipos de paños: con pelo (pana, terciopelo, lanas) y sin pelo (seda natural). Se debe elegir el que más se adapte al tipo de material a examinar. En el caso del pulido de muestras de fundición se debe realizar con paños sin pelo para evitar el arrancamiento de grafito.

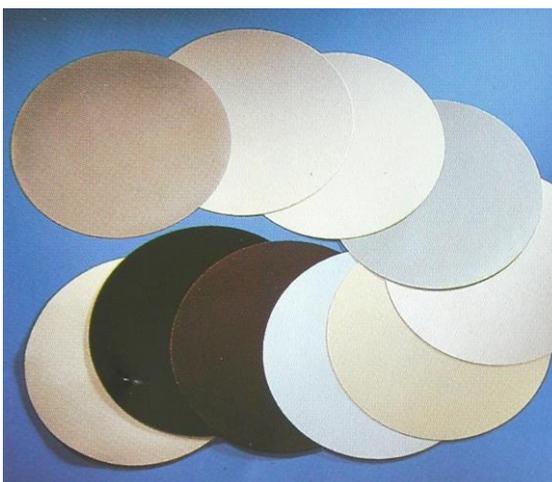


Figura 25: Paños para el pulido con diamante.

El éxito del pulido y el tiempo empleado en la operación dependen en gran manera del cuidado con que se haya realizado el desbaste. Si una probeta tiene rayas profundas y gruesas, que no se han eliminado en la última de desbaste, se pierden el tiempo y el trabajo si se pretende eliminarlas en el pulido fino.

Se debe cuidar que la humedad del paño sea la adecuada, es decir, si la humedad es excesiva la acción abrasiva se retardará demasiado y si es escasa la probeta tiende a mancharse.

Si bien es muy cierto que cuanto más pulida este la superficie más clara será la imagen que obtengamos en el microscopio, muchas veces no es necesario llegar hasta un pulido perfecto, sino que bastará con que la densidad de rayas en la superficie sea lo suficientemente baja y preferentemente en una sola dirección.

Si con un aumento de (X500) se pueden distinguir porciones lisas más o menos grandes entre las rayas, entonces el pulido puede darse por terminado.

Dado que las zonas rayadas serán más atacadas que las zonas lisas, si la densidad de rayas es muy alta y si a su vez están en dos o más direcciones, el oscurecimiento de las rayas durante el ataque cubrirán los detalles de la estructura del material.

La preparación de metales blandos y dúctiles es difícil en el sentido de que el metal blando fluye con mucha facilidad y se generan capas de metal distorsionado que enmascaran la verdadera estructura (Aluminio y sus aleaciones, Cobre y sus aleaciones, plomo, etc.)

Por otra parte la conservación de algunas inclusiones en las muestras de acero o las láminas de grafito de las funciones requiere de técnicas algo más específicas de preparación. Así por ejemplo la preparación de una muestra de fundición requiere un pulido cuidadoso sobre un paño sin pelo, en una sola dirección, y con la humedad adecuada para que las láminas de grafito no sean arrancadas durante este proceso.

De esto se desprende que la preparación de las muestras no es un procedimiento estricto para cualquier tipo de material, sino que en general es necesario un estudio más o menos cuidadoso del tema de acuerdo al tipo de material a analizar y a los resultados que se pretendan obtener.

Metal distorsionado

Otro punto a tener en cuenta es la distorsión, que es un fenómeno natural que se produce en la superficie durante las operaciones de desbaste y pulido. Los esfuerzos mecánicos que introducen las partículas de abrasivo, sumado al efecto térmico producen la fluencia del metal en la superficie de la muestra. Esta fluencia de metal destruye, al menos parcialmente, el estado cristalino del metal.

La cantidad de metal distorsionado producido por el desbaste y el pulido depende de varias circunstancias, de la más importantes son: la composición química y estructural de la probeta, los métodos empleados para el desbaste y el pulido, el cuidado puesto en la preparación y la naturaleza de los abrasivos empleados en el pulido.

Dado que la superficie resultante posee una energía libre mayor, sumado a que dicha distorsión solo posee una profundidad de algunas distancias interatómicas, en general este efecto es eliminado luego del ataque químico. En caso que la distorsión no sea eliminada en el primer ataque, serán necesarias 3 o 4 sesiones alternadas de ataque y pulido. .

Para la mayoría de los metales y las aleaciones el tiempo de ataque, en lo intermedios no debe superar al necesario en el ataque final; los pulidos deben hacerse con cuidado, empleando presiones ligeras para evitar la formación de nuevas cantidades de metal distorsionado.

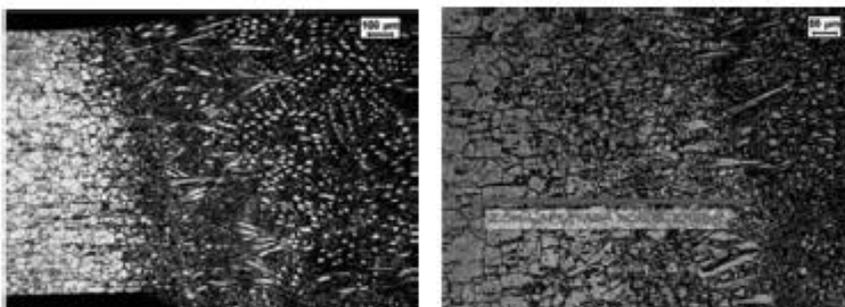


Figura 26: Distorsión debido a la temperatura.

Para la restauración de nuestras muestras se ha empleado la pulidora Struers Tegrapol-11(Figura 2.3) y los pasos seguidos han sido los siguientes en el caso de los **aceros**:

ETAPA	PAÑO	ABRASIVO	VELOCI.	TIEMPO	FUERZA	LUBRICANTE
1ª ETAPA						
Esmerilado grueso	P 600	P 600	300 rpm	30 s	25 KN	Agua
	P 800	P 800	300 rpm	1 min	25 KN	Agua
	P 1200	P 1200	300 rpm	1 min	30KN	Agua
	P 2500	P 2500	300 rpm	1 min	30 KN	Agua
2ª ETAPA						
Esmerilado fino o pulido	MD-Allegro	Diamante 9 μm	150 rpm	90 s	30 KN	DP-Lubricant blue
	MD-Mol	Diamante 3 μm	150 rpm	90 s	30 KN	DP-Lubricant blue
	MD-Mol	Diamante 1 μm	150 rpm	90 s	30KN	DP-Lubricant blue

Tabla 1: Pasos metalográficos para la restauración de los aceros.

Para el caso de los **aluminios** el procedimiento de pulido es el siguiente:

ETAPA	PAÑO	ABRASIVO	VELOCI.	TIEMPO	FUERZA	LUBRICANTE
1ª ETAPA						
Esmerilado grueso	P 800	P 800	300 rpm	1 min	20 KN	Agua
	P 1200	P 1200	300 rpm	1 min	25 KN	Agua
	P 2500	P 2500	300 rpm	1 min	25 KN	Agua
2ª ETAPA						
Esmerilado fino o pulido	MD-Allegro	Diamante 3 μm	150 rpm	90 s	30 KN	DP-Lubricant blue
	MD-Mol	Diamante 1 μm	150 rpm	90 s	30 KN	DP-Lubricant blue
	MD-Mol	Sílice	150 rpm	90 s	30KN	Jabón

Tabla 2: Pasos metalográficos para la restauración de los aluminios.

Los **pasos seguidos en esta fase** de la restauración son los siguientes:

El primer paso consiste usualmente en un desbaste grueso que garantiza que las superficies de todas las muestras sean similares, independientemente de su estado inicial y del tratamiento previo al que hayan podido ser sometidas. Además, cuando es necesario preparar varias muestras a la vez en el porta muestras, las superficies de todas ellas deben quedar en un mismo nivel o plano. Para eliminar material con rapidez, se utilizan partículas fijas de abrasivo de un grano relativamente grueso y se va disminuyendo el tamaño de grano (nº de papel de lija) hasta llegar al papel de menor tamaño de grano.

El siguiente paso sería el desbaste fino que permite conseguir una superficie plana libre de ralladuras. Para materiales duros (> 150 HV) deben emplearse las superficies de tipo MD-Allegro que se utilizan con suspensiones de diamantes. Las superficies de dichos discos permiten que las partículas de diamante queden parcialmente incrustadas en ellas.

La firme sujeción de las partículas de diamante permite la eliminación de cantidades importantes de material, con un escaso grado de deformación. El diamante se utiliza como abrasivo para conseguir la eliminación más rápida posible del material, con unos resultados óptimos por lo que a la planitud de las muestras se refiere. No existe ningún otro abrasivo que permita conseguir unos resultados similares ya que debido a su dureza, el diamante corta extremadamente bien todos los materiales y fases.

Cabe destacar la utilización de **sílice** en las muestras de aleaciones de aluminio. Tras realizar el pulido con diamante de 1 μm , algunas de las muestras pueden quedar con un pulido espejo óptimo para su ataque y su observación al microscopio, pero otras necesitan de un último paso con sílice para conseguir este pulido espejo.

Para ello se utiliza una superficie de MD-Mol para materiales blandos y sobre esta se frota una cantidad importante de agua destilada y jabón de manos por toda la superficie del disco, esta mezcla sirve de lubricante y durante el tiempo de pulido es necesario realizar un goteo constante sobre el disco MD-Mol para que la superficie de la probeta consiga un pulido perfecto. Si la cantidad de sílice utilizada es elevada las probetas pueden deslizar sobre la superficie de pulido y aparecer rayas, con lo que el control de flujo de sílice utilizado es importante.

Tras pulir minuto y medio la superficie se lava con jabón y queda lista para su ataque y observación. El aluminio puro es muy susceptible a la deformación y por eso el esmerilado no debe realizarse con tamaños de grano grandes. Para **retirar las partículas de diamante incrustadas** se debe realizar un pulido muy cuidadoso con una suspensión de sílice coloidal.

En algunas de las muestras ha sido necesario realizar varias veces el proceso de pulido debido al desprendimiento de algún grano de los discos de pulido o la no sujeción neumática de las probetas contra la pulidora, con lo que las rayas de la superficie eran inevitables y había que volver a realizar el esmerilado fino. También después del ataque químico, ha sido necesario una combinación de ataque y pulido hasta conseguir una buena visión de la microestructura de alguna de las piezas.



Figura 27: Pulidora metalográfica.



Pulidoras metalográficas

El pulido preliminar y el final de una probeta metalográfica desbastada se realizan en uno o más discos. Tales discos son, esencialmente, platos de bronce de 20-25 mm de diámetro, cubiertos con un paño de calidad apropiada. Los discos giran, generalmente, en un plano horizontal, y es conveniente que cada disco posea su motor individual para facilitar el control y ajuste de la velocidad de rotación.

Los equipos de desbaste y pulido automáticos ahorran, sin duda alguna, mucho tiempo y trabajo del operador en las operaciones rutinarias de preparación de las probetas metalográficas. Sin embargo, muchos metalográficos manifiestan que en los equipos automáticos, contrariamente a lo que ocurre en las técnicas manuales, es difícil observar el progreso de la preparación de la probeta y, especialmente conseguir el control del grado final del pulido que es necesario en un trabajo preparatorio de alta calidad.

Abrasivos para el pulido metalográfico

Físicamente, un abrasivo metalográfico ideal debe de poseer una dureza relativamente alta; la forma externa de las partículas debe ser tal que presenten numerosas y agudas aristas y vértices cortantes; las partículas, si se rompen durante su uso, deben hacerlo en forma de que se produzcan nuevas aristas y vértices cortantes; por último, la naturaleza del abrasivo debe de ser adecuada para permitir una buena clasificación de las partículas por tamaños mediante levigación, después de que se haya realizado una buena pulverización.

Polvo de diamante: El abrasivo que más se aproxima al ideal es el polvo de diamante no adulterado y bien clasificado. Se ha empleado mucho en el pasado para preparar probetas de aleaciones muy duras, tales como carburos sinterizados de volframio o boro y recientemente se ha extendido su uso, con gran éxito, para el pulido de las aleaciones y metales más comunes.



Figura 28: Sprays de diamante.

Alúndum: Para el pulido intermedio o preliminar de las probetas metalográficas, en aquellos casos en que tal operación se realiza, se emplea como abrasivo el alúndum (óxido de aluminio fundido) y, a veces, carborundo (carburo de silicio) o carburo de boro, todos en un grado de finura de 500 a 600 mallas. Se emplean en forma de suspensión acuosa, que se añade al paño que recubre al disco de la pulidora.

Oxido de magnesio: Es el abrasivo que suele recomendarse para el pulido final de los metales blandos, tales como el aluminio, magnesio y otros, o para sustituir a la alúmina en el pulido de las fundiciones y otros materiales relativamente duros.

La técnica adecuada para el empleo del óxido de magnesio en el pulido final consiste en poner una pequeña cantidad de polvo fresco y seco sobre el paño de pulir colocado en el disco de la pulidora, añadir agua destilada en cantidad suficiente para formar una pasta clara, y luego trabajar esta pasta con la yema de los dedos, extendiéndola y embebiéndola en las fibras del paño. Después de esta carga, y durante el pulido posterior, se mantiene húmedo el paño por adición de agua destilada.

Alúmina: La alúmina (óxido de aluminio) es, probablemente, el abrasivo más satisfactorio y universal desde el punto de vista metalográfico. El comercio lo proporciona en forma de pastas o suspensiones acuosas.

La alúmina existe en tres formas cristalográficas distintas: alfa, beta y gamma. De ellas, la alfa y la gamma son las más empleadas como abrasivos. Algunos tipos de polvo seco de alúmina, aunque se adquieren como levigados, es preciso volver a levigarlos para obtener la debida finura y uniformidad de las partículas. La levigación consiste, sencillamente, en suspender una cantidad pequeña de alúmina en agua limpia, empleando un vaso alto adecuado. Después de agitar bien se deja sedimentar de 1-10 minutos, con lo que se separan las partículas gruesas, luego se elimina el líquido que sobrenada, que constituye una suspensión del abrasivo fino. El sedimento se puede volver a levigar, para obtener suspensiones de alúmina ligeramente más gruesas, o se desprecia.

Una alúmina ideal para el pulido metalográfico se puede preparar de la siguiente manera: se parte de hidróxido de aluminio, que se convierte en alúmina calentando, durante 2 horas y a una temperatura de 925-1.100 °C, una capa de polvo de unos 50mm de altura y no apisonada, sino suelta. Después se deja enfriar hasta la temperatura ordinaria, y el polvo obtenido se leviga en porciones de 100-150g, que se suspenden en 1000cc de agua, preferiblemente destilada. El tiempo de levigación necesario para obtener una suspensión muy fina es de unos 10 min.; este tiempo puede incrementarse a 15 o 20 min. Si se desea una suspensión de partículas excepcionalmente finas, tales como las requeridas para el pulido de metales blandos como el aluminio, plomo, estaño, etc.

Otros abrasivos: Además de los abrasivos citados anteriormente, también el óxido de cromo y el óxido de hierro (rojo de joyeros) se han empleado con éxito en el pulido metalográfico. El rojo de joyeros, sin embargo, tiene propensión a hacer fluir el metal superficial, y aunque proporciona una superficie extraordinariamente pulimentada, tal superficie no es la necesaria y característica del pulido metalográfico.

Paños para pulir

En general, la textura superficial de los paños de pulir varía desde la correspondiente a los que no tienen pelo, como la seda natural y el tejido empleado para cubrir las alas de aeroplanos, hasta aquellos con pelo relativamente largo, como el terciopelo y la pana, que son de aplicación muy general. En el caso intermedio se encuentran los paños de mesa de billar, los paños de lana de distintas finuras y las lonas de diferentes pesos.

Los paños de pulir de mejor calidad no suelen requerir un tratamiento preliminar antes de su empleo. Sin embargo, los materiales más baratos deben hervirse en agua, para ablandar las fibras duras existentes, y lavarse con tintura de jabón verde, para eliminar las materias extrañas que pudiera contener.



Figura 29: Diferentes paños de pulido.

Cuando un paño no va a utilizarse durante algún tiempo, se le quita del disco de la pulidora, se le enjabona y se le lava cuidadosamente con agua corriente. Después se le puede secar o, mejor, se le guarda sumergido en agua en un vaso. El lavado elimina prácticamente todos los detritos adheridos al paño, y el guardarlo en húmedo evita que los residuos de abrasivo que pudieran quedar formen tortas sobre él.

MD-Allegro es un disco de composite para esmerilado fino. Se utiliza para los materiales en un rango de dureza de HV> 150 en una sola etapa. Es necesario añadir suspensión o spray de diamante como abrasivo y un lubricante determinado.

MD-Mol Se trata de un paño de pulido de tafetán tejido 100% lana para el pulido de metales ferrosos y no ferrosos y polímeros.

Defectos de preparación:

Durante el proceso de pulido pueden aparecer diferentes tipos de defectos debidos a diferentes factores, los más importantes son:

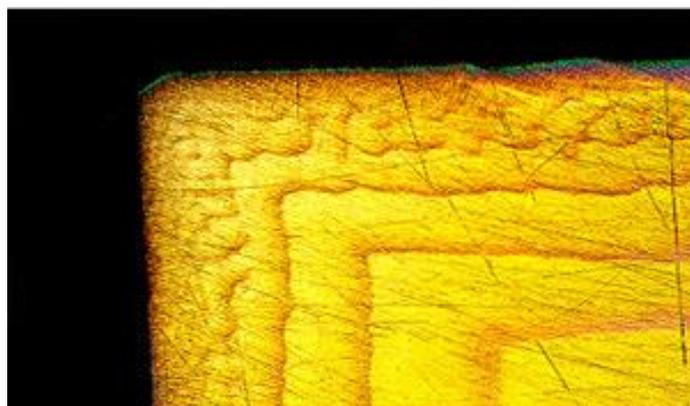
1. **Rayas:** son surcos producidos por las puntas de los abrasivos.



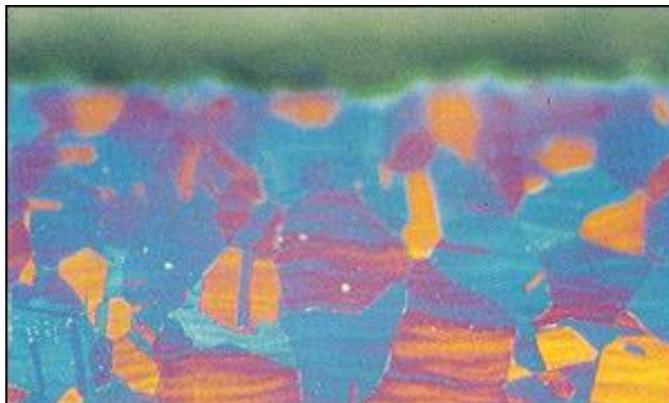
2. **Deformación plástica:** puede provocar defectos superficiales después del esmerilado o el pulido. Se revela después del ataque.



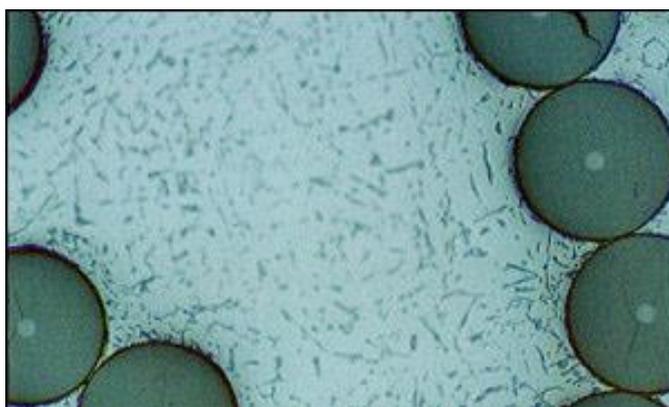
3. **Aplastamiento:** es la deformación plástica de grandes zonas de la muestra. Se pueden producir por una elección incorrecta del abrasivo, lubricante o paño.



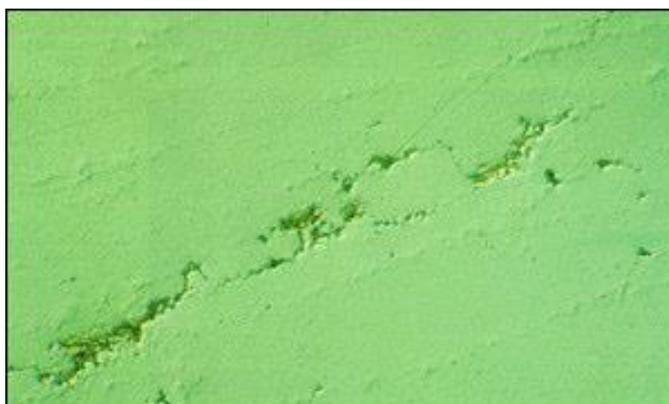
4. **Redondeo de bordes:** se debe a la utilización de una superficie de pulido muy elástica. Provoca una eliminación del material tanto en la superficie como en los bordes.



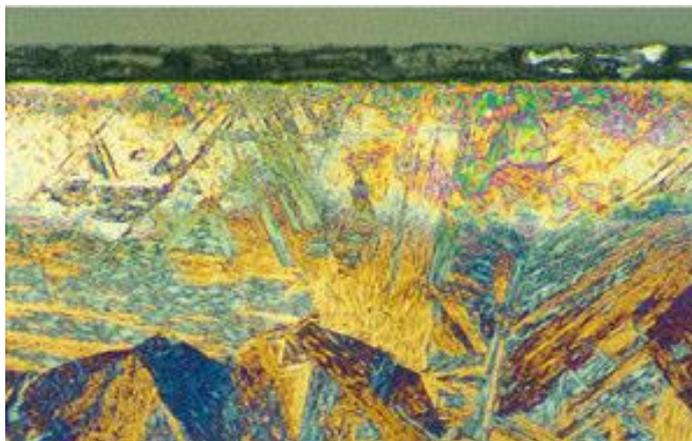
5. **Relieve:** cuando se pule un material con varias fases se puede dar lugar este fenómeno debido a la diferente dureza o resistencia al desgaste de c/u. Aparece durante el pulido. Hay que tener en cuenta para evitarlo el tiempo adecuado de pulido y el tipo de paño.



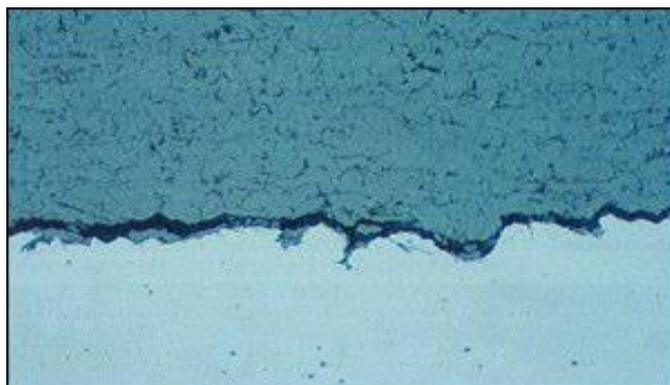
6. **Arranques:** son cavidades que quedan después del pulido debido a la pérdida de material durante la abrasión. Aparecen en materiales duros y quebradizos o que tengan inclusiones. Son debidas a un exceso de fuerza o mal a selección del paño (pelo largo).



7. **Separaciones:** son espacios que aparecen entre las resinas y el material después de ser empastilladas. Puede ser debida a una mala elección de la resina, que la pieza tenga impurezas, contaminantes o mala elección de los parámetros de inclusión.



8. **Grietas:** Se producen por excesiva energía entregada en el proceso de preparación mayor a la que puede soportar. Se dan en materiales frágiles o con varias fases o estructura en capas. Se pueden provocar en el corte o en la etapa de inclusión.



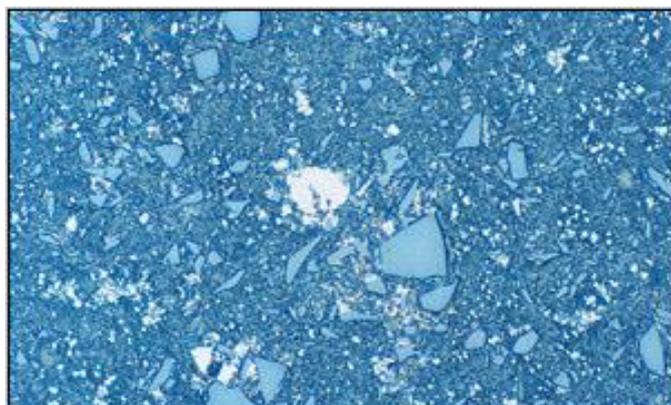
9. **Falsa porosidad:** los materiales blandos que tienen poros se pueden llenar con material por aplastamiento, apreciándose un número menor de poros que los reales. Caso contrario a los materiales frágiles.



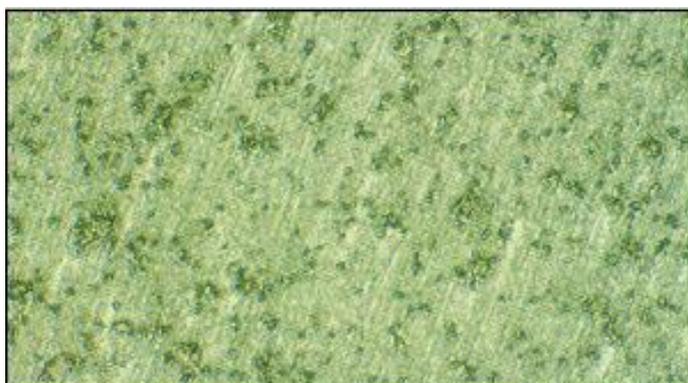
10. **Colas de cometa:** aparecen junto con las inclusiones o los poros cuando el movimiento relativo de la muestra y el disco es unidireccional. Se evita realizando movimientos en todas las direcciones de pulido.



11. **Contaminación:** material distinto al de la muestra que se deposita en las etapas de esmerilado o pulido. Pueden estar presentes en los discos, papeles o paños. Por eso es de suma importancia el lavado previo.



12. **Abrasivo incrustado:** son partículas de abrasivos sueltas incrustadas por presión en la muestra. Se producen por una mala combinación en la selección del tamaño de abrasivo, paño y lubricante.



13. **Huellas de lapeado:** son indentaciones producidas por las partículas del abrasivo. No forman una línea continua sino una línea entrecortada. La partícula salta sobre la superficie dejando ese aspecto. Se pueden producir por mala selección de fuerza y superficie de disco o paño.



3.1.4 Revelado de la microestructura (ataque químico y electroquímico)

Todo el material distorsionado resultante de los varios pasos de la preparación debe ser completamente removido de la superficie antes de observar la muestra bajo el microscopio. El ataque se realiza sumergiendo la muestra metálica pulida en una solución ácida o básica débil que ataca a la superficie a una velocidad que varía con la orientación cristalina de la misma. Como los cristales de un metal tienen usualmente distintas orientaciones, los cristales adyacentes se disuelven por la solución de ataque a diferentes profundidades, produciendo el efecto de altiplano.

Después del ataque las interacciones de los límites de grano atacados en la superficie, quedan marcados por una red de escarpaduras poco profundas. Estas superficies casi verticales no reflejan la luz en las lentes objetivos de un microscopio en la misma forma que las superficies horizontales y formas de los cristales que quedan entre ellos, y como resultado, se observará la posición de los límites de los cristales. Para la determinación del reactivo se tiene en consideración al material, sus características y el objetivo buscado por el ataque. Existen las NORMAS ASTM E 304 (macroataque) y E 407 (microataque).

Si el ataque del material con el agente químico utilizado es el adecuado podremos visualizar las características microestructurales de la muestra. Este es el paso de mayor importancia en metalografía ya que si el agente utilizado no es el indicado, no se podrán observar las características deseadas.

En cuanto a la producción de la **distorsión mecánica**, esta distorsión es la consecuencia natural del desbaste y el pulido, y es inevitable, en mayor grado o en menor grado, por mucho cuidado que se ponga en las operaciones. El contacto íntimo entre las superficies de la probeta y las partículas finamente divididas del abrasivo, empleadas en las operaciones de desbaste y pulido, y los esfuerzos mecánicos y efectos térmicos inducidos, son los suficientemente grandes para hacer fluir el metal más superficial.

La mayoría de los estudios realizados mediante difracción electrónica sobre las superficies metalográficas demuestra que esta fluencia destruye completamente el estado cristalino superficial, como consecuencia de la alteración de la periodicidad atómica de la red. Esta superficie, completamente perturbada, cuya profundidad es del orden de algunas distancias interatómicas, posee una energía libre más elevada que el metal solo plásticamente deformado que queda bajo ella y, por esta razón, se elimina fácil y efectivamente por disolución química durante el ataque. Por ello, el aspecto de la estructura metalográfica, observada después del ataque, no está influenciado por la presencia de esta superficie totalmente desorganizada.

La cantidad de metal distorsionado producido por el desbaste y el pulido depende de varias circunstancias, de las más importantes son: la composición química y estructural de la probeta, los métodos empleados para el desbaste y el pulido, el cuidado puesto en la preparación y la naturaleza de los abrasivos empleados en el pulido.

Los **ataques químicos** utilizados para mostrar las fases de los **aceros** han sido dos:

1. Solución de ácido nítrico al 5 %, 95 % etanol (**nital**).
2. Solución de ácido pícrico al 5 %, 95 % etanol (**picral**).

El método utilizado es el ataque químico por inmersión, cada una de las muestras se sumergen durante varios segundos, se pasan por abundante agua caliente, se limpian con un algodón mojado impregnado en jabón, se vuelven a lavar esta vez con etanol y se secan con la ayuda de un secador, finalmente se observa la superficie para ver si el ataque químico ha sido suficiente para observar la microestructura requerida, si no es así se vuelve a sumergir la muestra durante unos segundos más y se repiten los pasos hasta obtener un ataque químico adecuado y una superficie mostrando todas las fases presentes.



Figura 30: Ataque químico por inmersión.

Cabe destacar que es conveniente realizar la sumersión durante pocos segundos e ir comprobando si el ataque ha sido efectivo, ya que si la reacción ha sido excesiva la superficie necesitara de un nuevo pulido final y ataque, ya que esta estará parcialmente quemada.

Los **ataque químicos** utilizados para mostrar las fases de los **aluminios** son:

1. Solución de ácido fluorhídrico al 1 %.
2. Solución de ácido fluorhídrico al 10 %.
3. Solución de ácido fosfórico al 9 %.
4. Reactivo de Vilella (15 ml ácido nítrico, 30 ml ácido hidroclicórico, 45ml de glicerol).
5. Solución de ácido sulfúrico al 10%.
6. Reactivo Barker (25 ml HBF_4 y 1000 ml H_2O destilada).

Los reactivos utilizados para el ataque de las aleaciones de aluminio son varios. Algunas de las muestras tras el esmerilado fino no necesitaban de un ataque ya que mostraban su microestructura con todo su esplendor, pero el resto si lo necesitaban para Mostar las fases o intermetálicos presentes en estas diferentes aleaciones.



Figura 31: Reactivos para ataque químico.

Todas las muestras utilizadas con ataque químico, se han realizado por inmersión, siendo los pasos necesarios los descritos anteriormente en los aceros.

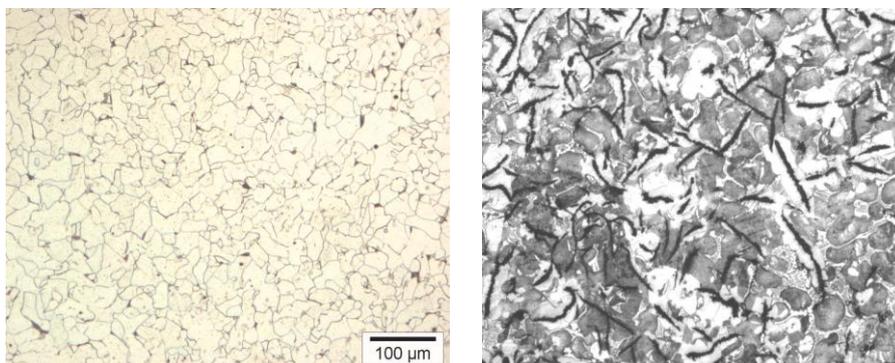


Figura 32: Microfotografías después del ataque químico.

Cabe destacar el reactivo Barker (25 ml HBF_4 y 1000 ml H_2O destilada) con el cual se ha realizado un **ataque electroquímico**.

Para su utilización ha sido necesario taladrar las muestras por la parte inferior de las pastillas de resina con la broca del 8 mm, hasta llegar a la parte inferior de los trozos de aluminio encapsulados. Una vez realizado esto, se conecta el cátodo a la parte inferior de la muestra, enroscando el cátodo en el hueco realizado por la broca, hasta que entre en contacto con la superficie del metal encapsulado y el cátodo se conecta a un trozo de acero inoxidable que se sumerge en el reactivo, al igual que la muestra.

Una vez ambas partes conectadas se realiza el ataque electroquímico durante 3 minutos con un voltaje de 25 V, los mA suben y se mantienen estables durante el proceso. Una vez concluido se limpia la superficie con agua abundante y jabón y se observa la microestructura.

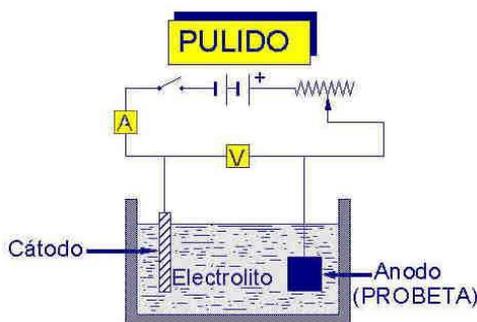


Figura 33: Esquema de ataque electroquímico.

El reactivo de Barker es adecuado para el estudio del tamaño de grano ya que se obtiene un mejor contraste que con el ataque químico. También según el tipo de aleación muestra la microestructura que no se revelaba con el ataque químico de otros reactivos.

Las diferentes fases en las aleaciones fundidas pueden ser identificadas tanto por su color característico como por ataque con disoluciones específicas que atacan preferentemente ciertas fases.

Los reactivos más utilizados de ataque micrográfico se muestran en la siguiente tabla:

Aleación	Reactivo	Condiciones	Características
ACEROS	100 ml alcohol etílico 96% 1-10 ml ácido nítrico (NITAL)	Segundos a minutos	Utilizable para aceros al carbono, aceros aleados y fundición gris. Las segregaciones pueden producir un ataque irregular.
	100 ml alcohol etílico 96% 2-4g ácido pícrico (PICRAL)	Segundos a minutos (precaución)	Reactivo para todo tipo de aceros, con o sin tratamiento térmico.
	100 ml alcohol etílico 96% 2-4 g ácido clorhídrico	5-10 minutos	Distinguir entre martensita cúbica y tetragonal. Aceros al Ni.
	45 ml glicerol 15ml ácido nítrico 30 ml ácido clorhídrico (VILELLA)	Segundos a minutos (precaución)	Aceros inoxidable con alto contenido en Cr. Aceros moldeados al Cr-Ni.
COBRE	100-200 ml alcohol etílico 20-50 ml ácido clorhídrico 5-10 g cloruro férrico	Segundos a minutos	Cobre y todos los tipos de cuproaleantes. Contrasta el grano.
	80 ml agua destilada 5ml ácido sulfúrico 10g dicromato potásico	3-30 segundos. Inmediatamente antes de su uso añadir dos gotas de ácido clorhídrico	Cobre y todos los tipos de cuproaleantes. Se puede usar después del reactivo anterior
ALUMINIO	190 ml agua destilada 5-10 ml ácido nítrico 3-6 ml ácido clorhídrico 2-4 ml ácido fluorhídrico	10 a 30 segundos. Usar recién hecho	Para la mayoría de las aleaciones de aluminio. Excepto las que tengan alto contenido en silicio.
	100 ml agua destilada 1-2g de hidróxido sódico	5-10 segundos a 50 °C.	Cobre y todos los tipos de cuproaleantes. Se puede usar después del reactivo anterior
ZINC	100 ml agua destilada 20 ml óxido de cromo 1.5g sulfato sódico	2-3 minutos	Uso general en aleaciones de zinc.
NIQUEL	20-100 ml agua destilada 2-25 ml ácido clorhídrico 5-8g cloruro férrico	5-6 segundos	Aleaciones Ni-Fe, Ni-Cu y Ni-Ag.
CADMIO	98 ml alcohol etílico 2 ml ácido nítrico	Segundos a minutos	Uso general de aleaciones de cadmio.
MAGNESIO	100 ml alcohol etílico 96% 1-8 ml ácido nítrico	Segundos a minutos	Uso general en aleaciones de magnesio.

Tabla 3: Reactivos más utilizados para el ataque micrográfico.

Pasos generales de los métodos de ataque y tiempo de ataque

La consideración preliminar más importante es la elección acertada del reactivo adecuado, de entre los más recomendados para una aleación o metal dados. Hacer una selección requiere de juzgar y conocer el comportamiento de los distintos reactivos, cuando se emplean en las condiciones recomendadas.

Cada reactivo ha de emplearse para el uso específico al que está destinado y exactamente de acuerdo a las instrucciones adecuadas para su empleo. Los reactivos de ataque aplican, en general, por inmersión de la probeta en el reactivo o poniendo en contacto con la superficie de la misma un algodón impregnado. Es preciso que la superficie de la probeta este limpia, para asegurarse de que el reactivo la mojara regular y uniformemente.

Para ello se la lava primero a fondo con agua corriente caliente, se frota luego, con cuidado, utilizando un algodón húmedo, se vuelve a lavar con alcohol etílico y finalmente se seca al chorro de aire caliente.

Cuando se realiza el ataque por inmersión, se suspende la probeta, con su superficie pulida hacia abajo, dentro del reactivo, sujetándola con los dedos o con unas pinzas. Par desalojar burbujas de aire retenidas en la superficie y asegurar que bajo esa superficie siempre existe reactivo no gastado, se agita moderadamente la probeta, teniendo cuidado de que la superficie pulida no se raye.

Inmediatamente después de la inmersión, se puede observar que la superficie pulida se pone más o menos mate. Esto indica que el ataque progresa y, con alguna práctica, la observación del aspecto que va tomando dicha superficie indica cuando debe suspenderse la operación.

Cuando el tiempo transcurrido en el ataque se considera suficiente, se retira la probeta del reactivo, y rápidamente se le introduce en un chorro de agua caliente. De esta manera se detiene inmediatamente la acción del reactivo y se elimina toda traza del mismo en la superficie de la probeta.

Seguidamente se lava con alcohol etílico, para quitar las gotitas de agua y, después, se seca en un chorro de aire caliente, quedando lista para su examen microscópico. Puede ser necesario volver a atacar si las imágenes no son nítidas.

El tiempo de ataque es factor que sigue directamente importancia a la elección adecuada del reactivo. El aspecto visual de una estructura atacada o la calidad de una fotomicrografía de ella, dependen en gran manera de la precisión con los detalles más delicados hayan sido puestos de manifiesto por el ataque, y ello a su vez depende fundamentalmente del tiempo de ataque.

Según el metal atacado y el reactivo empleado, los tiempos de ataque pueden oscilar entre pocos segundos y 30 o más minutos.

Muchos reactivos tienen una composición que asegura baja actividad y largos tiempos de ataque, con el fin de que se pueden controlar bien esos tiempos. El sobre ataque es tan inadecuado como el ataque escaso, el sobre ataque puede ocultar muchos detalles finos y ensanchar los límites de grano logrando una imagen no verdadera. Cuando la probeta esta sobre atacada siempre es necesario volver a pulirla sobre el disco final y, luego, volver a repetir el ataque durante un tiempo más corto.

4. ANÁLISIS DE IMAGEN

4.1 Fundamento

Los ensayos metalográficos, nos permiten conocer los microconstituyentes y las propiedades químicas de los materiales estudiados, realizando ensayos macrográficos y micrográficos para determinar la macro y microestructura del material y así poder evaluar como por ejemplo el tamaño de grano, forma y distribución de las fases que comprenden la aleación y de las inclusiones no metálicas, así como la presencia de segregaciones y otras irregularidades que profundamente pueden modificar las propiedades mecánicas y el comportamiento general de un metal así como información sobre grietas, fracturas, corrosiones, calidad de elaboración del material, del proceso soldadura, del tratamiento térmico o superficial aplicado.

En nuestro caso analizaremos las microestructuras observables, corrigiendo algunos de los fallos realizados en las fichas de las colecciones de acero y aluminio y complementaremos la información con imágenes a color más detalladas y que den una información más visible y ordenada de cada tipo de aleación presente en estas colecciones

Vamos a utilizar dicho microscopio conectado a un ordenador para poder extraer y manipular las imágenes obtenidas. La siguiente imagen muestra el equipo utilizado.



Figura 34: Microscopio Olympus BX60M.

4.2 Identificación de las fases

La identificación y cuantificación de la fase sigma se ha llevado a cabo mediante microscopía óptica. El análisis de fases se ha realizado en las micrografías de las diferentes muestras utilizando el programa informático analySIS Inclusion Inspector de la empresa Olympus.

Para medir el porcentaje de fases se procede capturando una imagen adquirida desde el microscopio con la cámara ColorView I, cuyo software de control está integrado en el programa. Posteriormente, la imagen se transforma a 8 bits para poder observarla en blanco y negro y aumentar su contraste.

A cada fase (ferrita, perlita, cementita, etc...) se le asigna un color y el programa es quien cuantifica directamente el porcentaje que existe de cada una de ellas.

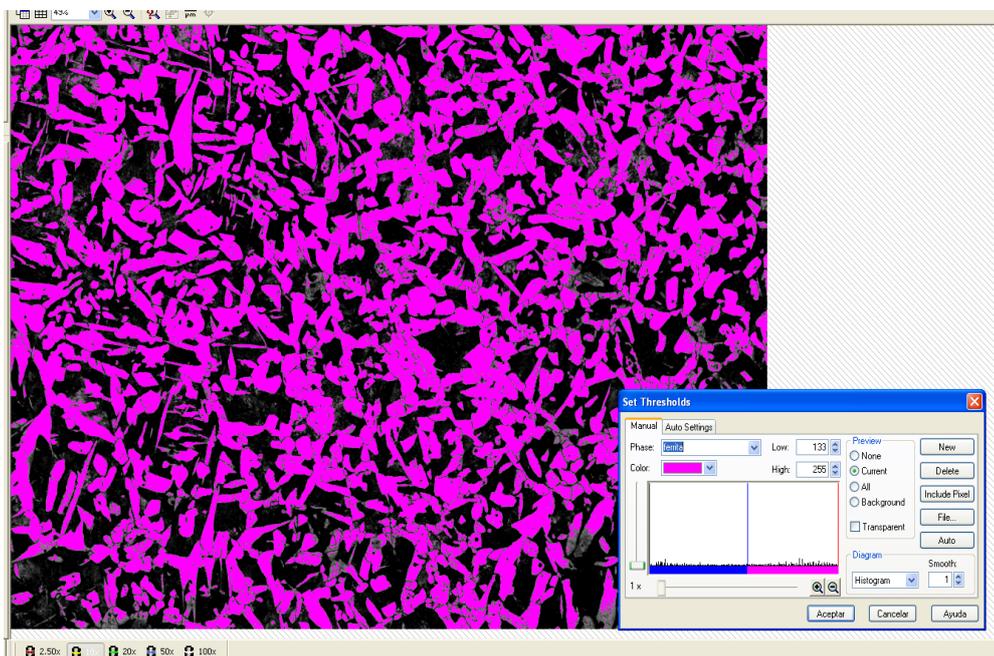


Figura 35: Ferrita coloreada de rosa de un acero al carbono.

Perlita: 0 - 142	Area	ferrita: 143 - 255	Area
μm^2	%	μm^2	%
842069,50	55,07	686935,17	44,93

Figura 36: Porcentaje de fases realizado por el programa análisis de imagen.

4.3 Tamaño de grano

El tamaño de grano tiene un notable efecto en las propiedades mecánicas del metal. La temperatura, los elementos aleantes y el tiempo de impregnación térmica afectan al tamaño del grano.

Se ha realizado la medición del tamaño de grano de algunas muestras de aluminio para observar su variación en función del tiempo de aplicación del tratamiento térmico y obtener más información sobre las muestras. Esta medición también se ha realizado mediante las micrografías tomadas con el microscopio gracias al programa de análisis de imagen analySIS.

Dicho programa dispone de una aplicación para la estimación del tamaño de grano que se basa en el “Método del segmento interceptado” descrito en la norma UNE-EN ISO 643:2004 [1] “Acero. Determinación micrográfica del tamaño de grano aparente”.

Se procede de la misma manera utilizada en la identificación de la fase sigma: La imagen adquirida mediante la cámara acoplada al microscopio se transforma a 8 bits para poder observarla en blanco y negro y aumentar su contraste.

El programa dispone de una tabla en la que poder modificar el campo correlación según el límite de grano sea claro u oscuro (ejemplo: borde de grano oscuro -> correlación = 95%) y así, poder identificar los límites de grano.

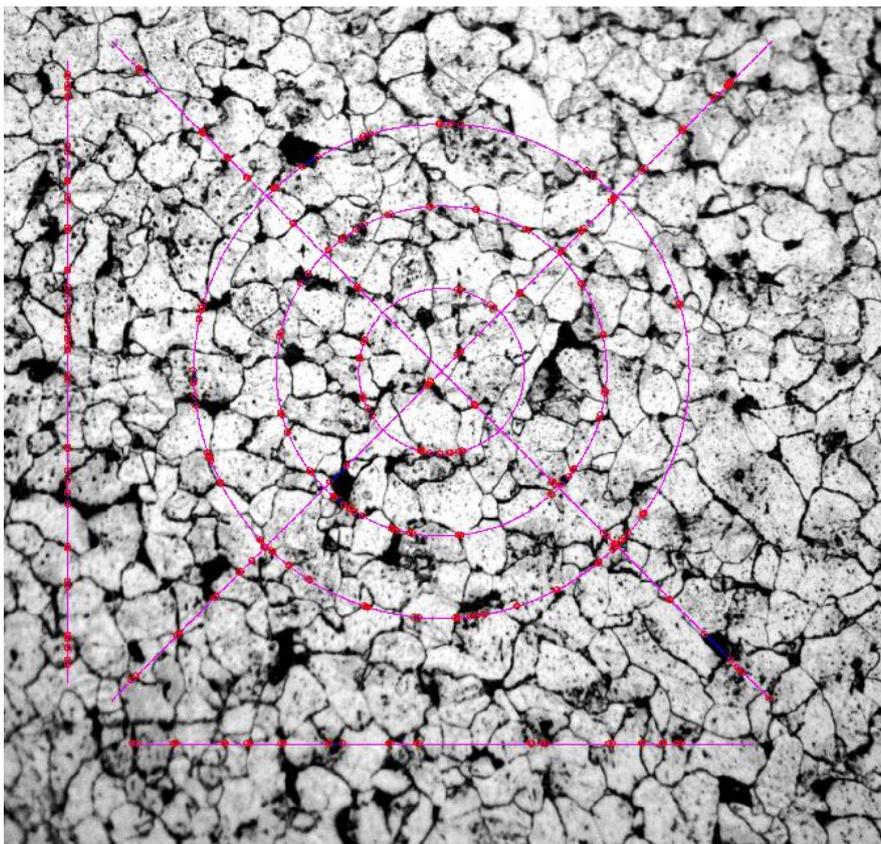


Figura 37: Retícula de medida recomendada para el método del segmento interceptado.

La figura muestra el modelo de retícula de medida que utiliza el programa para medir el tamaño del grano según este método. Una retícula de medida circular promedia variaciones de forma de los granos equiaxiales y evita el problema de líneas que acaban en los granos. La figura anterior también muestra cuatro líneas rectas: dos orientadas diagonalmente, una vertical y otra horizontal. Las líneas rectas también promedian variaciones de forma de los granos equiaxiales. El programa también permite cambiar el tamaño de la retícula para poder ajustarla según los aumentos que se utilicen en la toma de la micrografía.

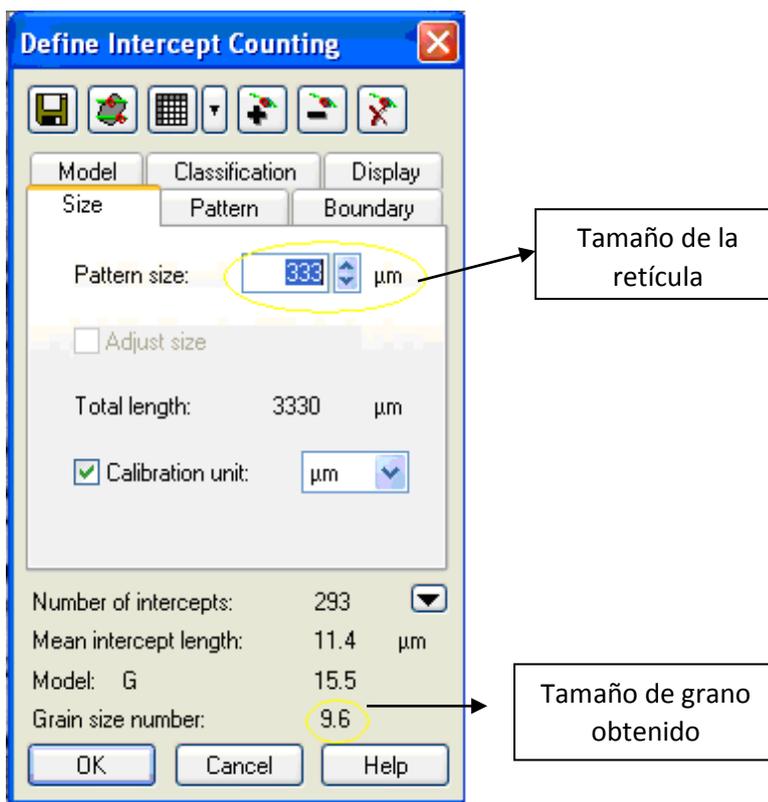


Figura 38: Ventana de selección del tamaño de retícula y tamaño de grano obtenido.

El icono  que se ve en la figura permite eliminar los puntos de intersección excedentes identificados directamente por el programa y excluirlos de los resultados del cálculo. Se repite este procedimiento hasta que sólo los puntos de intersección que han sido correctamente detectados permanecen. Esto permite que el procedimiento gane en exactitud.

Según la norma para la determinación del tamaño de grano, al menos deben evaluarse cinco campos seleccionados al azar, con un número total de al menos 250 intercepciones.

El programa ofrece el llamado G-valor, que se define como el tamaño de grano característico de la norma ASTM. G se adquiere a partir del número de puntos de intersección y de la longitud media de interceptar.

Otro método para la determinación del tamaño de grano recogido en la norma UNE-EN ISO 643:2004 [1] es el llamado “Método Planimétrico”.

Una medición planimétrica ofrece como resultado el número de granos que son completamente contenidos en la región de medida (verde) y el número de granos que se cortan por el borde de la región (roja). Véase **figura 39**.

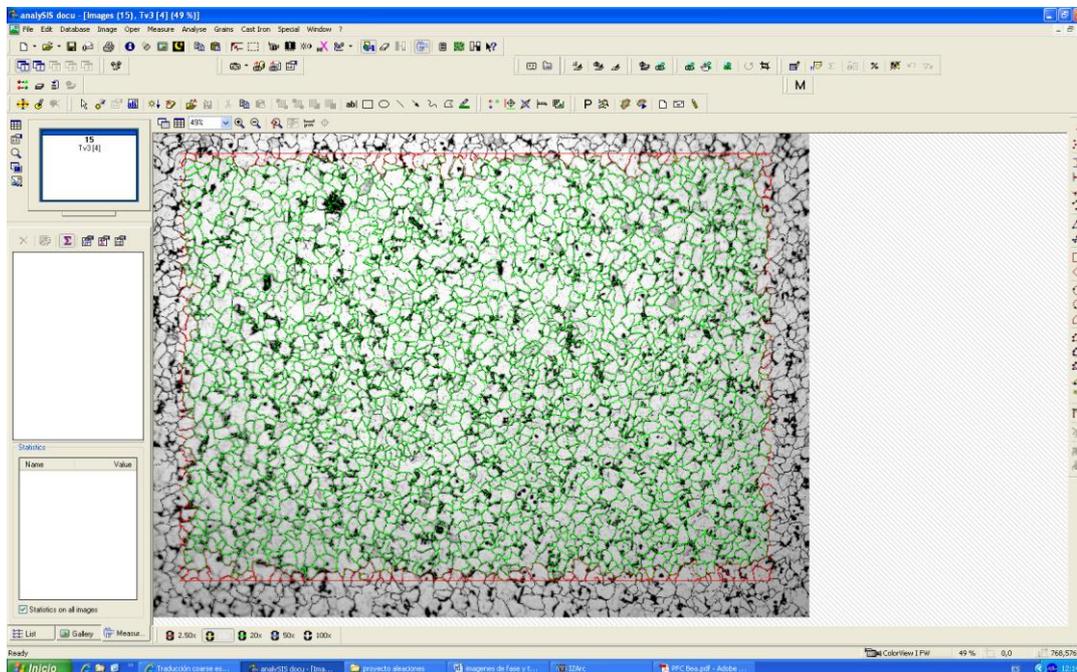


Figura 39: Región de medida en Método Planimétrico.

En el procedimiento se utiliza el algoritmo que se basa en el método de Jeffries por el cual se determina la cantidad de granos NA dentro de la región seleccionada. El número de granos se determina por los granos que están completamente localizados en la región de medida (contados como un grano) y granos que son cortados por el borde de la región de medida (contados como mitad de un grano). El número total de granos como resultado de la medición se da a través de la relación:

$$NA = f (n1 + n2/2) \text{ con } f = M2/5000$$

M: Aumentos.

n1: número de granos localizados completamente dentro de la región de medición.

n2: número de granos cortados por la región de medida.

NA: número de granos total en la región de medida.

El tamaño de grano G se calcula a partir de:

$$G = (\log NA / \log 2) - 2,95$$

El programa AnalySIS permite utilizar un Filtro separador que prepara la imagen para que los límites de grano sean detectados automáticamente durante la medición.

Con el control deslizante se permite aumentar el valor Fino/Gruoso en intervalos. Cuanto mayor sea el valor, los límites de grano se detectan en menor medida.

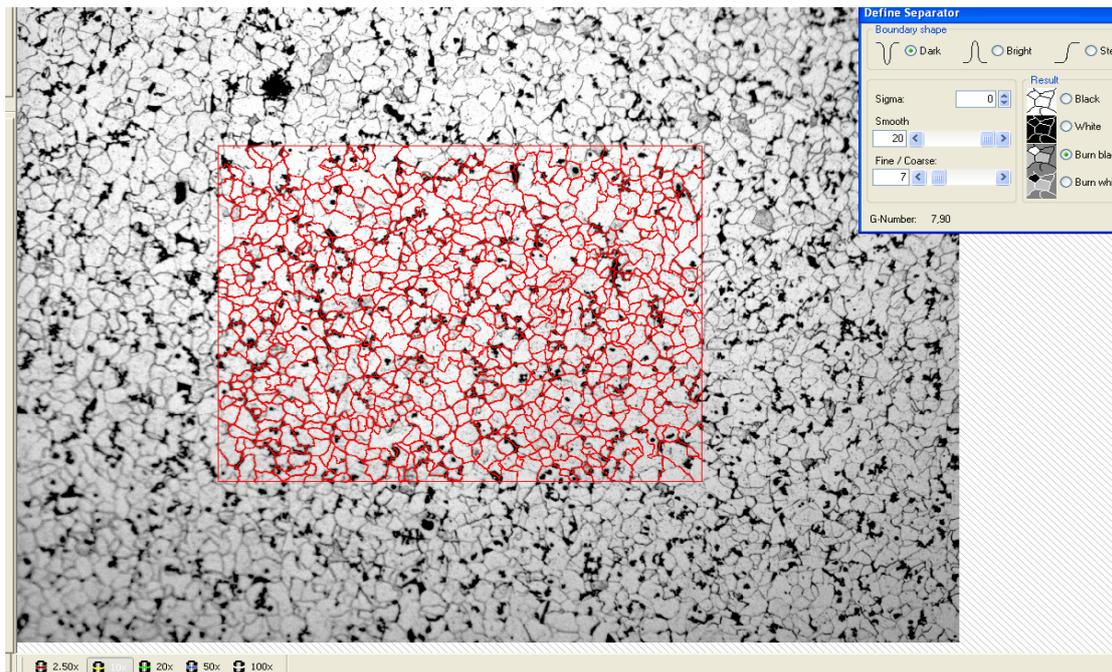


Figura 40: Preparación de la imagen para detección de los límites de grano.

El programa finalmente obtiene una hoja titulada Planimétrico en la que se introducen los resultados de la medición, así como un Diagrama de distribución de frecuencias de los tamaños de grano que es la que nos interesa realmente.

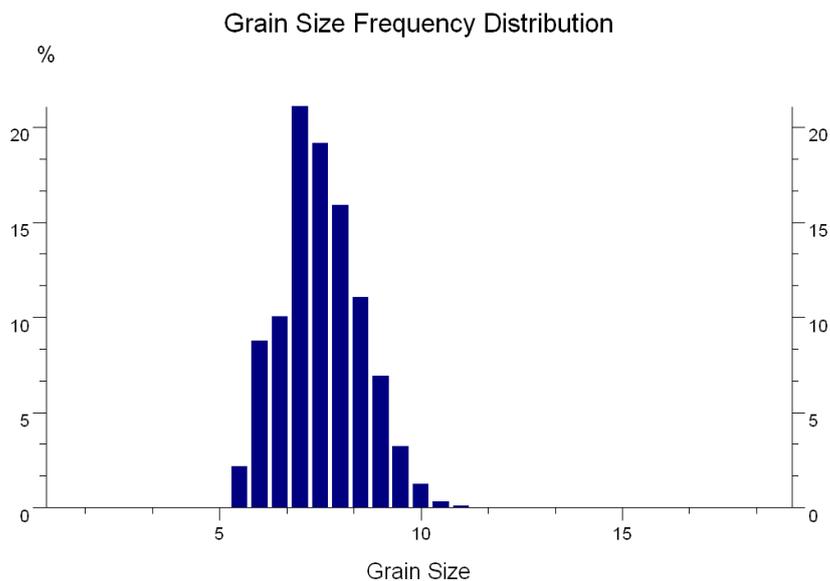


Figura 41: Diagrama de distribución.

siguiente figura:

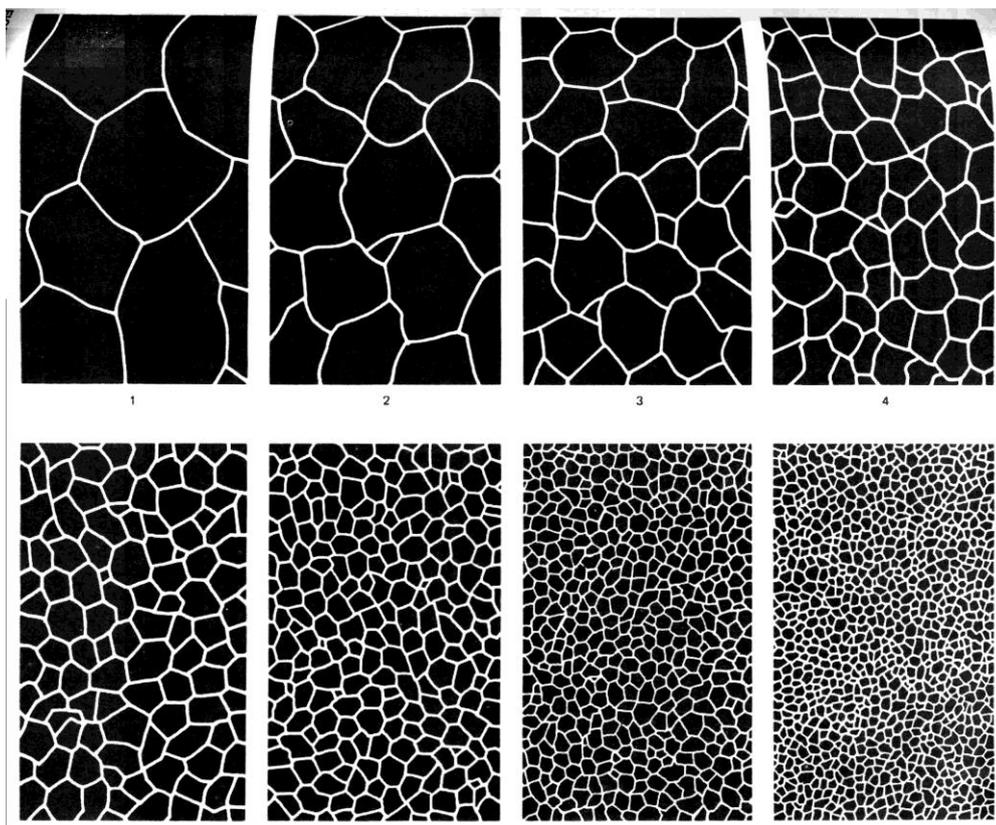


Figura 42: Tamaño de grano según norma ASTM (x100).

Donde G es el número de tamaño de grano de uno al ocho; este método se aplica a metales que han recristalizado completamente. Según el mismo criterio se considera:

- Grano grueso cuando $G < 5$
- Grano fino cuando $G > 7$

4.4 Ensayo de dureza Vickers (medida de huella)

El objetivo de este ensayo es obtener la dureza de las diferentes fases presentes en las aleaciones y obtener la dureza media global de cada muestra.

Para la realización su realización, se ha utilizado el equipo HM-200 Series Mitutoyo.

Las fuerzas de indentación aplicadas con el microdurómetro han sido:

Tipo material	Carga aplicada en (gramos fuerza)
Acero al carbono	20
Acero al carbono con temple y revenido	200
Aluminio	50

El motivo porque en algunas muestras de aceros se ha aplicado una carga inferior que en las aleaciones de aluminio, siendo su dureza mayor, es porque la superficie de las muestras para la observación al microscopio de los aceros eran muy pequeñas y se prefería realizar unos tamaños de indentación menores para no estropear la superficie de observación.

La presión sobre la superficie de la muestra se realiza con un indentador de diamante, con forma de pirámide recta de base cuadrada y con un ángulo prefijado entre las caras opuestas en el vértice.



Figura 43: Equipo de microdureza Vickers HM-200 Series Mitutoyo.

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 la pieza que sostiene el indentador coincidiendo el eje de la pirámide del mismo con el eje óptico del microscopio.

La carga se aplica durante un tiempo dado y se vuelve a sustituir el indentador por el objetivo micrométrico para poder medir las diagonales de la huella piramidal marcada sobre el metal.

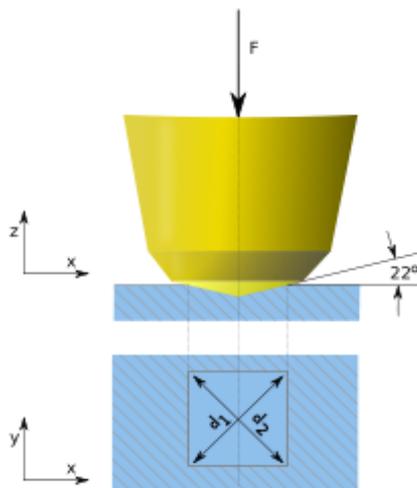


Figura 44: Esquema de una prueba Vickers.

La dureza Vickers es proporcional al cociente obtenido al dividir la fuerza de ensayo entre el área de las caras de la huella, con el mismo ángulo en el vértice del indentador. La denominación de sus símbolos se muestra en la siguiente tabla:

Símbolos	Denominación
α	Angulo entre las caras opuestas en el vértice del indentador piramidal (136°)
F	Fuerza de ensayo, en newton (N)
d	Media aritmética, en milímetros, de las longitudes de las dos diagonales d_1 y d_2
HV	$\text{Dureza Vickers} = \text{Constante} \times \frac{\text{Fuerza de ensayo}}{\text{Área de la huella}} = 0,102 \frac{2F \operatorname{sen} \frac{136^\circ}{2}}{d^2} \approx 0,1891 \frac{F}{d^2}$

NOTA: constante= 0,102 \approx 1/9,80665 siendo 9,80665 el factor de conversión de kgf a N

Tabla 4: Parámetros de indentación del ensayo Vickers.

Para el Ensayo de microdureza Vickers se han realizado 5 indentaciones por muestra en aquellas que es imposible indentar dentro de los intermetálicos presentes debido a su pequeño tamaño o dentro de las agujas de martensita u otras fases debido también a su pequeña dimensión.

En las muestras con dos fases notables se han indentado 5 veces en cada fase presente y en dos muestras de acero (descarburación y cementado) se han realizado huellas en la zonas exterior, zona de transición y zona interior para ver el efecto de estos dos procesos, siempre eliminando las de mayor y menor valor y tomando como medida HV la media de las otras tres. Para mayor precisión, la medición de las huellas se ha llevado a cabo en el microscopio óptico mediante el programa de análisis de imagen ya que éste permite realizarla a mayores aumentos.

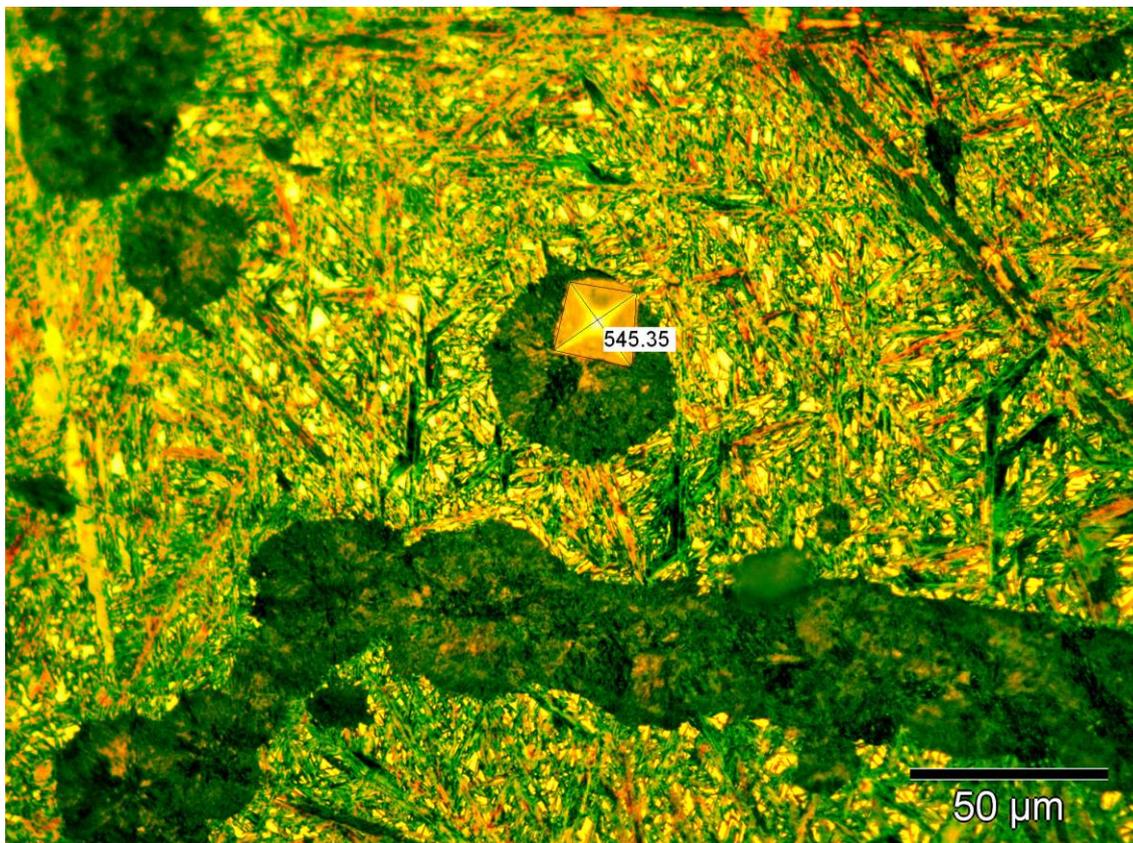


Figura 45: Huella indentada por el microdurómetro (Vickers).

Para obtener la dureza media aproximada de cada muestra se ha procedido a la medición del porcentaje de fases presentes mediante el programa análisis de imagen y una vez realizado la media de las durezas obtenidas con el microdurómetro en cada fase, se multiplica por su porcentaje de fase presente en cada aleación.

También se realiza la medición de las huellas realizadas con el microdurómetro, con el programa análisis de imagen, que debido a la posibilidad de la ampliación de la imagen, resulta más preciso la medición de la dureza de las huellas indentadas. Tras esta medición se hace una media de las durezas obtenidas en las diferentes fases y se multiplican estas por el porcentaje de fases obtenido.

Tras calcular las durezas globales con ambos métodos se hace la media de las dos para obtener la **dureza media global aproximada** de cada aleación.

Para que sea más ilustrativo se **muestra el cálculo realizado** en un acero al carbono 0,10 % C en estado de bruto de laminación.

Perlita: 0 - 76	Area	ferrita: 77 - 255	Area	Perlita: 0 - 60	Area	ferrita: 61 - 255	Area
μm^2	%	μm^2	%	μm^2	%	μm^2	%
47222,22	12,35	335028,95	87,65	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 aplica 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%).

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:

$$\% \text{ ferrita} \times 114 + \% \text{ perlita} \times 168 = \frac{87}{100} \times 114 + \frac{13}{100} \times 168 = 121,02 \text{ HV}$$

$$\% \text{ ferrita} \times 124 + \% \text{ perlita} \times 152 = \frac{87}{100} \times 124 + \frac{13}{100} \times 152 = 127,64 \text{ HV}$$

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

5. METALOGRAFÍA DE LOS ACEROS

5.1 Estructuras de equilibrio

5.1.1 Introducción

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- Fe_3C , 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- Fe_3C

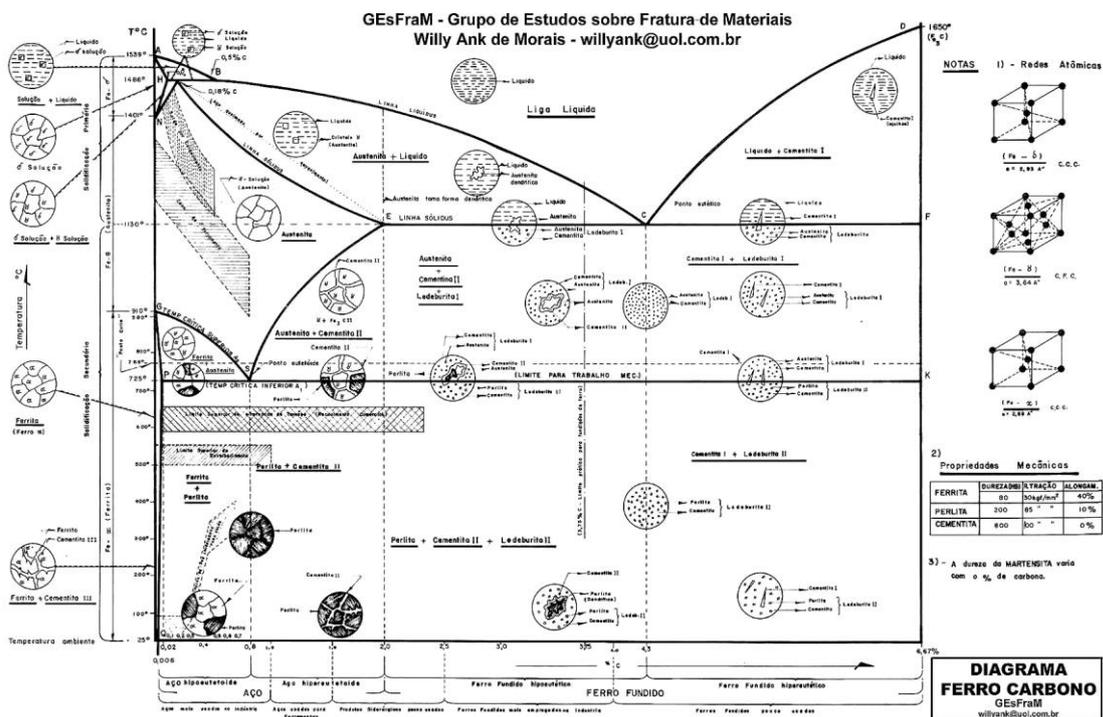


Figura 46: Diagrama equilibrio Fe- Fe_3C .

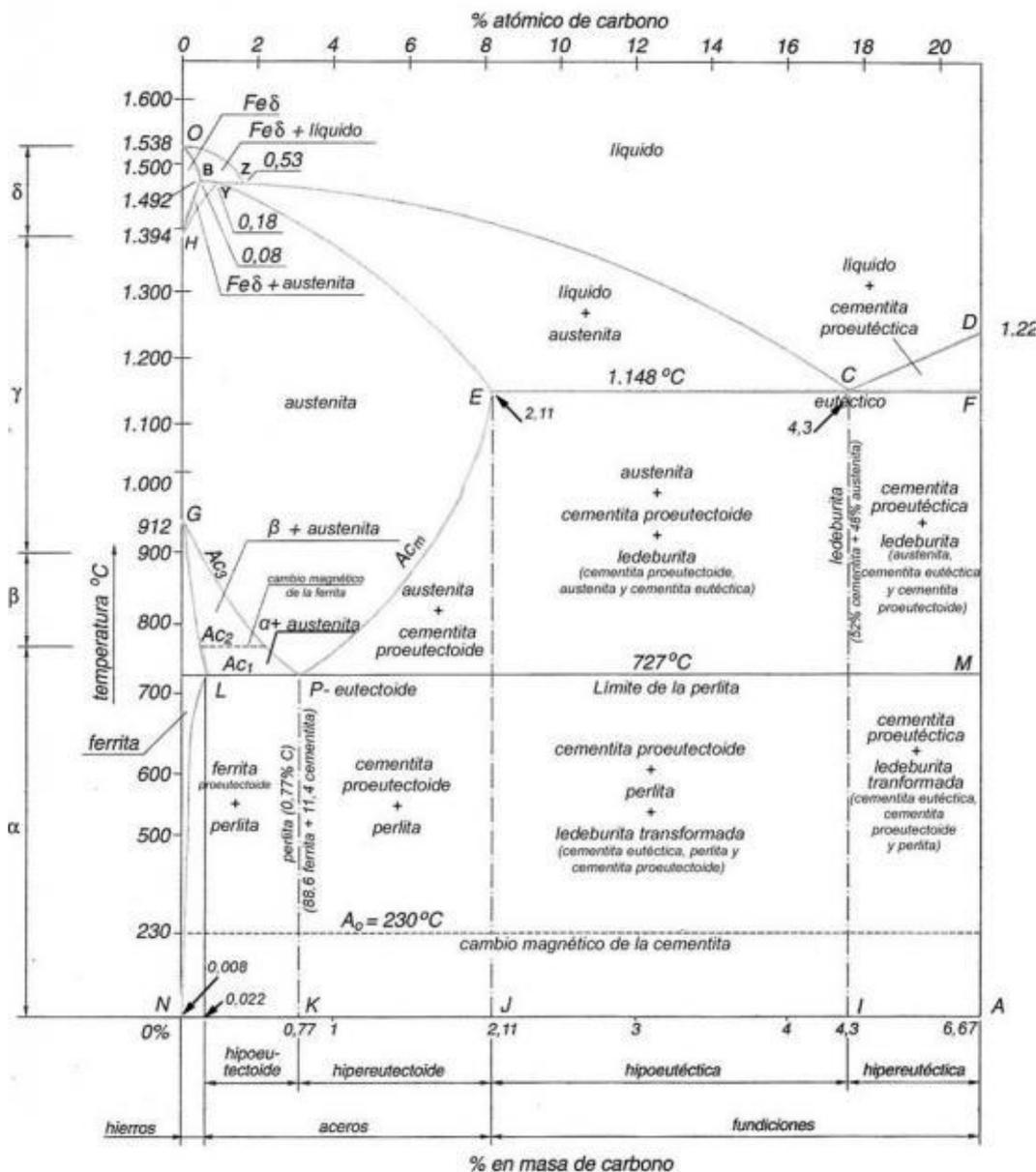


Figura 47: Diagrama equilibrio.

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 Fe₃C 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-Fe₃C 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 isoterma eutectoide son identificadas como A₃, A_{cm} y A₁. La A₃ 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 A₁ 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 elementos aleantes.

Las aleaciones de Fe-Fe₃C 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 siguiente tabla muestra la composición de algunos aceros:

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%)

Tabla 5: Designación de algunos aceros por su composición.

5.1.2 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 calentándolos 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 enfríen 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 48** se puede observar una estructura metalográfica de un acero ferrítico que contiene un contenido de carbono de 0,1% C, en el que se aprecian los granos equivalentes ferríticos y la parte negra correspondiente a la zona perlítica.

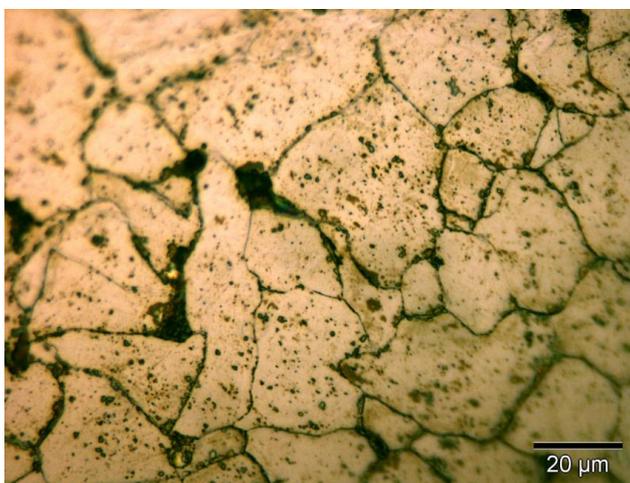


Figura 48: Acero hipoeutectoide con un contenido de carbono del 0,1%.

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 49** se puede observar un acero con un contenido en carbono de 0,45%. Los granos de perlita observados a más aumentos están compuestos por láminas alternadas de ferrita y cementita.



Figura 49: Acero hipoeutectoide de un contenido de carbono de 0,45%.

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 alotomorfa 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 0,25%. La fase verde oscura correspondería al constituyente perlítico.



Figura 50: Acero hipoeutectoide con la fase ferrítica con morfología de placas Widmanstätten.

5.1.2 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 51** se muestra un acero hipereutectoide con un 1,3% 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.

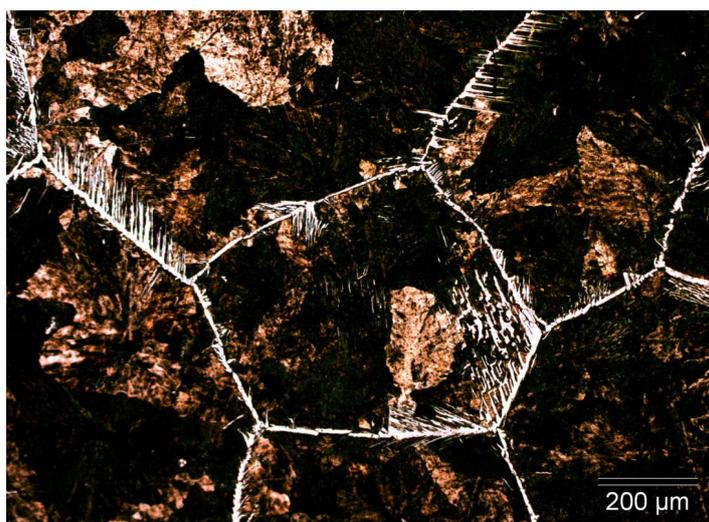


Figura 51: Acero hipereutectoide con una composición de carbono del 1,3%.

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 austenizado, 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 el 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 53**. 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.



Figura 52: Acero hipereutectoide con una composición de carbono del 1,05%.



Figura 53: Acero con un contenido en carbono de 4,3%. Estructura ledeburítica.

5.1.3 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 eutectoide, es decir, 0,77%C.



Figura 54: Acero eutectoide.

A más aumentos se puede observar la morfología eutectoide de la figura 55.



Figura 55: 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 $727^\circ C$ y punto crítico superior A_3 a la línea de separación entre la región monofásica γ y la región básica $\alpha+Fe_3C$.

5.2 Estructuras de no equilibrio

5.2.1 Introducción

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.

5.2.2 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 comenzara 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.

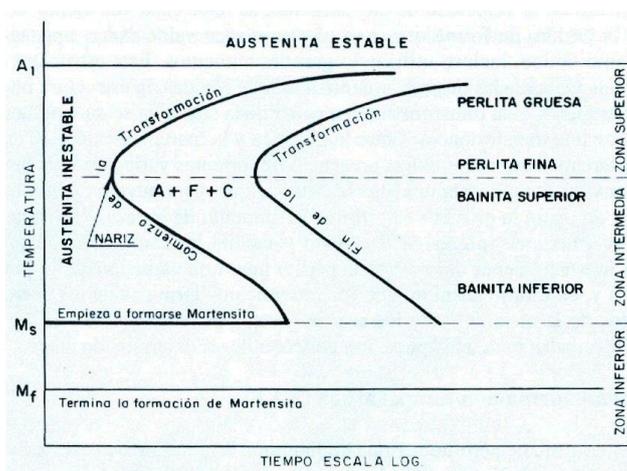


Figura 56: Diagrama TTT.

5.2.3 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.

5.2.4 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

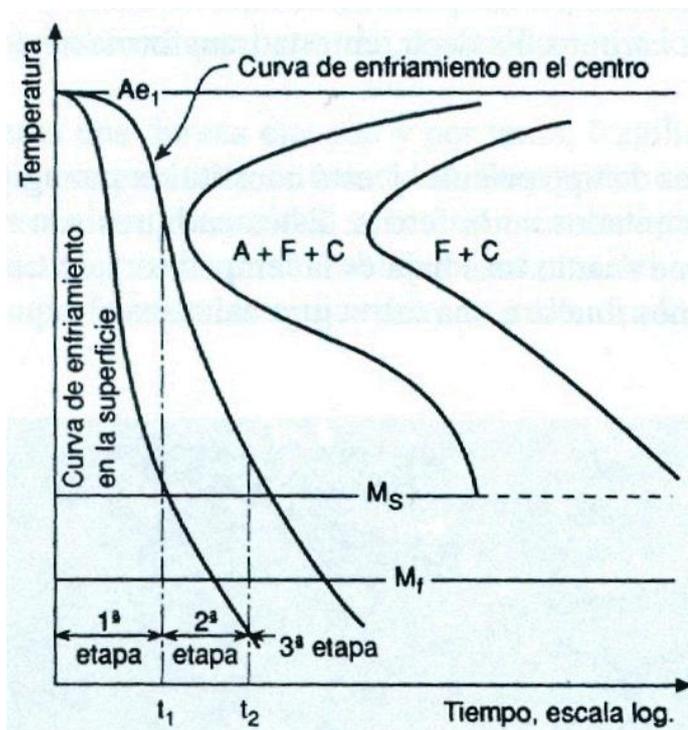


Figura 57: Diagrama CCT.

5.2.5 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.

5.2.6 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.

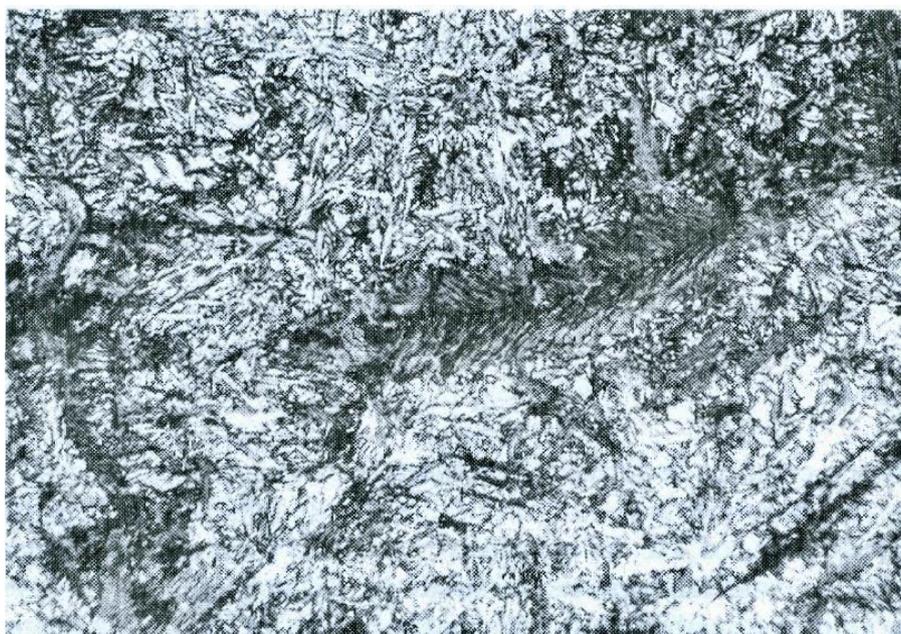


Figura 58: Estructura bainítica.

5.2.7 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.



Figura 59: 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.

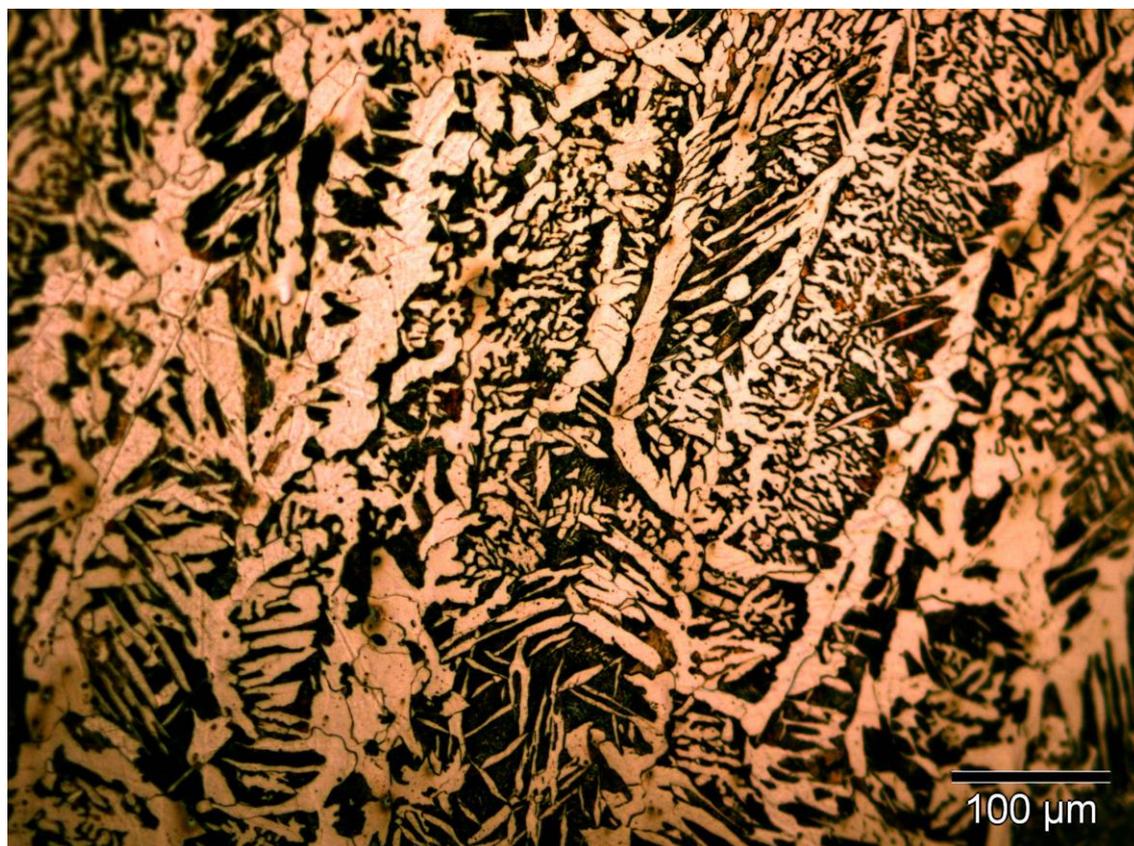


Figura 60: Estructura de martensita revenida.

5.3 Fichas técnicas de aceros al carbono

5.3.1 Estudio de acero con microestructura Widmanstätten

Acero C-25 HEVA (1)



Estructura	Widmanstätten. La ferrita (agujas blancas) y perlita se presentan en forma acicular.				
Acero	C-25 HEVA.				
Composición	C=0,25%,	Mn=0,65%	Si=0,24%,	P=0,014%,	S=0,012%
Ataque	Con nital al 5% durante 12 segundos.				
Dureza 190 HV	<u>Microdurómetro</u>		<u>Medida indentaciones Vickers</u>		
	\sum Ferrita = 182 HV \sum Perlita = 215,2 HV		\sum Ferrita = 154,3 HV \sum Perlita = 257,68 HV		
Estado	Bruto en colada.				

\sum : Media aritmética de las durezas obtenidas con el microdurómetro en cada fase.

La microfotografía corresponde a un acero de 0,25% de carbono en bruto de colada. En esta microestructura se puede observar la disposición típica Widmanstätten de la ferrita en forma de agujas (blancas) entrecruzadas sobre un fondo negro de perlita.

Esta estructura es característica de los aceros en bruto de colada, sin laminar, ni forjar.

La ferrita aparece rodeando los granos y a partir de ella se desarrollan las agujas o ramificaciones características de dicha estructura.

El acero en este estado y con esa microestructura no conviene emplearlo para la fabricación de piezas de cierta responsabilidad. Sus características son bajas, sobre todo su tenacidad, y se obtienen mejores resultados cuando se destruye esa estructura por forja o laminación.

En ocasiones se emplean piezas de acero moldeado en bruto de colada con estructura Widmanstätten. Sin embargo, la mayor parte de las piezas de acero moldeado suelen ser normalizadas o recocidas para eliminar tensiones, reducir la dureza, homogeneizar y modificar este tipo de estructura.

Restauración y observación



Imagen 1

Acero C-25 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.

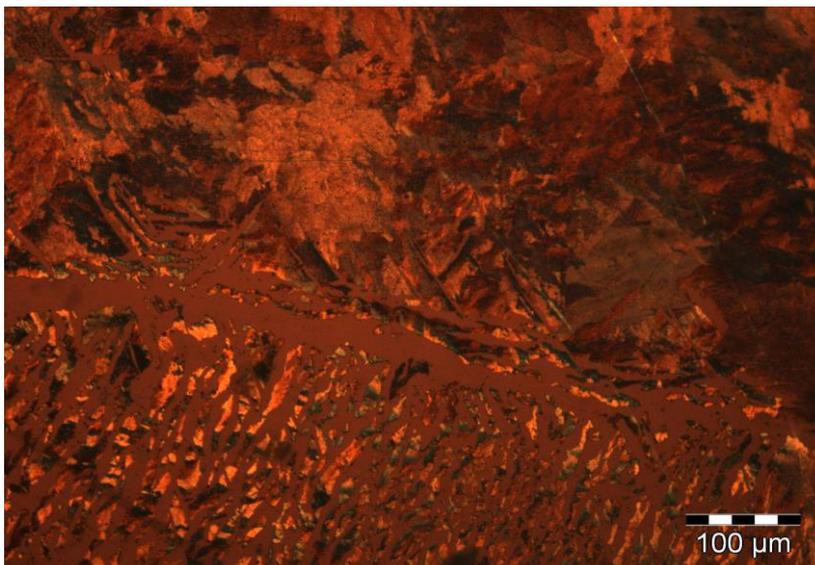


Imagen 2

Acero C-25 Heva X200 antes del proceso de restauración.

A esta escala, se pueden observar diferentes fases y antes de efectuar el desbaste, pulido y ataque químico de la muestra.



Imagen 3

Acero C-25 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 %.

Se puede observar diferentes fases. Esta estructura es característica de los aceros brutos en colada.



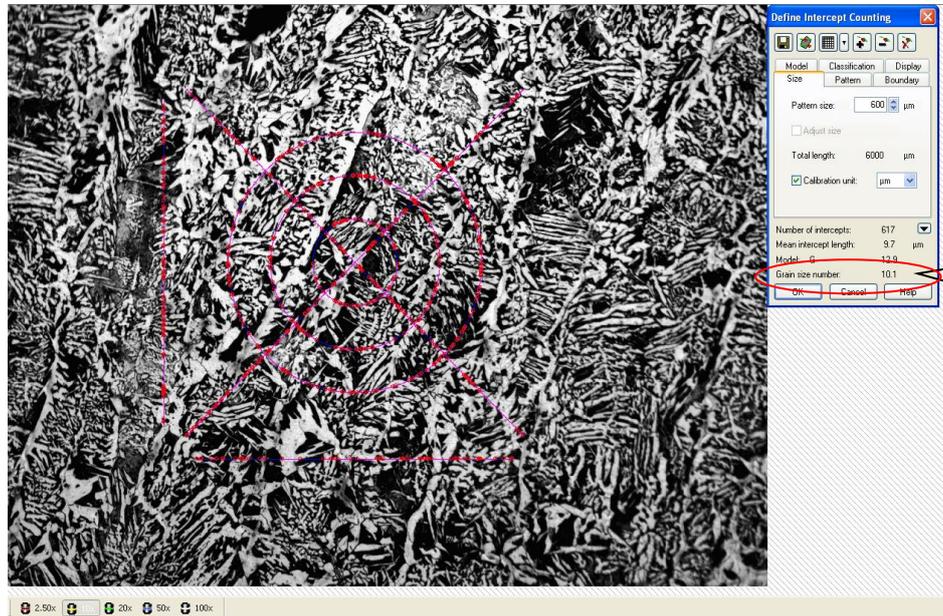
Imagen 4

Acero C-25 Heva X500 tras el proceso de restauración.

En esta microestructura se puede observar la disposición típica Widmanstätten de la ferrita en forma de agujas (blancas) entrecruzadas sobre un fondo negro de perlita.

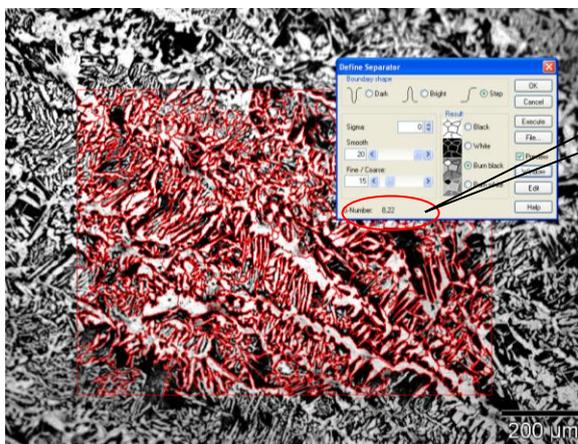
El acero en este estado tiene unas características bajas, sobretodo su tenacidad.

Medición del tamaño de grano y análisis de fase

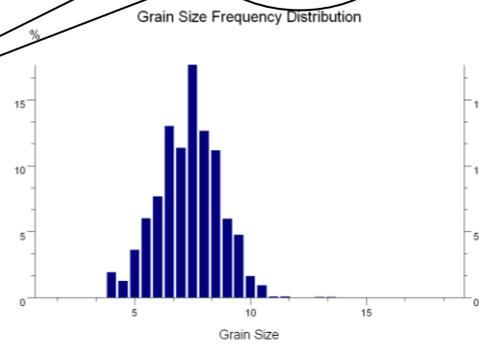


GRAIN SIZE NUMBER: 10.1

Método del segmento interceptado (x100).

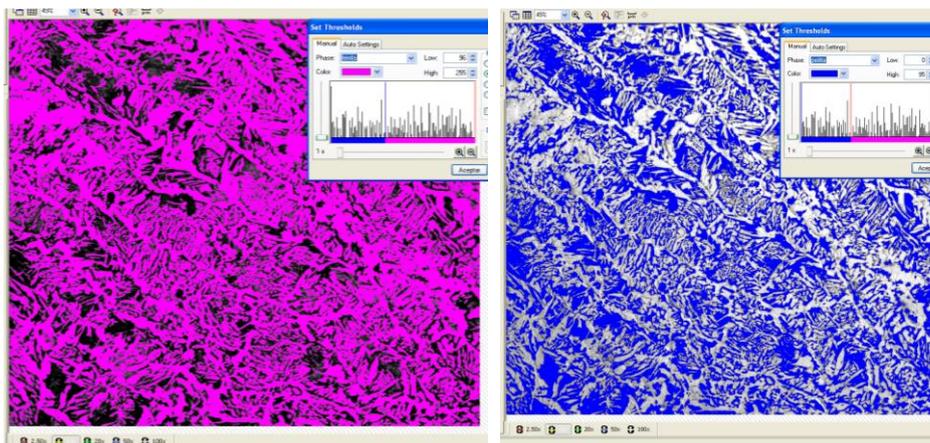


GRAIN SIZE NUMBER: 8.22



Método Planimétrico (x100).

Se puede observar una diferencia de medición en el tamaño de grano. Esto es debido a la geometría no circular de las agujas, por lo que el método de intercepción es menos preciso y da 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).



Rango de colores para el análisis de las dos fases presentes (x100).

Perlita: 0 - 32	Area	ferrita: 33 - 255	Area	Perlita: 0 - 32	Area	ferrita: 33 - 255	Area
μm^2	%	μm^2	%	μm^2	%	μm^2	%
499111,82	32,64	1029892,86	67,36	485548,20	31,76	1043456,47	68,24

Tras realizar el análisis de fases en dos zonas diferentes de la muestra de acero C-25 Heva con (X100), **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.

PROPORCIÓN DE FASES	Ferrita (%)	Perlita (%)
Análisis de imagen_1 (x200)	67,36	32,64
Análisis de imagen_2 (x200)	68,24	31,76
Análisis de imagen (media)	67,8	32,2

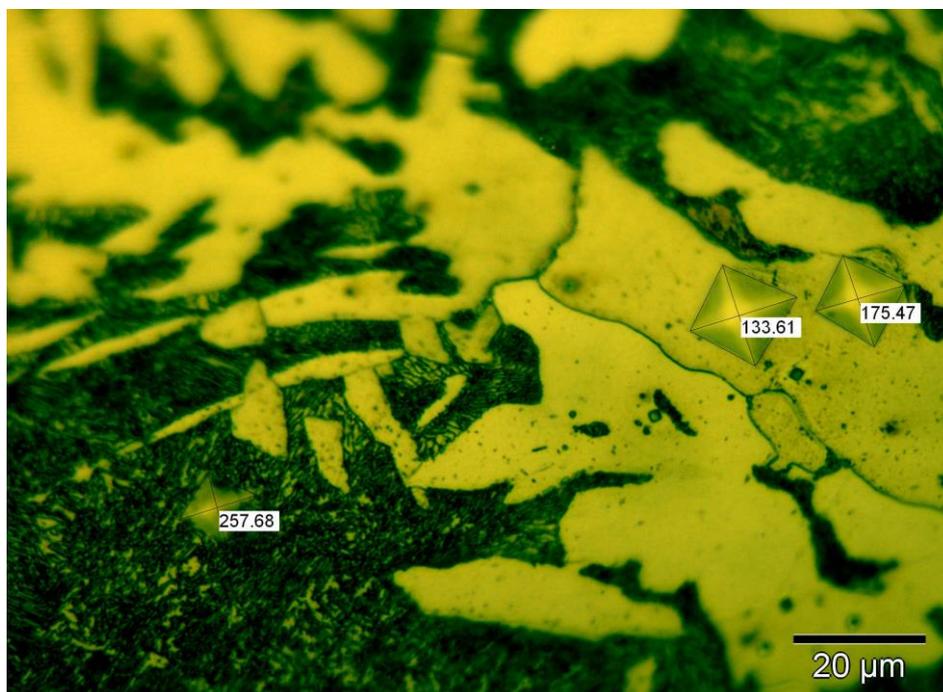
La **regla de la palanca** se aplica de la siguiente manera:

$$\frac{0,77 - 0,25}{0,77} \times 100 = 67,53 \text{ \% (ferrita)} \rightarrow 32,37 \text{ \% (perlita eutectoide)}$$

Siendo 0,25 % 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 microdureza en cada una de las fases (ferrita y perlita) 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**.



Medida de la dureza en dos fases diferentes (X1000).

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

Dureza	<u>Microdurómetro</u>	<u>Medida indentaciones Vickers</u>
190 HV	\sum Ferrita = 182 HV	\sum Ferrita = 154,3 HV
	\sum Perlita = 215,2 HV	\sum Perlita = 257,68 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.

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 bastante más acotados.

Para calcular la **dureza global aproximada** 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:

$$\begin{aligned} \text{Dureza ferrita} &= \frac{\text{Dureza}(\text{microdurómetro}) + \text{Dureza}(\text{análisis de imagen})}{2} = \\ &= \frac{182 + 154,3}{2} = \mathbf{168,15HV} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{Dureza perlita} &= \frac{\text{Dureza}(\text{microdurómetro}) + \text{Dureza}(\text{análisis de imagen})}{2} = \\ &= \frac{215,2 + 257,68}{2} = \mathbf{236,44HV} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{Dureza global} &= \% \text{ ferrita} \times 168,15 + \% \text{ perlita} \times 236,44 = \\ &= 0,678 \times 168,15 \text{ HV} + 0,322 \times 236,44 \text{ HV} = \mathbf{190,37 \text{ HV}} \end{aligned}$$

Otras Propiedades Mecánicas

Constituyente	Estructura	Obtención	Resistencia	Dureza	Elongación	Otros
			(Kg/mm ²)	(HB)	ε (%)	
Austenita	S.S.de C en Fe _γ (FCC)	Enfriamiento rápido de aceros de alto contenido 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	90-110	35	Blanda, dúctil, maleable.
Cementita	Fe ₃ C	En aceros hipereutectoides		900-980	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	
Troostita	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	

Si tomamos como referencia los valores expuestos en la anterior tabla de estructuras del acero podemos calcular de forma **aproximada** algunas **otras propiedades mecánicas** para nuestro material:

- **Dureza global:**

$$Dureza\ ferrita \approx 100\ HV \quad Dureza\ perlita \approx 250\ HV$$

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

$$\% \text{ ferrita} \times 100 + \% \text{ perlita} \times 250 = 0,678 \times 100HV + 0,322 \times 250HV = \mathbf{148,3\ HV}$$

En este caso la diferencia obtenida entre el valor de dureza global aproximada y el obtenido experimentalmente es debido a la dureza obtenida en la ferrita.

- **Resistencia a la tracción:**

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

$$\sigma_R \approx \frac{Dureza(HV)}{3} = \frac{190}{3} = 63,33 \text{ kg/mm}^2 \approx 620,63 \text{ N/mm}^2 \approx \mathbf{620,63 \text{ MPa}}$$

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

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

$$\sigma_F \approx \frac{tracción}{2} = \mathbf{310,31 \text{ MPa}} \quad \sigma_Y \approx \frac{Dureza(HV)}{3,3} \times \frac{9,8N}{1kg} = \mathbf{564 \text{ MPa}}$$

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:

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

Dureza aprox.(HV)	σ_R (MPa)	σ_F (MPa)	σ_Y (MPa)	Granos / in ²
190	620,63	310,31	564	128

5.3.2 Estudio de acero con microestructura perlítica y ferrítica

Acero C-45 HEVA (3)



Estructura	Granos de ferrita (blancos) y de perlita (oscuros).				
Acero	C-45 HEVA.				
Composición	C=0,45%	Mn=0,65%	Si=0,30%	P=0,011%	S=0,020%
Ataque	Con nital al 5% durante 12 segundos.				
Dureza 185 HV	<u>Microdurómetro</u>		<u>Medida indentaciones Vickers</u>		
	\sum Ferrita = 125 HV \sum Perlita = 180 HV		\sum Ferrita = 139 HV \sum Perlita = 268 HV		
Estado	Normalizado a 860° aire. Sección transversal de un redondo de 25 mm de diámetro.				

\sum : Media aritmética de las durezas obtenidas con el microdurómetro en cada fase.

La microfotografía corresponde a un acero de 0,45% de carbono normalizado. Los granos de ferrita (blancos) y de perlita (negros) se hallan ordenadamente distribuidos.

El acero C-45 HEVA, se utiliza para la fabricación de numerosas piezas de resistencia media empleadas en la fabricación de maquinaria o instalaciones industriales.

Las características correspondientes a esa microestructura, obtenidas al ensayar una barra de acero de C-45 HEVA de 20 mm de diámetro son las siguientes: $R=65 \text{ kg/mm}^2$ y $A=18\%$.

Cuando interesa obtener mejores resultados se puede emplear el acero C-45 HEVA en perfiles o piezas de poco espesor después de temple y revenido. Así se obtiene una más adecuada combinación de características mecánicas, aumentándose en especial la tenacidad.

Los granos negros de perlita, cuando son observadas a mayores aumentos (por ejemplo a 500) están formados por laminillas alternadas de ferrita (hierro alfa) y cementita (carburo de hierro CFe_3).

La perlita aparece en general en el enfriamiento lento de la austenita o por transformación isotérmica de la austenita en la zona de los 650° a 725° .

La ferrita y cementita que componen la perlita aparecen formando láminas paralelas cuyo grosor y tamaño dependen de su temperatura de formación.

La coloración oscura de la perlita cuando se emplean menos aumentos es debida a un efecto de sombras. Las láminas de cementita, más duras que la matriz ferrítica, quedan en relieve al efectuar el pulido. La iluminación oblicua del microscopio provoca, al incidir sobre las láminas de cementita, la aparición de zonas oscuras, que con pocos aumentos no son resolubles y con mayor ampliación se traducen en las láminas que tan claramente se observan con 500 aumentos.

Restauración y observación

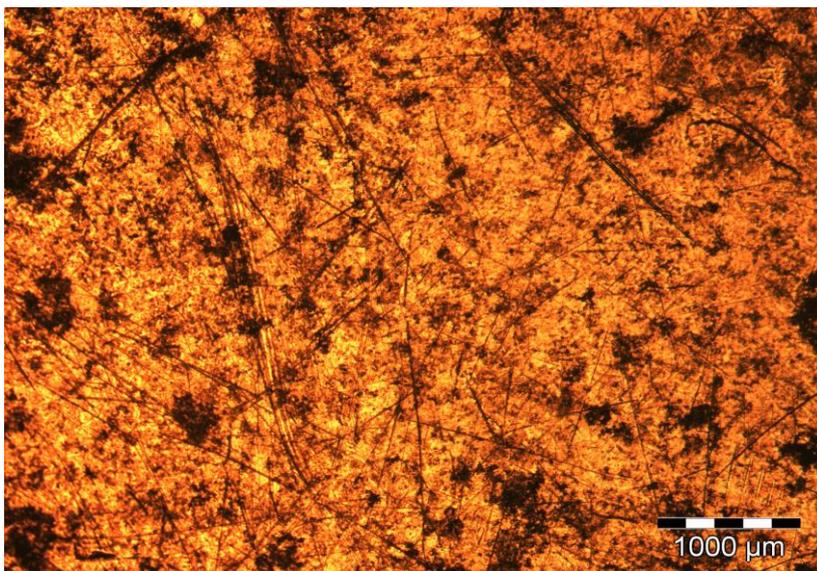


Imagen 1

Acero C-45 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.

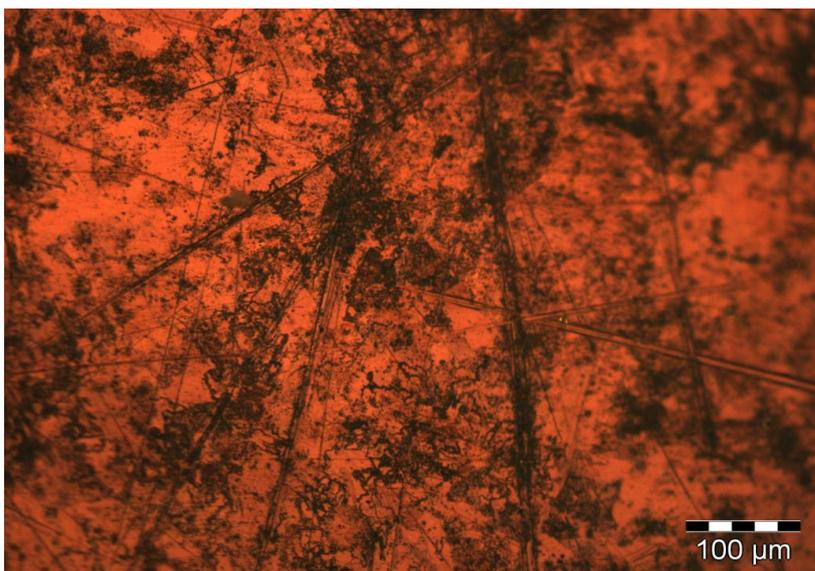


Imagen 2

Acero C-45 Heva X200 antes del proceso de restauración.

A esta escala, no se puede intuir los contornos de los granos de ferrita y ferrita.

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



Imagen 3

Acero C-45 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 % durante 12 s.

Las dos fases presentes se ven con nitidez y se hallan ordenadamente distribuidas.



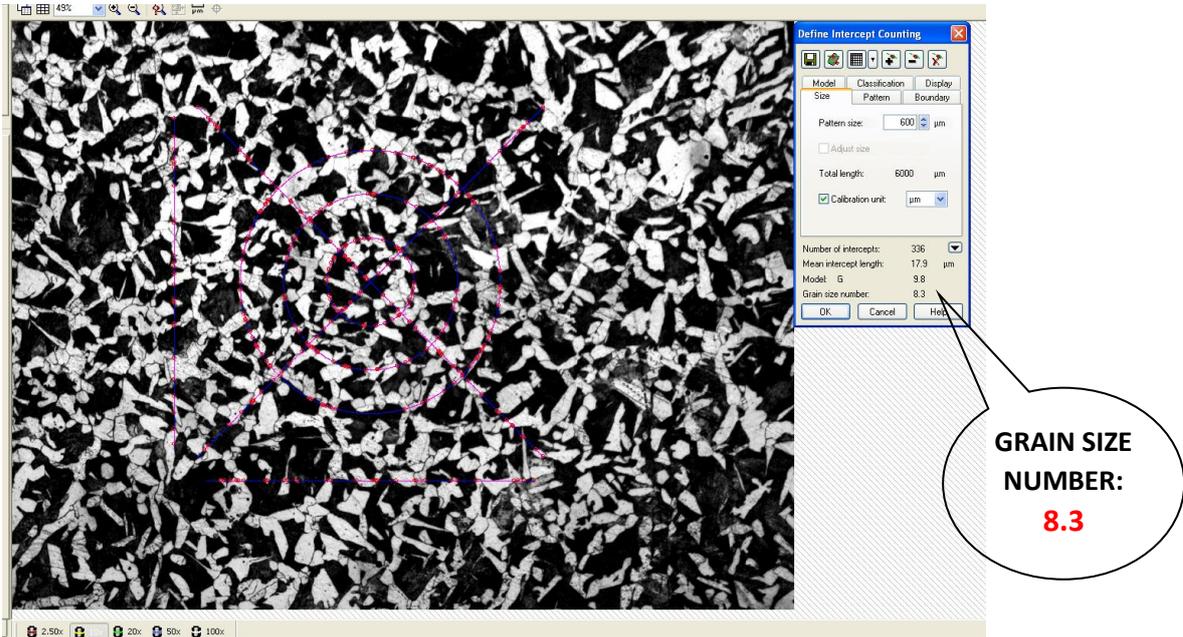
Imagen 4

Acero C-45 Heva X500 tras el proceso de restauración.

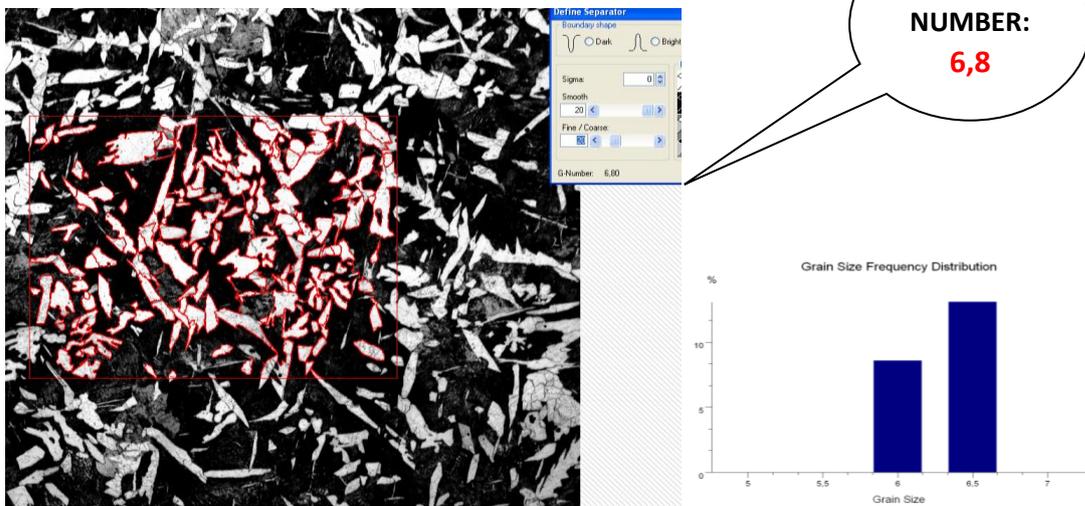
Dentro de los granos de perlita se pueden intuir las laminillas alternadas de ferrita y cementita.

Este acero se utiliza en la fabricación de piezas de resistencia media: maquinaria o instalaciones industriales.

Medición del tamaño de grano y análisis de fase

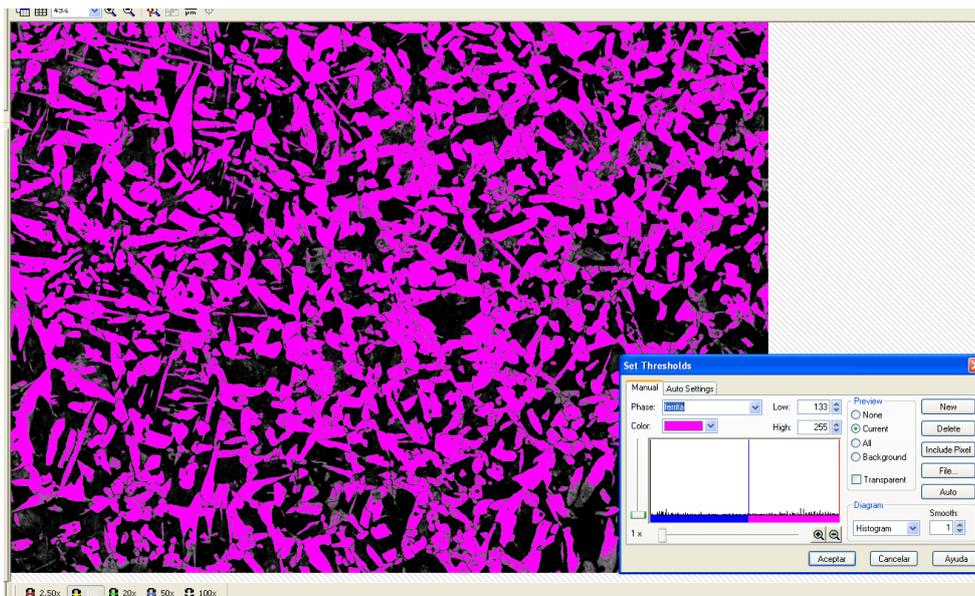


Método del segmento interceptado (x100).



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= 8,3 (ASTM).



Análisis de fases de la muestra X100.

Perlita: 0 - 136	Area	ferrita: 137 - 255	Area	Perlita: 0 - 142	Area	ferrita: 143 - 255	Area
μm^2	%	μm^2	%	μm^2	%	μm^2	%
892926,03	58,40	636078,65	41,60	842069,50	55,07	686935,17	44,93

Tras realizar el análisis de fases en varias zonas diferentes de la muestra de acero C-45 Heva con X100, **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. En el programa de análisis de imagen hemos realizado la medición del % de fases en dos zonas diferentes y modificando ligeramente el rango de color con el que se diferencia una y otra fase.

PROPORCIÓN DE FASES	Ferrita (%)	Perlita (%)
Análisis de imagen_1 (x200)	41,6	58,4
Análisis de imagen_2 (x200)	44,93	55,07
Análisis de imagen (media)	43,3	56,7

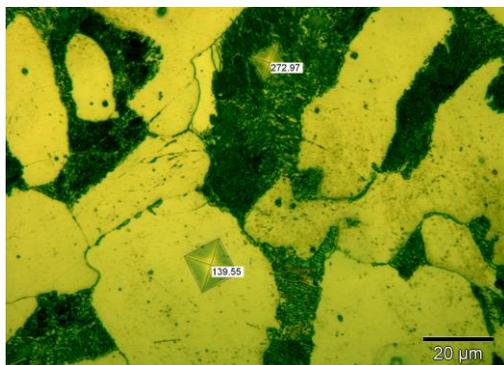
La **regla de la palanca** se aplica de la siguiente manera:

$$\frac{0,77 - 0,45}{0,77} \times 100 = 41,55 \% \text{ (ferrita)} \rightarrow 58,45 \% \text{ (perlita eutectoide)}$$

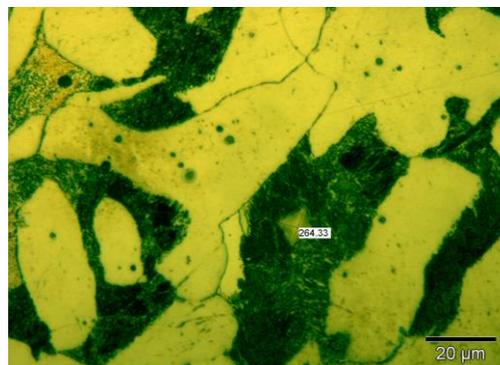
Siendo 0,45 % el porcentaje de carbono que contiene este acero y el 0,77 % el porcentaje de carbono de la perlita= mezcla eutectoide de ferrita (88,6%) y cementita (Fe_3C , 11,4%).

Dureza

Una vez obtenidas 5 medidas de microdureza en cada una de las fases (ferrita y perlita) 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 2 fases (x1000).



Dureza en perlita (x1000).

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

Dureza	<u>Microdurómetro</u>	<u>Medida indentaciones Vickers</u>
185 HV	\sum Ferrita = 125 HV	\sum Ferrita = 139 HV
	\sum Perlita = 180 HV	\sum Perlita = 268 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.

Para calcular la **dureza global aproximada** 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:

$$\begin{aligned} \text{Dureza ferrita} &= \frac{\text{Dureza}(\text{microdurómetro}) + \text{Dureza}(\text{análisis de imagen})}{2} = \\ &= \frac{125 + 139}{2} = \mathbf{132HV} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{Dureza perlita} &= \frac{\text{Dureza}(\text{microdurómetro}) + \text{Dureza}(\text{análisis de imagen})}{2} = \\ &= \frac{180 + 268}{2} = \mathbf{224HV} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{Dureza global} &= \% \text{ ferrita} \times 132 + \% \text{ perlita} \times 224 = \\ &= 0,567 \times 132 \text{ HV} + 0,433 \times 224 \text{ HV} = \mathbf{171,836 HV} \end{aligned}$$

Otras propiedades mecánicas

Si tomamos como referencia los valores expuestos en la tabla de estructuras del acero (Pág. 72) podemos calcular de forma **aproximada** algunas **otras propiedades mecánicas** para nuestro material:

- **Dureza global:**

$$Dureza\ ferrita \approx 100\ HV \quad Dureza\ perlita \approx 250\ HV$$

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

$$\% \text{ ferrita} \times 100 + \% \text{ perlita} \times 250 = 0,567 \times 100HV + 0,433 \times 250HV = \mathbf{164,95\ HV}$$

Se observa una concordancia aceptable entre este valor de **dureza global aproximada** y el obtenido **experimentalmente: 171,836 HV**.

- **Resistencia a la tracción:**

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

$$\sigma_R \approx \frac{Dureza(HV)}{3} = \frac{171,836}{3} = 57,3\ \text{kg/mm}^2 \approx 561,54\ \text{N/mm}^2 \approx \mathbf{561,54\ MPa}$$

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

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

$$\sigma_F \approx \frac{tracción}{2} = \mathbf{280,77\ MPa} \quad \sigma_Y \approx \frac{Dureza(HV)}{3,3} \times \frac{9,8N}{1kg} = \mathbf{510,3\ MPa}$$

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:

$$2^{n-1} = 2^{6,5-1} = \mathbf{45,25\ granos/pulgada^2}$$

Dureza aprox.(HV)	σ_R (MPa)	σ_F (MPa)	σ_Y (MPa)	Granos / in ²
171,836	561,54	286,5	510,3	45,25

5.3.3 Estudio de acero de estructura perlítica y cementita reticular

Acero C-45 HEVA (5)



Estructura	Granos de perlita (oscuros) rodeados por cementita reticular (blanca).				
Acero	D.M. HEVA.				
Composición	C=1,30%	Mn=0,30%	Si=0,19%	P=0,008%	S=0,010%
Ataque	Con nital al 5% durante 12 segundos.				
Dureza 239 HV	<u>Microdurómetro</u>		<u>Medida indentaciones Vickers</u>		
	Σ Perlita = 175 HV Σ Cementita = 940 HV		Σ Perlita = 216 HV Σ Cementita = 990 HV		
Estado	Recocido de regeneración. Calentamiento a 950° y enfriamiento lento. Sección transversal de un triángulo de 12 mm de lado.				

Σ : Media aritmética de las durezas obtenidas con el microdurómetro en cada fase.

La microfotografía corresponde a un acero de 1,30% C recocido y está constituida por una red de cementita que rodea a los granos de perlita. Esa estructura se ha obtenido calentando el material a 950°(temperatura ligeramente superior a $A_{c_{cm}}$) y enfriando bastante lentamente (recocido de regeneración).

La cementita es carburo de hierro, Fe_3C ; contiene 6,67% de carbono y 93,33% de hierro. Es el constituyente más duro y frágil de los aceros al carbono. Su dureza es superior a los 68 rockwell-C y cristaliza formando un paralelepípedo ortorrómbico de gran tamaño (4,5x5x6, 7 Å).

La cementita no se colorea por los reactivos usados corrientemente (soluciones alcohólicas de ácido nítrico, pícrico, etc...), apareciendo de un color blanco brillante siempre que se ataca el acero con reactivos ácidos. Por su gran dureza queda con un ligerísimo relieve después del pulido, pudiendo conocerse perfectamente el contorno de los granos o de las láminas por el sombreado que aparece con iluminación oblicua.

La cementita es magnética a la temperatura ambiente, pero pierde su magnetismo a 218° C.

La existencia de una red de cementita como la que aparece en la microfotografía en el estado previo al temple es muy peligrosa ya que provoca, si no es eliminada por medio de un recocido de globulización, una gran fragilidad.

Restauración y observación

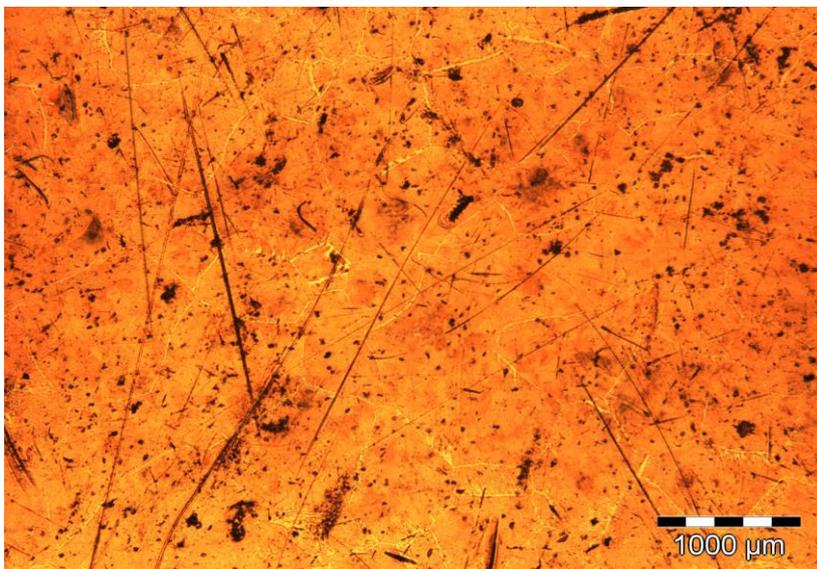


Imagen 1

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.

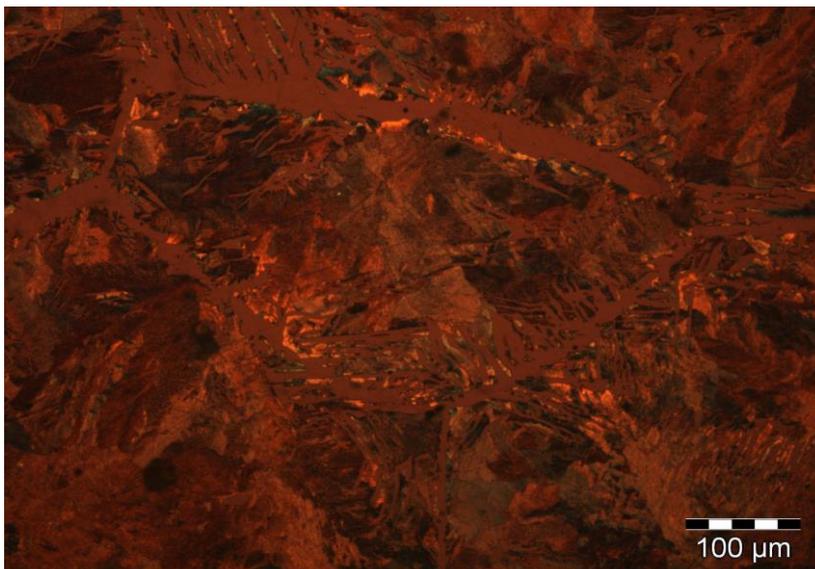


Imagen 2

Acero D.M. Heva X200 antes del proceso de restauración.

A esta escala, se puede apreciar una red de cementita que rodea a los granos de perlita.

También podemos observar los distintos.

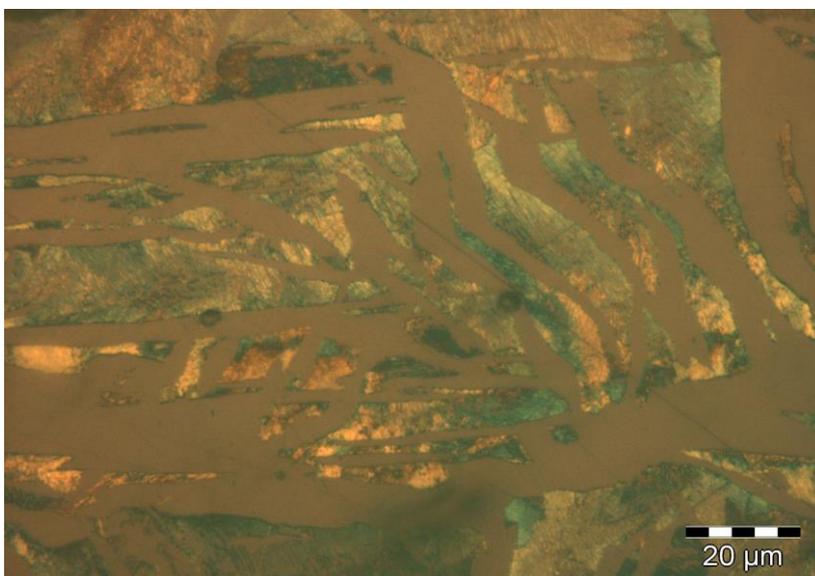


Imagen 3

Acero D.M. Heva X1000 antes del proceso de restauración.

Dentro de los granos de perlita podemos apreciar láminas paralelas de ferrita y cementita cuyo grosor y tamaño dependen principalmente de su temperatura de formación.

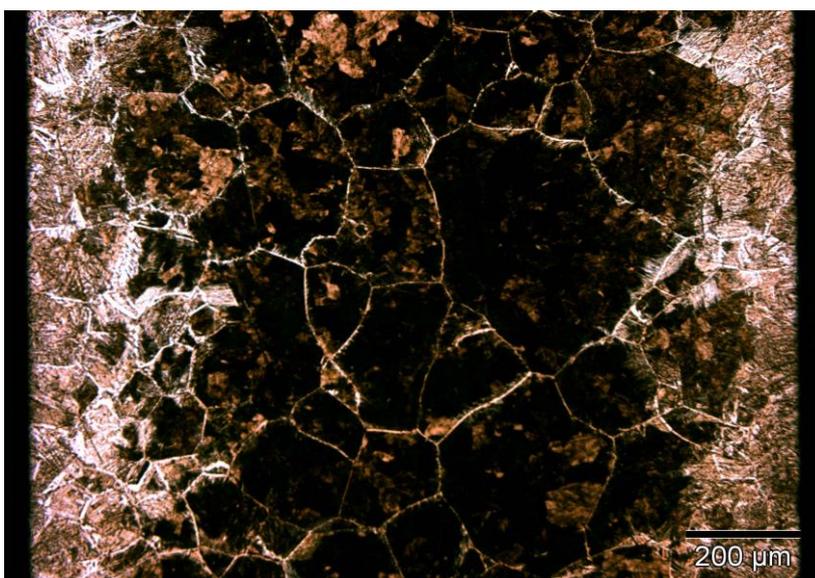


Imagen 4

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

La red de cementita rodea a los granos de perlita.

Esta macrofotografía corresponde a un ataque con nital al 5% durante 12 s.

El contorno de los granos se observa perfectamente.

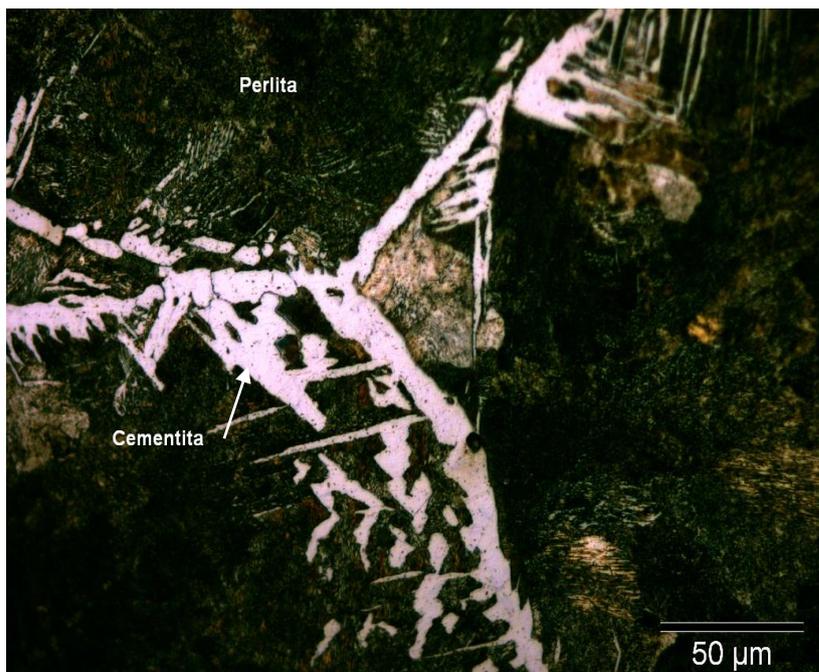


Imagen 5

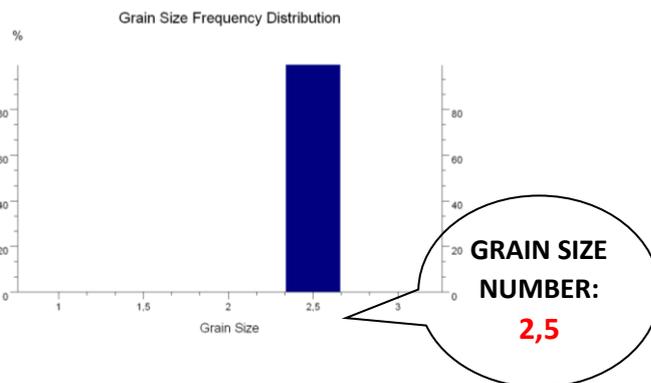
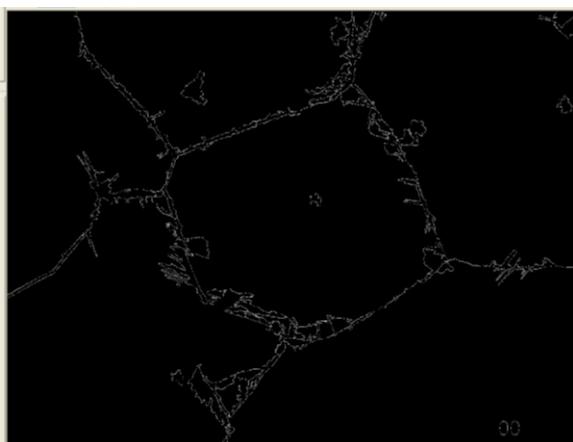
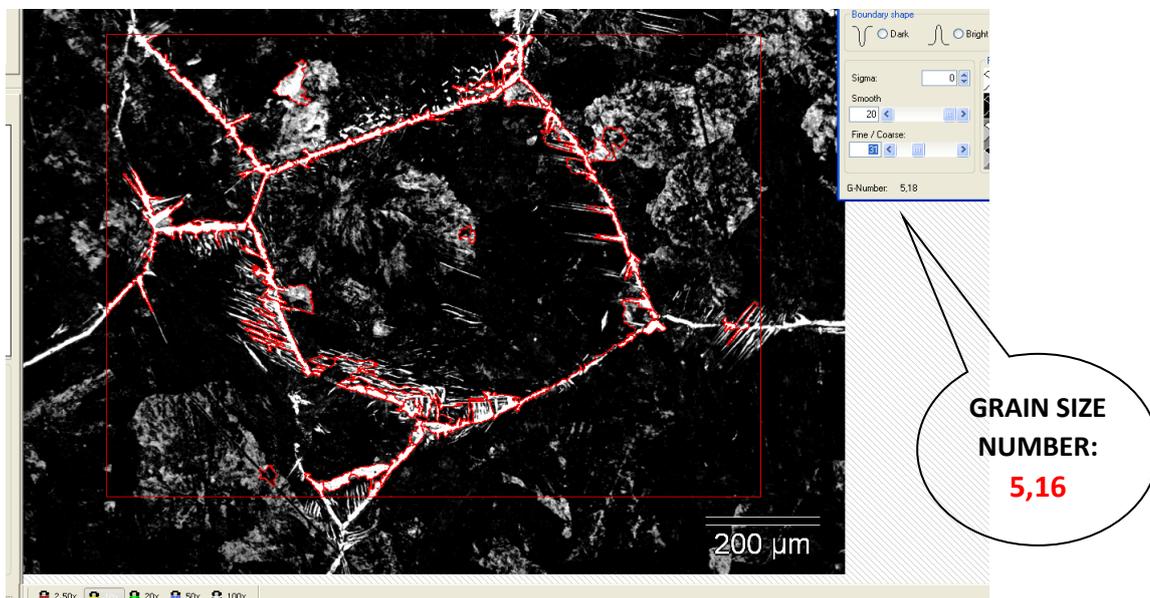
Acero D.M. Heva X500 tras el proceso de restauración.

La red de cementita que rodea a los granos de perlita no se colorea por los reactivos usados corrientemente, por ello aparece de un color blanco brillante al ser atacada con reactivos ácidos.

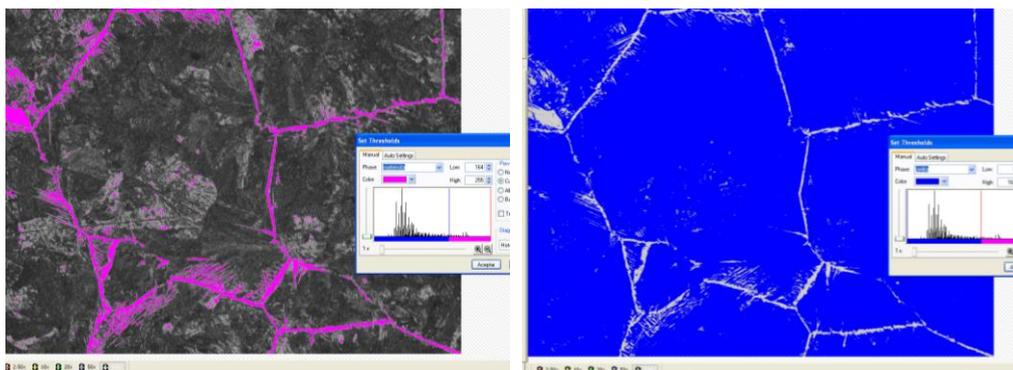
Esta red de cementita previa al temple es peligrosa ya que si no se elimina mediante recocido de globalización, da una gran fragilidad.

Medición del tamaño de grano y análisis de fase

En este caso el tamaño de grano no se puede calcular correctamente con el programa de análisis de imagen ya que los granos de perlita son muy grandes. Utilizando el método planimétrico en diferentes zonas de la muestra la G-Size= 2,5-5 (ASTM).



Como podemos observar en la imagen 4, los granos presentes de perlita en este acero son de tamaños muy diferentes, por lo que tenemos según el grano medido una variación considerable de su tamaño.



Rango de colores para el análisis de las dos fases presentes (x100).

perlita: 0 - 163	Area	martensita: 164 - 255	Area	Perlita: 0 - 199	Area	cementita reticular: 200 - 255	Area
μm^2	%	μm^2	%	μm^2	%	μm^2	%
14550,07	95,16	739,97	4,84	14341,22	93,79	948,83	6,21

Tras realizar el análisis de fases en dos zonas diferentes de la muestra de acero D.M. Heva con X100, **observamos** que el porcentaje de perlita y cementita 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. En el programa de análisis de imagen hemos realizado la medición del % de fases en dos zonas diferentes sin modificando el rango de color con el que se diferencia una y otra fase.

PROPORCIÓN DE FASES	Martensita (%)	Perlita (%)
Análisis de imagen_1 (x200)	4,84	95,16
Análisis de imagen_2 (x200)	6,21	93,79
Análisis de imagen (media)	5,53	94,47

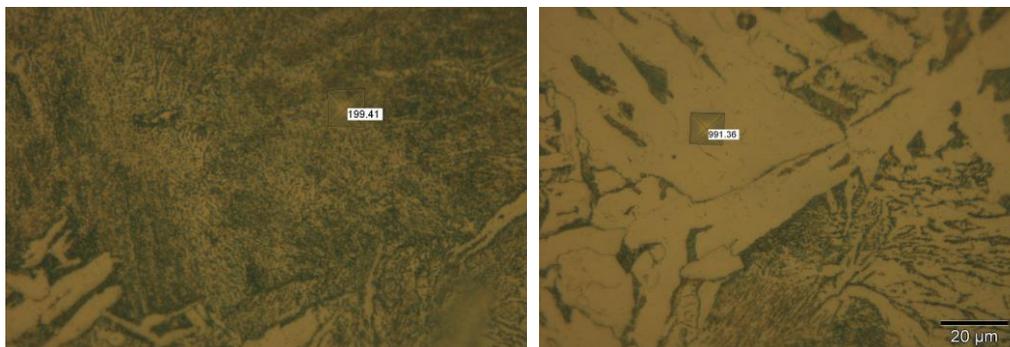
La regla de la palanca se aplica de la siguiente manera:

$$\frac{1,10 - 0,77}{6,67 - 0,77} \times 100 = 5,59 \% \text{ (cementita proeutectoide)} \rightarrow 94,41 \% \text{ (perlita eutectoide)}$$

Siendo 1,30 % el porcentaje de carbono que contiene este acero, el 0,77 % el porcentaje de carbono de la perlita (mezcla eutectoide de ferrita (88,6%) y cementita (Fe_3C), 11,4%) y el 6,67% el porcentaje de carbono de la cementita (Fe_3C).

Dureza

Una vez obtenidas 5 medidas de microdureza en cada una de las fases (perlita y cementita) 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 (X500).

Dureza en cementita (X1000).

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

Dureza	<u>Microdurómetro</u>	<u>Medida indentaciones Vickers</u>
239 HV	\sum Perlita = 175 HV \sum Cementita = 940 HV	\sum Perlita = 216 HV \sum Cementita = 990 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.

Para calcular la **dureza global aproximada** 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:

$$\begin{aligned} \text{Dureza perlita} &= \frac{\text{Dureza}(\text{microdurómetro}) + \text{Dureza}(\text{análisis de imagen})}{2} = \\ &= \frac{175 + 216}{2} = \mathbf{195,5HV} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{Dureza cementita} &= \frac{\text{Dureza}(\text{microdurómetro}) + \text{Dureza}(\text{análisis de imagen})}{2} = \\ &= \frac{940 + 990}{2} = \mathbf{965HV} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{Dureza global} &= \% \text{ perlita} \times 195,5 + \% \text{ cementita} \times 965 = \\ &= 0,9447 \times 195,5 \text{ HV} + 0,0553 \times 965 \text{ HV} = \mathbf{238,05 HV} \end{aligned}$$

Otras propiedades mecánicas

Si tomamos como referencia los valores expuestos en la tabla de estructuras del acero (Pág. 72) podemos calcular de forma **aproximada** algunas **otras propiedades mecánicas** para nuestro material:

- **Dureza global:**

$$\text{Dureza perlita (enfriamiento lento)} \approx 200 \text{ HV} \quad \text{Dureza cementita} \approx 960 \text{ HV}$$

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

$$\% \text{ perlita} \times 200 + \% \text{ cementita} \times 960 = 0,9447 \times 200\text{HV} + 0,0553 \times 960\text{HV} = \mathbf{242,028 \text{ HV}}$$

Se observa una concordancia aceptable entre este valor de **dureza global aproximada** y el obtenido **experimentalmente: 238,05 HV**.

- **Resistencia a la tracción:**

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

$$\sigma_R \approx \frac{\text{Dureza(HV)}}{3} = \frac{238,05}{3} = 79,35 \text{ kg/mm}^2 \approx 777,6 \text{ N/mm}^2 \approx \mathbf{777,6 \text{ MPa}}$$

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

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

$$\sigma_F \approx \frac{\text{tracción}}{2} = \mathbf{388,8 \text{ MPa}} \quad \sigma_Y \approx \frac{\text{Dureza(HV)}}{3,3} \times \frac{9,8\text{N}}{1\text{kg}} = \mathbf{706,93 \text{ MPa}}$$

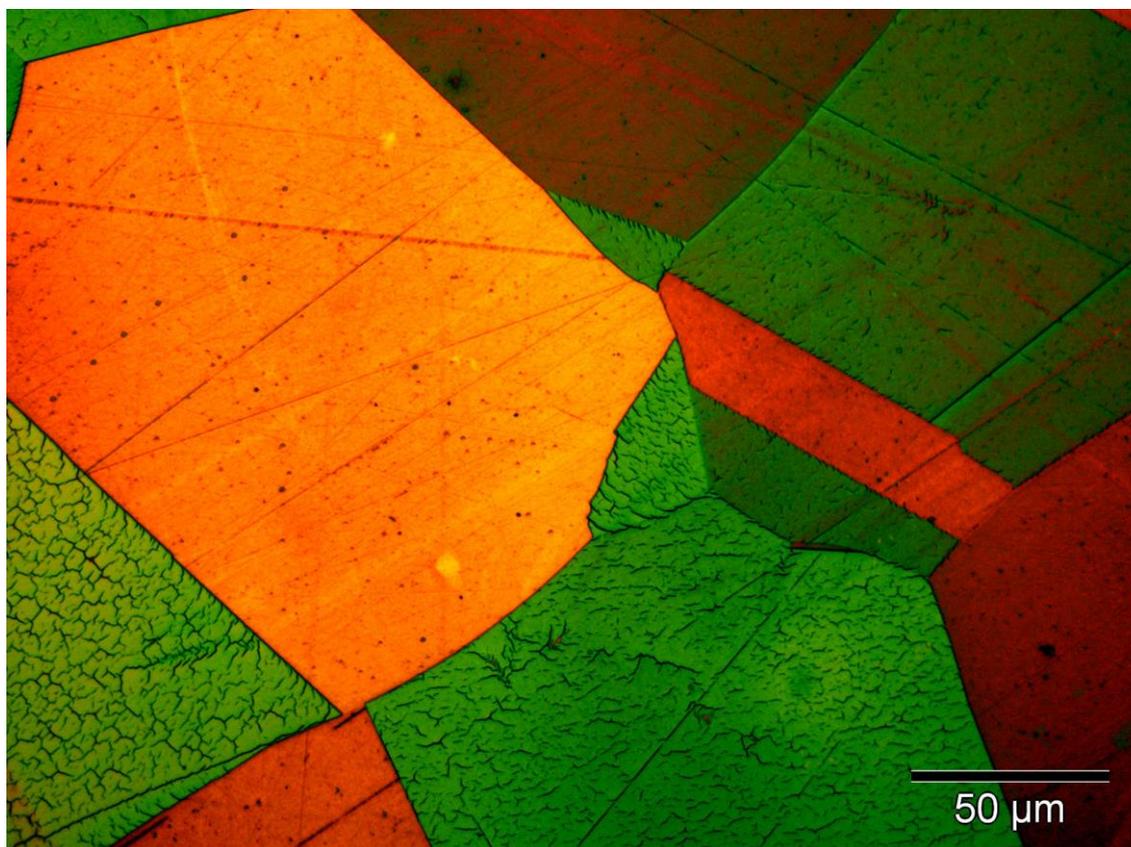
La cantidad de **granos por pulgada** de la probeta lo obtenemos con la siguiente expresión, siendo n el tamaño de grano obtenido con el método planimétrico:

$$2^{n-1} = 2^{3,5-1} = \mathbf{5,65 \text{ granos/ pulgada}^2}$$

Dureza aprox.(HV)	σ_R (MPa)	σ_F (MPa)	σ_Y (MPa)	Granos / in ²
238,51	777,6	388,8	706,93	5,65

5.3.4 Estudio de acero con microestructura austenítica

Acero M-12 HEVA “Austenítico” (7)



Estructura	Granos de austenita				
Acero	M-12 HEVA. A este acero se le denomina “austenítico”, porque a la temperatura ambiente está constituido normalmente por granos de austenita.				
Composición	C=1,10%	Mn=12,5%	Si=0,47%	P=0,024%	S=0,007%
Ataque	Con nital y picral al 5% (alternando ataque y pulidos consecutivos)				
Dureza 189 HV	<u>Microdurómetro</u>		<u>Medida indentaciones Vickers</u>		
	Σ Granos = 190 HV		Σ Granos = 188 HV		
Estado	Calentado a 950° y enfriado al aire o el agua, según sea el espesor.				

La austenita es una solución sólida de carbono en hierro gamma. A diferencia del hierro alfa, que no disuelve más que ligerísimas proporciones de carbono, el hierro gamma puede contener en disolución hasta 1,7 % de carbono, siendo por lo tanto un constituyente de composición variable. Los aceros se encuentran formados por cristales de austenita cuando se calientan a temperatura superior a la crítica (Ac_3 o Ac_{cm}). Aunque este constituyente generalmente, solo es estable a elevadas temperaturas, (superiores a 721°) en casos especiales de aceros de muy alta aleación, también se puede obtener esa estructura a la temperatura ambiente.

Los granos de austenita son algo parecidos a los de ferrita, pero se diferencian de estos por ser sus contornos más rectilíneos y los ángulos vivos.

Es el único constituyente de los aceros que es a magnético.

La austenita cristaliza en el sistema cúbico de caras centradas y el parámetro del cubo elemental formado por sus átomos es de 3,65 Å.

Los aceros austeníticos más clásicos son:

1. Los aceros al manganeso resistentes al desgaste (M12 HEVA).
2. Los aceros inoxidable del tipo 18-8, 25-20 etc...

Restauración y observación

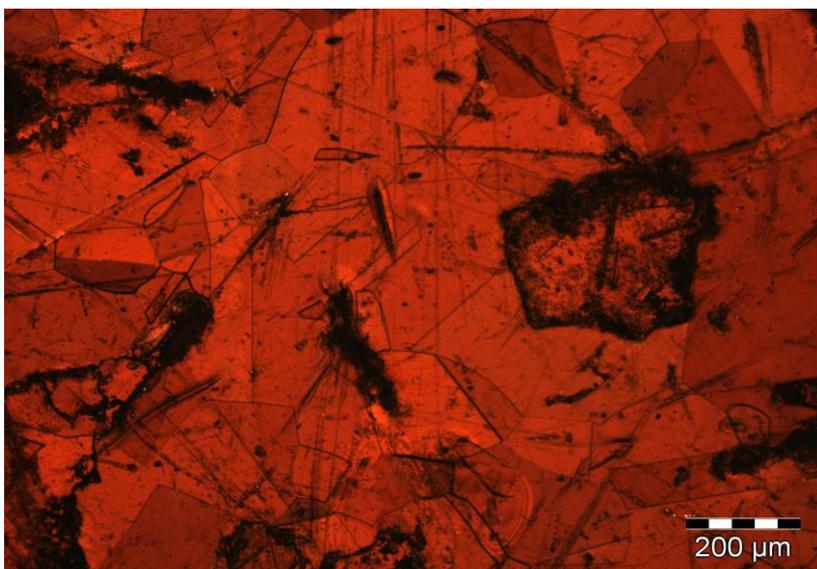


Imagen 1

Acero D.M. Heva X100 antes del proceso de restauración.

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

La cantidad de suciedad y rayas en elevada.

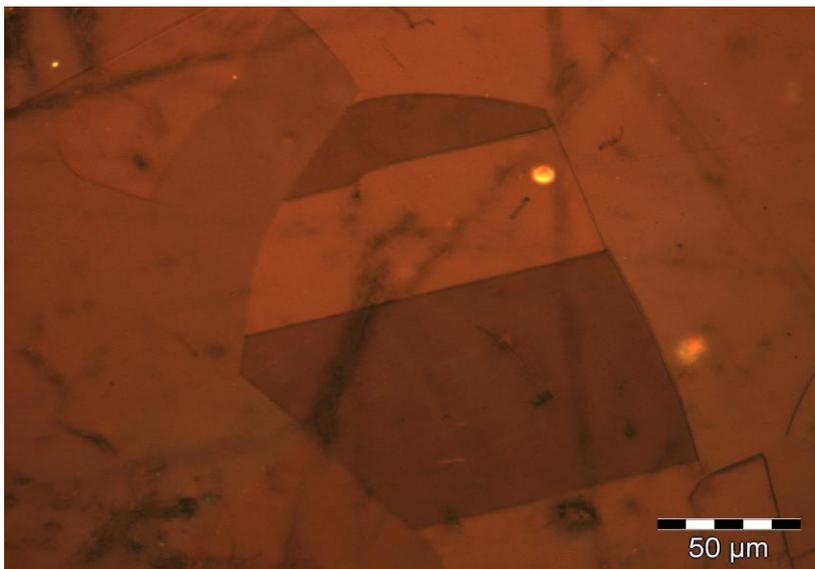


Imagen 2

Acero D.M Heva X500 antes del proceso de restauración.

Tras realizar un rastreo general, en esta microfotografía se puede observar varios tipos de cristales de austenita, los cuales tienen un color parecido.

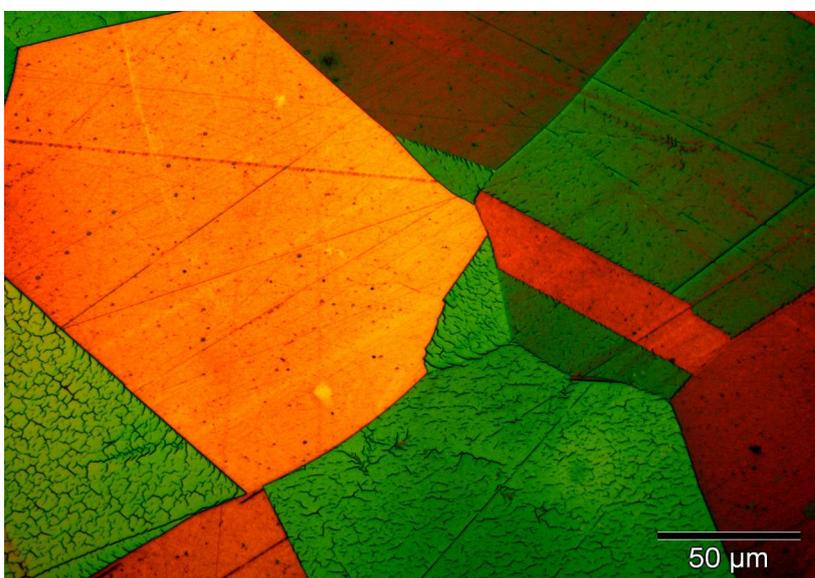


Imagen 3

Acero D.M. Heva X500 tras el proceso de restauración.

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

La austenita es una solución sólida de carbono en hierro gamma, que a diferencia del hierro alfa, puede tener hasta 1,7 % C en disolución.



Imagen 4

Acero D.M Heva X1000 tras el proceso de restauración.

Los granos de austenita son algo parecidos a los de ferrita, pero se diferencian de estos por ser sus contornos más rectilíneos y los ángulos vivos.

Este acero con 12,5 % Mn es resistente al desgaste.

Se puede observar la diferente coloración llamativa de los granos.

Dureza

Una vez obtenidas 5 medidas de microdureza 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 en 4 diferentes granos, con el programa análisis de imagen (x1000).



Medición de la dureza en un grano de austenita (X1000).

La **media aritmética de las 5 medidas** realizadas **equidistantemente** con cada instrumento (microdurómetro y programa de análisis de imagen) en la muestra, se recoge en esta tabla:

Dureza	<u>Microdurómetro</u>	<u>Medida indentaciones Vickers</u>
	189 HV	Σ Granos = 190 HV

La pequeña 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. 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.

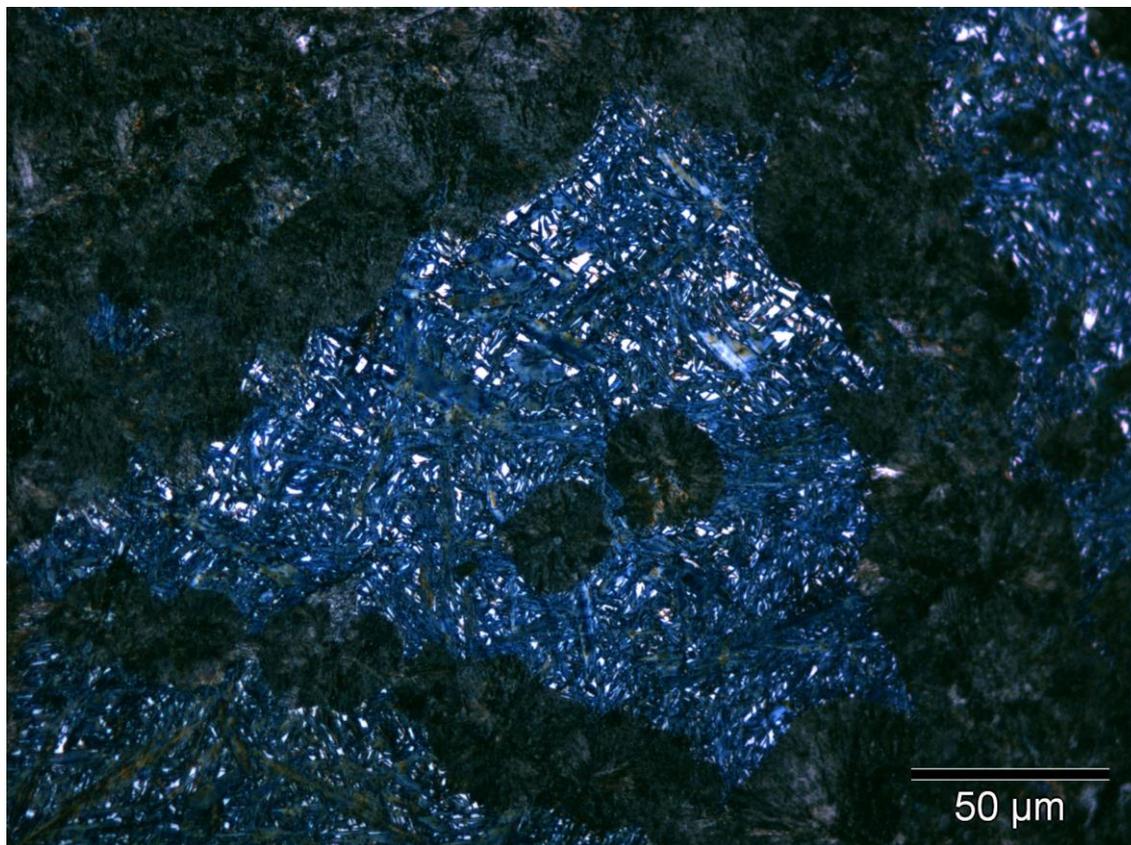
Cabe destacar que en esta probeta el proceso de restauración fue costoso ya que se tuvo que combinar el **ataque químico**, con diferentes reactivos y tiempo, y el **pulido final**, con diamantes de 9, 3 y 1 micrómetro. La superficie, tras el pulido, quedaba completamente espejo, pero tras realizar el ataque químico, la superficie presentaba diversas grietas, diferentes coloraciones, y un relieve con un aparente excesivo ataque químico. Por ello tras realizar el proceso combinado de ataque y pulido se pudo utilizar alguna zona de la muestra para obtener las microfotografías y realizar la medición de las huellas Vickers con el programa análisis de imagen.

La diferente tonalidad de los granos de austenita se debe al ataque del reactivo empleado. La orientación espacial de los cristales en los distintos granos es la causa de ese ataque diferencial y de la dispar rugosidad en los mismos. A consecuencia de esto, la luz proyectada por el microscopio se perderá en algunos casos y se reflejará sobre el ocular en otros, resultando distintas tonalidades.

Es paramagnética, resistente al desgaste, dúctil, tenaz. Es el constituyente más denso de los aceros.

5.3.5 Estudio de acero con microestructura “troostita”

Acero D. HEVA “troostita” (8)



Estructura	Nódulos de troostita (negros) sobre un fondo blanco de martensita.				
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 21 segundos.				
Dureza 660 HV	<u>Microdurómetro</u>		<u>Medida indentaciones Vickers</u>		
	Σ Troostita = 415 HV Σ Martensita = 605 HV		Σ Troostita = 526 HV Σ Martensita = 842 HV		
Estado	Templado. Superficie longitudinal de un redondo de 8 mm de diámetro.				

upna Σ : Media aritmética de las durezas obtenidas con el microdurómetro en cada fase.
Universidad Pública de Navarra
 Eskubide guztiak erresalbatu dira

La troostita es un agregado extremadamente fino de cementita y de hierro alfa. Se produce por transformación isotérmica de la austenita a temperaturas de 500° a 600° aproximadamente, según sea la composición de los aceros, o por enfriamiento de la austenita a la velocidad ligeramente inferior a la crítica de temple.

Sus propiedades son intermedias entre las de la martensita y la sorbita. Tiene una resistencia a la tracción variable de 125-175 Kg/mm² y el alargamiento es de 5 al 10%. También es magnética.

La microfotografía corresponde en la probeta del muestrario, a una zona de transición entre áreas martensíticas (blancas) y otras áreas troosíticas (negras), que no se ven en la figura, pero que pueden observar en la probeta obtenida de una varilla de 10mm de diámetro, templada solo por un extremo. La superficie que observamos en la probeta corresponde al sentido longitudinal de la varilla.

Restauración y observación

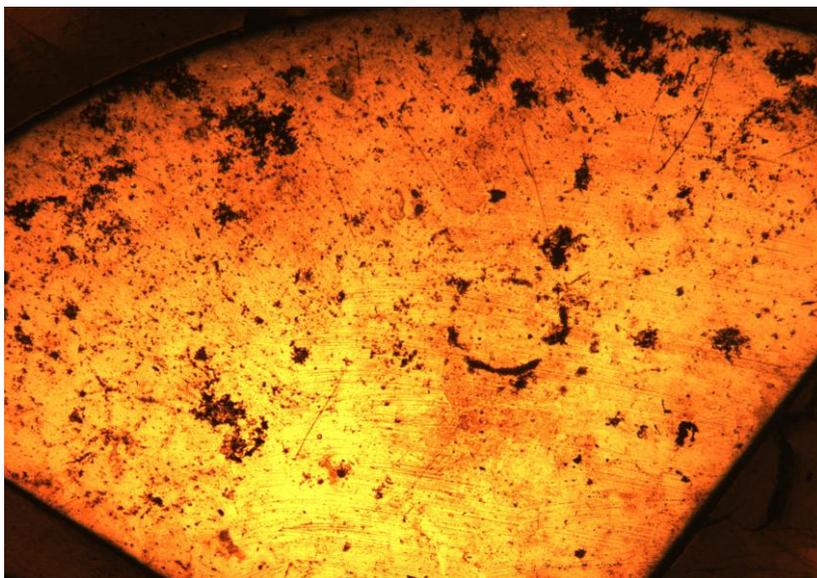


Imagen 1

Acero D. Heva X25 antes del proceso de restauración.

Se muestra que la superficie está dañada.

A estos aumentos no es apreciable la microestructura.

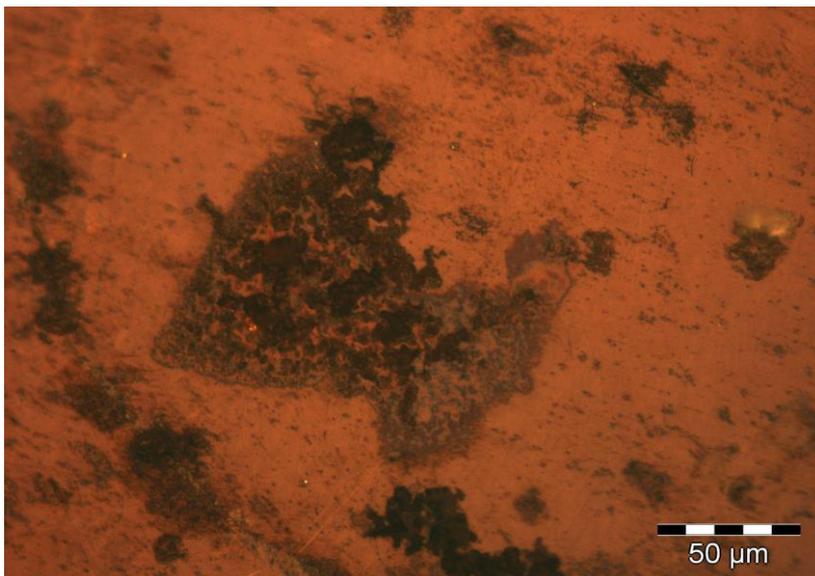


Imagen 2

Acero D. Heva X500 antes del proceso de restauración.

Pese a los aumentos la microestructura no es observable, necesita un proceso de desbaste, pulido y ataque químico.

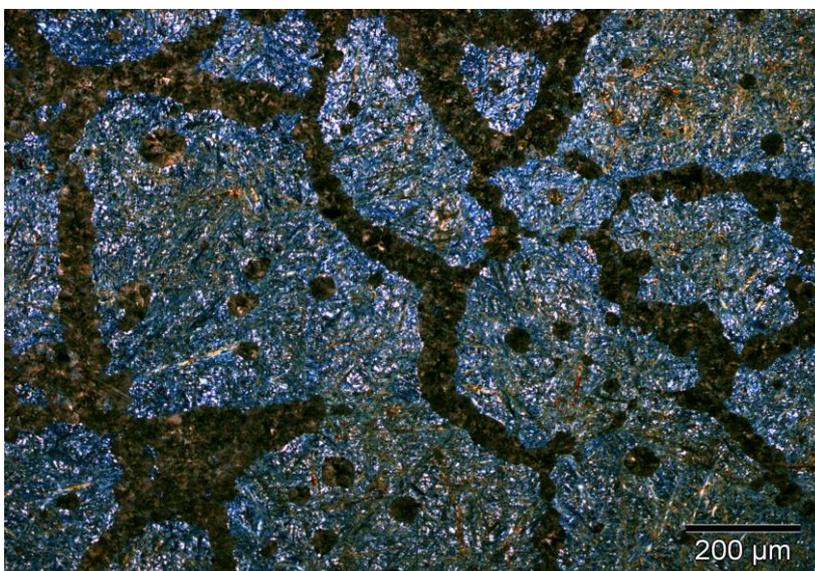


Imagen 3

Acero D. Heva X100 tras el proceso de restauración.

Tras un ataque con nital al 5%, durante 21 segundos podemos que la superficie es apta para su observación.

Se pueden apreciar claramente los nódulos de troostita (oscuros) sobre un fondo azul de martensita.



Imagen 4

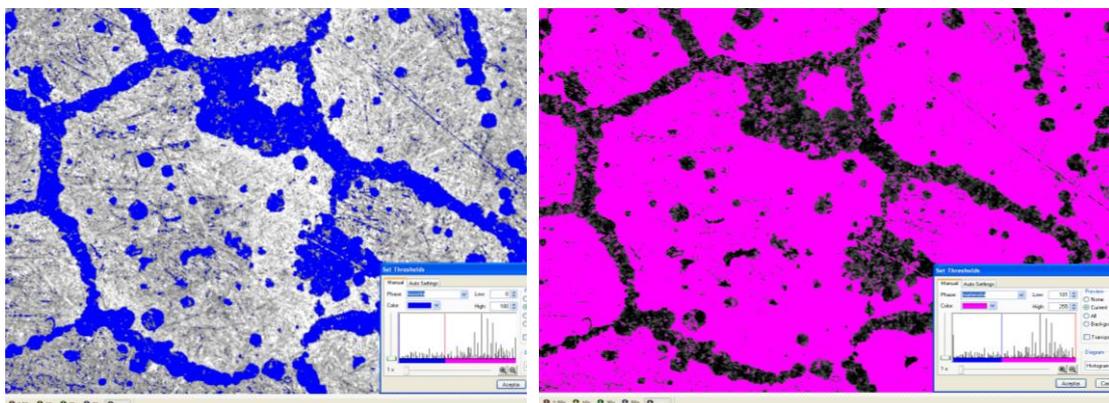
Acero D. Heva X500 tras el proceso de restauración.

La troostita es un agregado extremadamente fino de cementita y hierro α .

Se produce por transformación isotérmica de la austenita entre 600-500°C.

Presenta propiedades intermedias entre la martensita y la sorbita.

Análisis de fase



Rango de colores para el análisis de las dos fases presentes (x100).

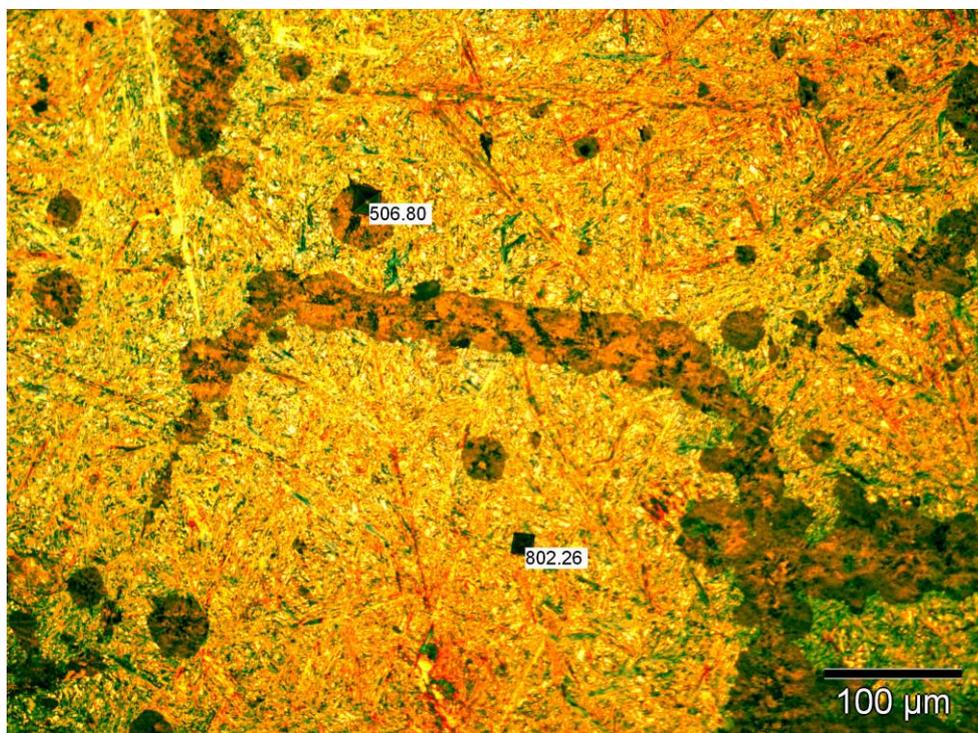
troostita: 0 - 98	Area	martensita: 99 - 255	Area	troostita: 0 - 100	Area	martensita: 101 - 255	Area
μm^2	%	μm^2	%	μm^2	%	μm^2	%
3645,19	23,84	11644,85	76,16	3495,59	22,86	11794,46	77,14

Tras realizar el análisis de fases en dos zonas diferentes de la muestra de acero D. Heva con X100, observamos que el porcentaje de troostita y martensita que nos da el programa de análisis de imagen es similar. En el programa de análisis de imagen hemos realizado la medición del % de fases en dos zonas diferentes modificando ligeramente el rango de color con el que se diferencia una y otra fase.

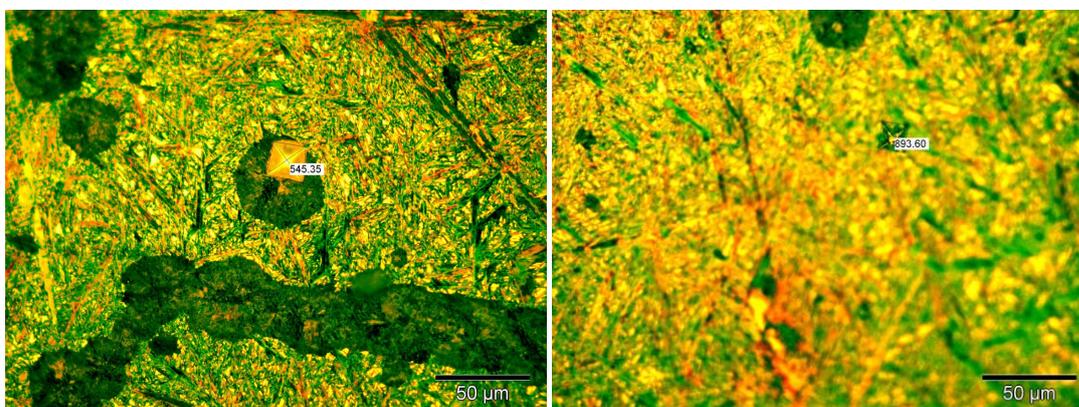
PROPORCIÓN DE FASES	Martensita (%)	Troostita (%)
Análisis de imagen_1 (x200)	76,16	23,84
Análisis de imagen_2 (x200)	77,14	22,86
Análisis de imagen (media)	76,65	23,35

Dureza

Una vez obtenidas 5 medidas de microdureza en cada una de las fases (ferrita y perlita) 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 en dos fases con el programa análisis de imagen (x200).



Dureza sobre nódulo de troostita (x500).

Dureza sobre fondo de martensita (x500).

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

Dureza	<u>Microdurómetro</u>	<u>Medida indentaciones Vickers</u>
	665 HV	\sum Troostita = 415 HV \sum Martensita = 605 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.

Para calcular la **dureza global aproximada** 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:

$$\begin{aligned} \text{Dureza troostita} &= \frac{\text{Dureza}(\text{microdurómetro}) + \text{Dureza}(\text{análisis de imagen})}{2} = \\ &= \frac{415 + 526}{2} = \mathbf{470,5HV} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{Dureza martensita} &= \frac{\text{Dureza}(\text{microdurómetro}) + \text{Dureza}(\text{análisis de imagen})}{2} = \\ &= \frac{605 + 842}{2} = \mathbf{723,5HV} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{Dureza global} &= \% \text{ troostita} \times 470,5 + \% \text{ martensita} \times 723,5 = \\ &= 0,2335 \times 470,5 \text{ HV} + 0,7665 \times 723,5 \text{ HV} = \mathbf{664,425 HV} \end{aligned}$$

Otras propiedades mecánicas

Si tomamos como referencia los valores expuestos en la tabla de estructuras del acero (Pág. 72) podemos calcular de forma **aproximada** algunas **otras propiedades mecánicas** para nuestro material:

- **Dureza global:**

$$\text{Dureza troostita (enfriamiento lento)} \approx 450 \text{ HV} \quad \text{Dureza martensita} \approx 700 \text{ HV}$$

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

$$\% \text{ troostita} \times 450 + \% \text{ martensita} \times 700 = 0,2335 \times 450\text{HV} + 0,7665 \times 700\text{HV} = \mathbf{641,625 \text{ HV}}$$

Se observa una concordancia aceptable entre este valor de **dureza global aproximada** y el obtenido **experimentalmente: 664,425 HV**.

- **Resistencia a la tracción:**

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

$$\sigma_R \approx \frac{\text{Dureza(HV)}}{3} = \frac{664,425}{3} = 221,475 \text{ kg/mm}^2 \approx 2.170,4 \text{ N/mm}^2 \approx \mathbf{2.170,4 \text{ MPa}}$$

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

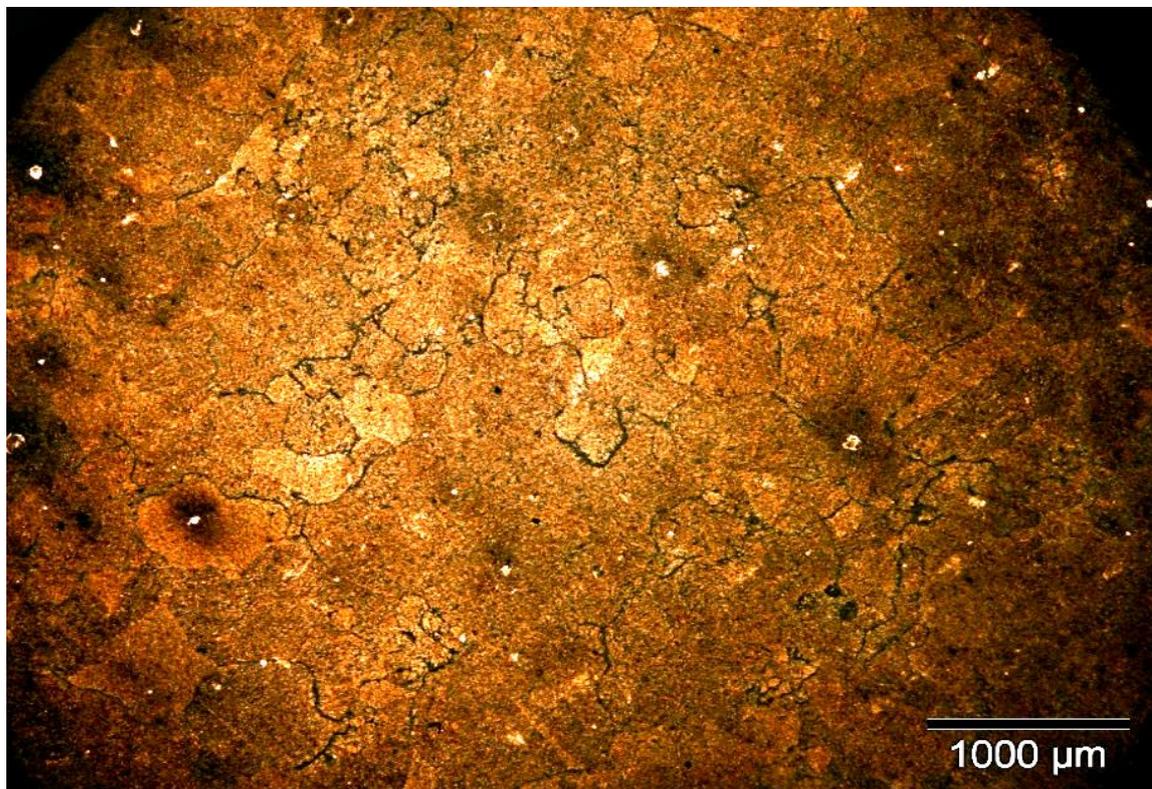
La **resistencia a la fatiga** y el **límite elástico** los podemos **aproximar** como:

$$\sigma_F \approx \frac{\text{tracción}}{2} = \mathbf{1.085,2 \text{ MPa}} \quad \sigma_Y \approx \frac{\text{Dureza(HV)}}{3,3} \times \frac{9,8\text{N}}{1\text{kg}} = \mathbf{1975,77 \text{ MPa}}$$

Dureza aprox.(HV)	σ_R (MPa)	σ_F (MPa)	σ_Y (MPa)
665,31	2.170,4	1.085,2	1.973,15

5.3.6 Estudio de acero con microestructura de bainita inferior

Acero Perfor - Bainita inferior (11)



Estructura	Agujas de bainita inferior (negras) sobre un fondo blanco de martensita.					
Acero	HEVA Perfor – Bainita inferior.					
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>Medida indentaciones Vickers</u>		
720 HV	Σ Bainita inferior = 582 HV Σ Martensita = 661 HV			Σ Bainita inferior = 710 HV Σ Martensita = 866 HV		
Estado	Transformación isotérmica incompleta de la austenita a 375° (Aproximadamente 40% de transformación).					

Σ : Media aritmética de las durezas obtenidas con el microdurómetro en cada fase.

La bainita inferior tiene un aspecto acicular bastante parecido al de la martensita. La microestructura corresponde a un acero Perfor Heva calentado a 780° y luego transformado isotérmicamente a 350°. La transformación isotérmica se interrumpió y se obtuvo un 40% de bainita inferior aproximadamente.

La bainita inferior está constituida por agujas alargadas de ferrita, que contienen delgadas placas de carburos. Estas pequeñas placas son paralelas entre si y su dirección forma un ángulo de 60 grados con el eje de las agujas de ferrita.

Un tratamiento típico con el que se obtiene estructura bainítica es el *austempering* que implica la transformación isotérmica de la austenita. En cambio la mayoría de los tratamientos que se dan a los aceros como el temple, normalizado, recocido, etc., son de enfriamiento continuo. En el *austempering*, el enfriamiento se hace en dos etapas. Después de calentar los aceros a elevada temperatura (760-790°), se enfrían primero en baño caliente (350-550°) de plomo o de sales fundidas y luego, al cabo de un cierto tiempo, se enfría el acero al aire o al agua.

Otro ejemplo muy clásico y antiguo de tratamiento isotérmico es el *patenting*, que se utiliza para la fabricación del alambre “cuerda de piano”.

Restauración y observación

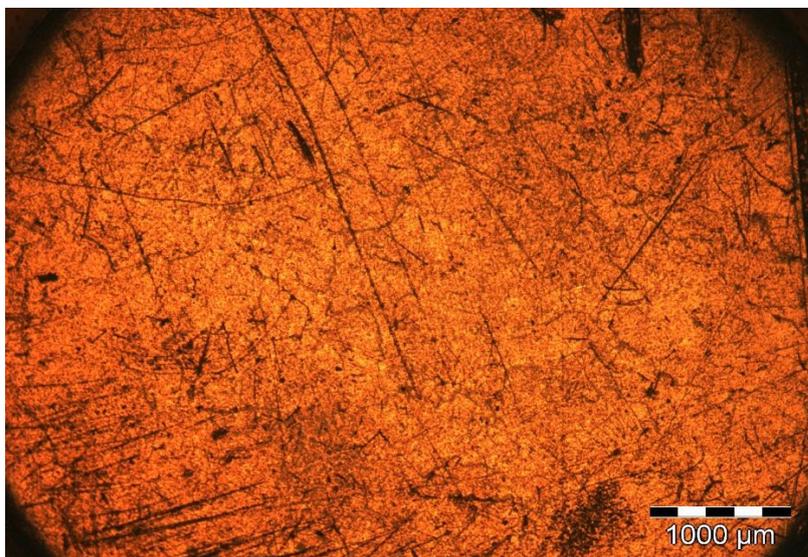


Imagen 1

Acero Perfor-Bainita inferior X25, antes del proceso de restauración.

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

Ni siquiera se adivinan aquí las fases que componen la microestructura: bainita inferior y martensita.

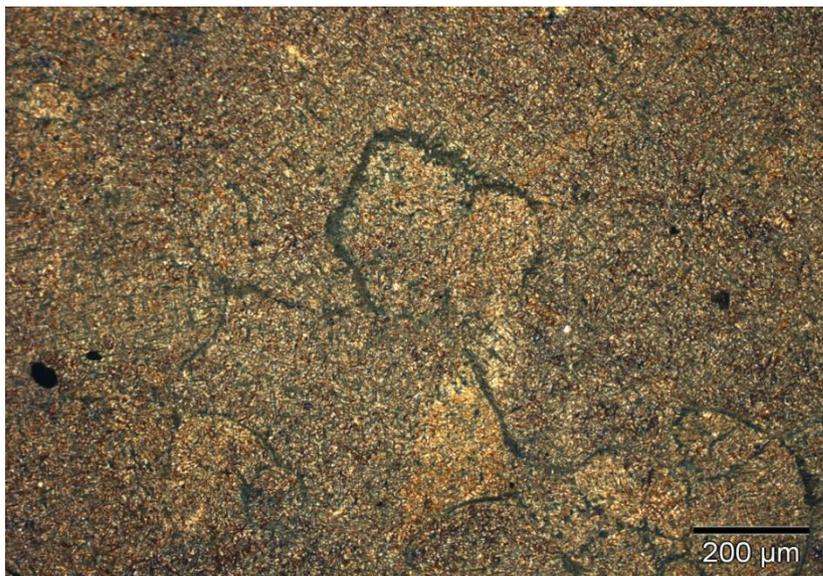


Imagen 2

Acero Perfor-Bainita inferior X100, 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 contornos oscuros de bainita inferior sobre el fondo más claro y multicolor de martensita.



Imagen 3

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

Obsérvense en la imagen los cristales aciculares de bainita inferior (color oscuro), que aparecen concentrados diseñando una especie de “rodilla”, y que destacan sobre el fondo de martensita (agujas multicolores y brillantes).

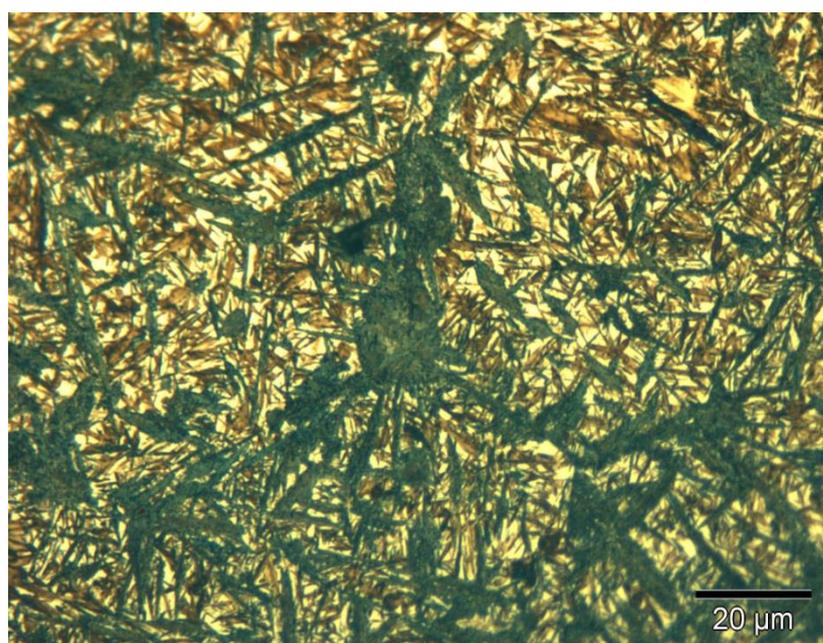


Imagen 4

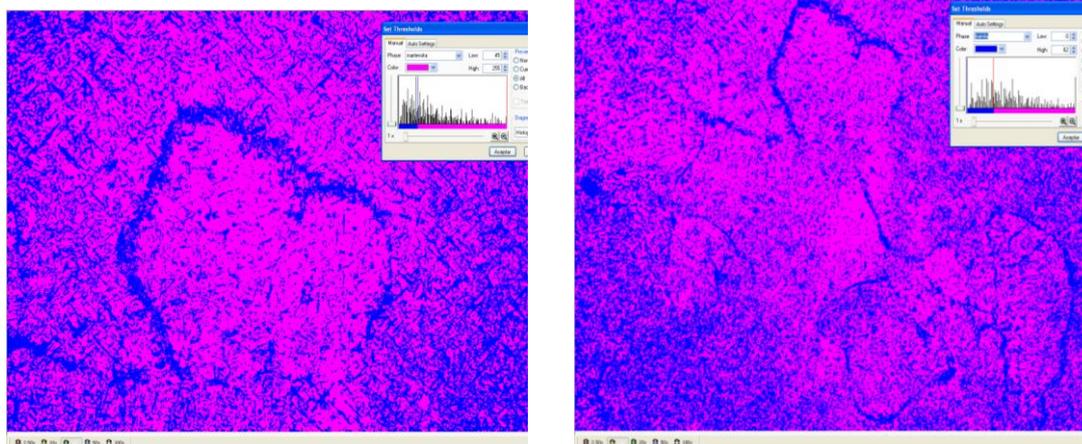
Acero Perfor-Bainita inferior X1000, tras el proceso de restauración.

A 1000 aumentos se aprecian con claridad las fases: martensita (fondo acicular claro -multicolor) y bainita inferior (cristales oscuros, también con forma de aguja).

La bainita inferior está formada por agujas alargadas de ferrita, que contienen delgadas placas de carburos.

Medición del Tamaño de Grano y Análisis de Fase

En este caso, nos ha sido imposible realizar la medición del tamaño de grano de la muestra con el programa de análisis de imagen debido a la singular estructura de las fases, bainita y martensita.



Análisis de fases de la muestra: bainita y martensita (x200) y (x100).

bainita: 0 - 44	Area	martensita: 45 - 255	Area
μm^2	%	μm^2	%
141340,05	36,98	240911,12	63,02

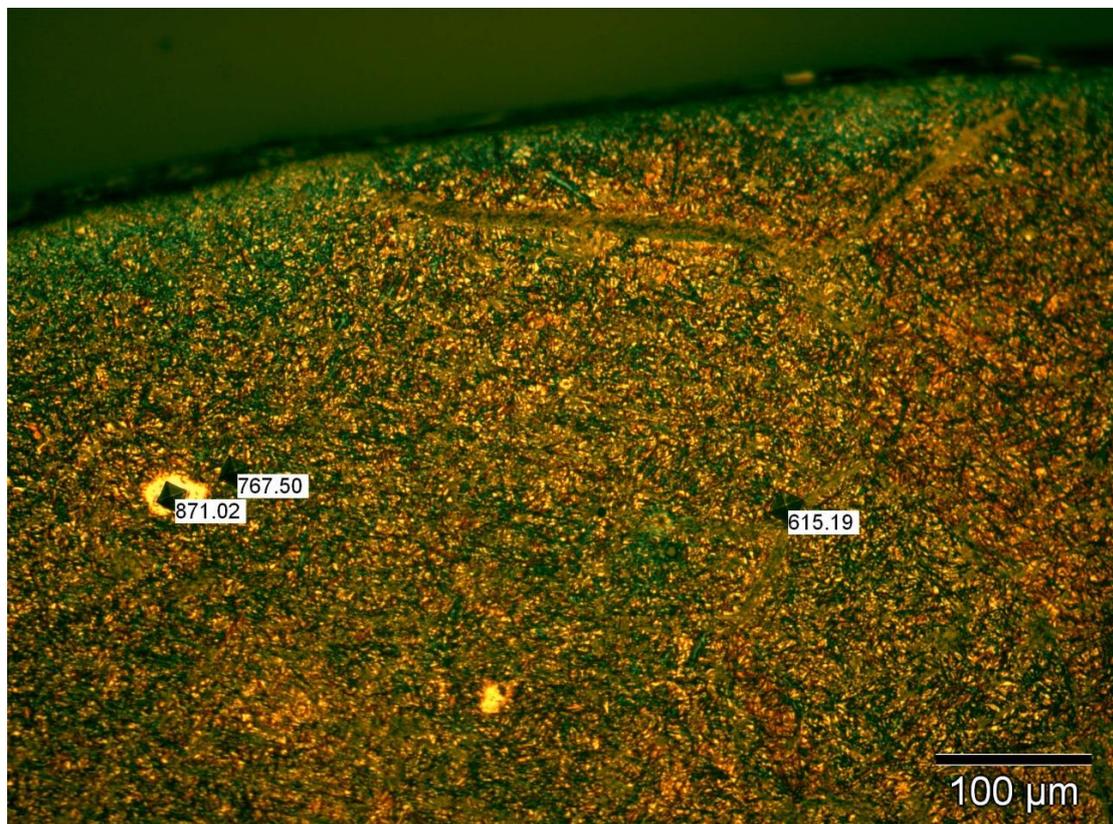
bainita: 0 - 62	Area	martensita: 63 - 255	Area
μm^2	%	μm^2	%
579050,91	37,87	949953,76	62,13

Tras realizar el análisis de fases en dos zonas diferentes de la muestra 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: 40 % bainita, 60 % martensita (aprox.).

PROPORCIÓN DE FASES	Bainita inferior (%)	Martensita (%)
Catálogo de la colección	≈ 40	≈ 60
Análisis de imagen_1 (x200)	36,98	63,02
Análisis de imagen_2 (x100)	37,87	62,13
Análisis de imagen (media)	37,42	62,58

Dureza

Una vez obtenidas 5 medidas de microdureza en cada una de las fases (bainita inferior y martensita) 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 medida en diferentes zonas de la muestra (x200).

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

Dureza	<u>Microdurómetro</u>	<u>Medida indentaciones Vickers</u>
719,63 HV	\sum Bainita inferior = 582,42 HV	\sum Bainita inferior = 710,035 HV
	\sum Martensita = 660,85 HV	\sum Martensita = 866,18 HV

La medida de la dureza que proporciona el programa de análisis de imagen es mucho más precisa, 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 200g de carga, debido a la gran dureza de las fases que constituyen esta aleación (bainita inferior 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:

$$\begin{aligned} \text{Dureza bainita} &= \frac{\text{Dureza}(\text{microdurómetro}) + \text{Dureza}(\text{análisis de imagen})}{2} = \\ &= \frac{582,42 + 710,035}{2} = \mathbf{646,23HV} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{Dureza martensita} &= \frac{\text{Dureza}(\text{microdurómetro}) + \text{Dureza}(\text{análisis de imagen})}{2} = \\ &= \frac{660,85 + 866,18}{2} = \mathbf{763,52HV} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{Dureza global} &= \% \text{ bainita inferior} \times 646,23 + \% \text{ martensita} \times 763,52 = \\ &= 0,3742 \times 646,23 \text{ HV} + 0,6258 \times 763,52 \text{ HV} = \mathbf{719,63 HV} \end{aligned}$$

Otras Propiedades Mecánicas

Si tomamos como referencia los valores ya expuestos en la tabla de estructuras del acero (Pág. 72), podemos calcular de forma **aproximada** algunas **otras propiedades mecánicas** para nuestro material:

- **Dureza global:**

$$\text{Dureza bainita} \approx 630 \text{ HV} \quad \text{Dureza martensita} \approx 700 \text{ HV}$$

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

$$\% \text{ bainita inferior} \times 630 + \% \text{ martensita} \times 740 = 0,4 \times 630\text{HV} + 0,6 \times 700\text{HV} = 672 \text{ HV}$$

Se observa una **concordancia aceptable** entre este valor de **dureza global aproximada** y el obtenido **experimentalmente: 720 HV**.

- **Resistencia a la tracción:**

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

$$\sigma_R \approx \frac{\text{Dureza(HV)}}{3} = \frac{720}{3} = 240 \text{ kg/mm}^2 \approx 2352 \text{ N/mm}^2 \approx \mathbf{2352 \text{ MPa}}$$

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

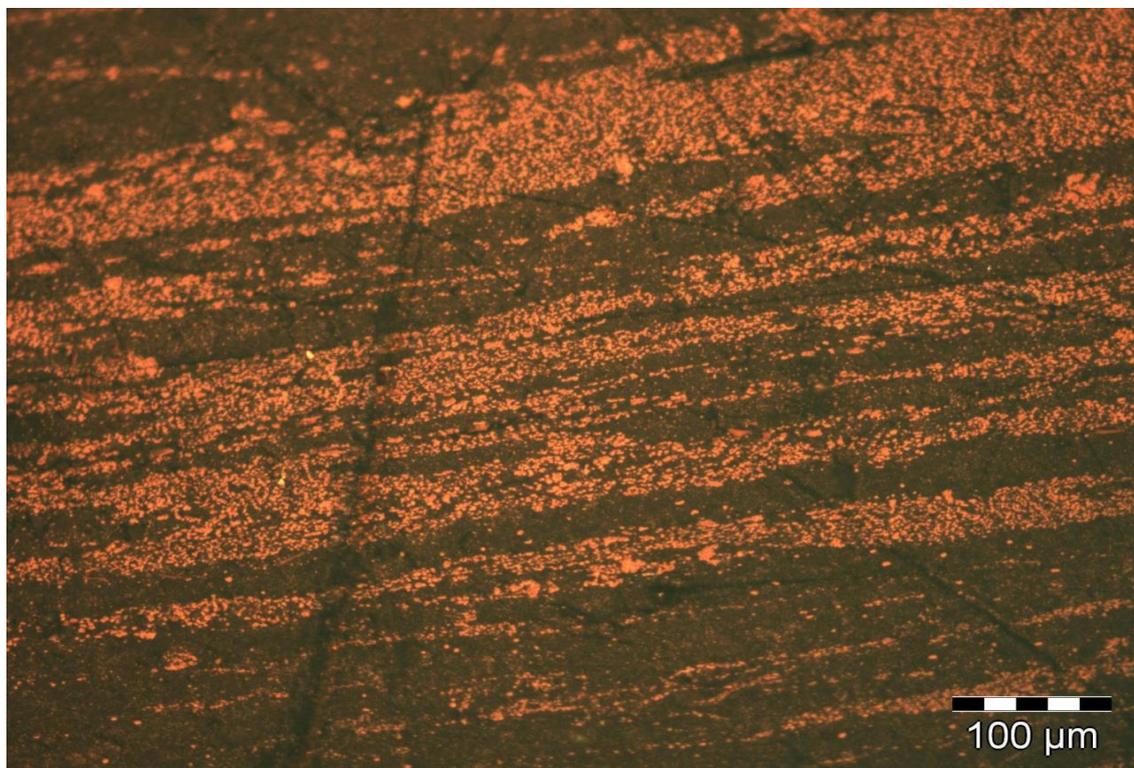
La **resistencia a la fatiga** y el **límite elástico** los podemos **aproximar** como:

$$\sigma_F \approx \frac{\text{tracción}}{2} = \mathbf{1176 \text{ MPa}} \quad \sigma_Y \approx \frac{\text{Dureza(HV)}}{3,3} \times \frac{9,8N}{1kg} = \mathbf{2138,18 \text{ MPa}}$$

PROPIEDADES MECÁNICAS APROXIMADAS			
Dureza global (HV)	σ_R (kg/mm ²)	σ_F (kg/mm ²)	σ_Y (kg/mm ²)
720	2.352	1.176	2.138,18

5.3.7 Estudio de acero con microestructura de carburos en bandas

Carburos en bandas (14)



Estructura	Carburos complejos de wolframio y de cromo formando bandas (blancos) sobre un fondo negro de sorbita. 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 en bandas						
Composición	C=0,76%	W=18%	Cr=4,25%	V=1%	Si=0,24%	S=0,017%	P=0,012%
Ataque	Reactivo CARRAN (cloruro férrico 10 gr., ácido clorhídrico 30 cc., agua 120cc.) durante 10 segundos.						
Dureza 243 HV	<u>Microdurómetro</u>			<u>Medida indentaciones Vickers</u>			
	Σ Sorbita = 230,63 HV			Σ Sorbita = 238,33 HV			
	Σ Carburos = 292,3 HV			Σ Carburos = 313,35 HV			
Estado	Recocido. La probeta ha sido observada de un desbaste recocido en fase intermedia de transformación.						

En ocasiones, en los procesos intermedios de transformación de los aceros, aparecen grandes masas de carburos que aún no han sido destruidas por forja en las fases iniciales de fabricación quedando en forma de bandas orientadas como se ve en la microfotografía.

Se puede observar la microestructura de un acero rápido (18-4-1) en desbaste, en proceso de fabricación, en la que aparecen los carburos complejos de wolframio y cromo, agrupados todavía en bandas o rosarios sobre un fondo de sorbita. Es necesario continuar el trabajo en caliente del material para dejarlo en condiciones de utilización.

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.

Restauración y observación

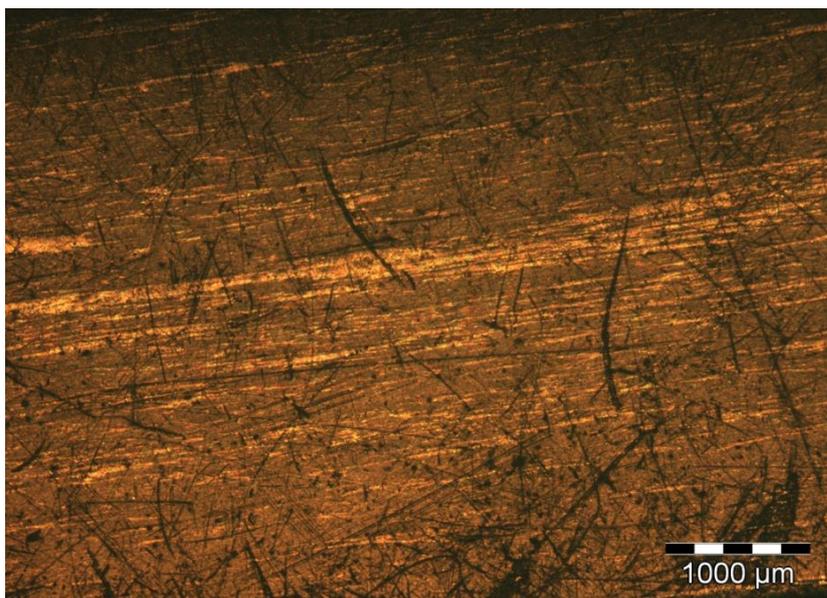


Imagen 1

Carburos en bandas x25, antes del proceso de restauración.

A pesar de los arañazos que emborronan la superficie de la muestra antes de ser restaurada, se observan con claridad en la imagen las líneas claras y brillantes de los carburos de wolframio y cromo sobre el fondo oscuro de sorbita.

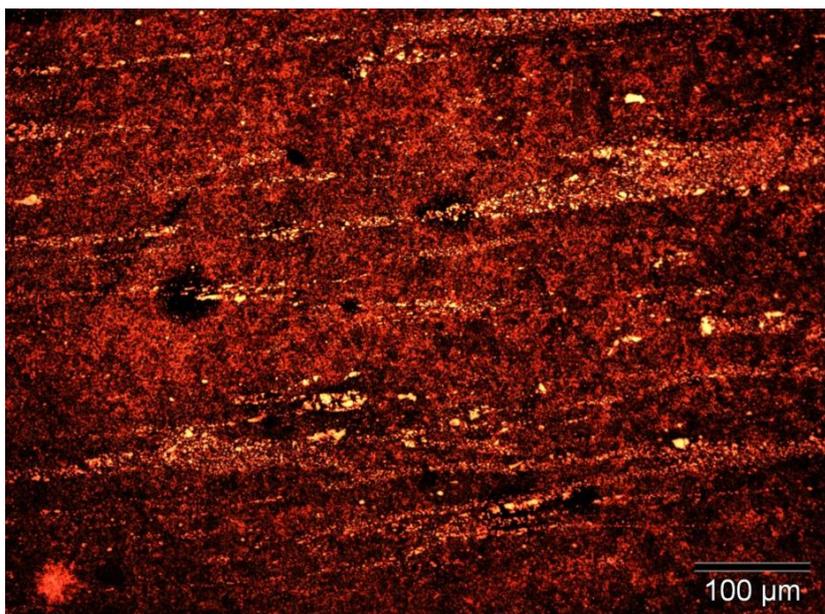


Imagen 2

Carburos en bandas x200, tras el proceso de restauración.

La muestra desbastada, pulida y atacada con reactivo CARRAN.

Se observa la microestructura de un acero rápido en proceso de fabricación. Aparecen carburos complejos de W y Cr agrupados en bandas o rosarios sobre un fondo de sorbita. Hay que continuar el trabajo en caliente para alcanzar condiciones de utilización.

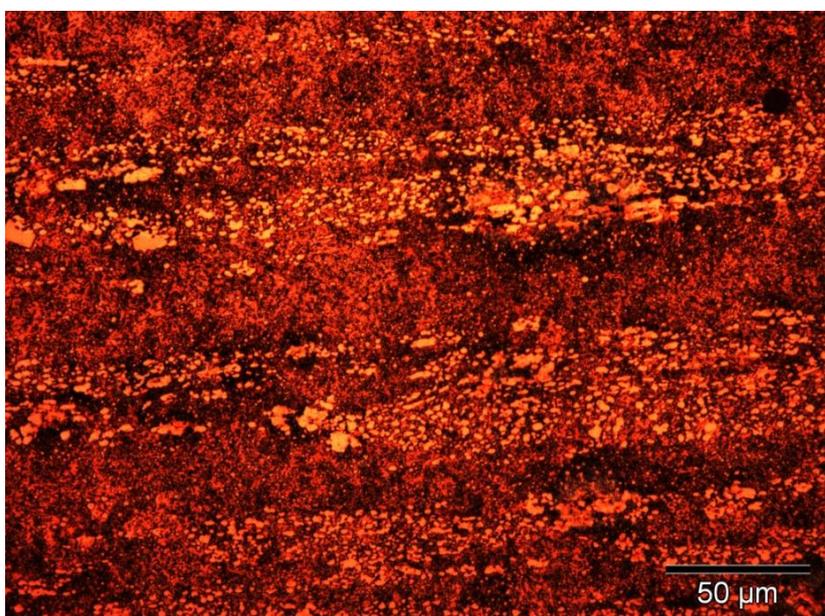


Imagen 3

Carburos en bandas x500, tras el proceso de restauración.

Se observan en la imagen zonas de acumulación de los carburos de W y Cr sobre el fondo de sorbita. A pesar de que estos carburos poseen una dureza extraordinaria (1700-2400HV) que confiere al material muy altas prestaciones, su heterogénea distribución en el seno del material provoca la fragilización del mismo.

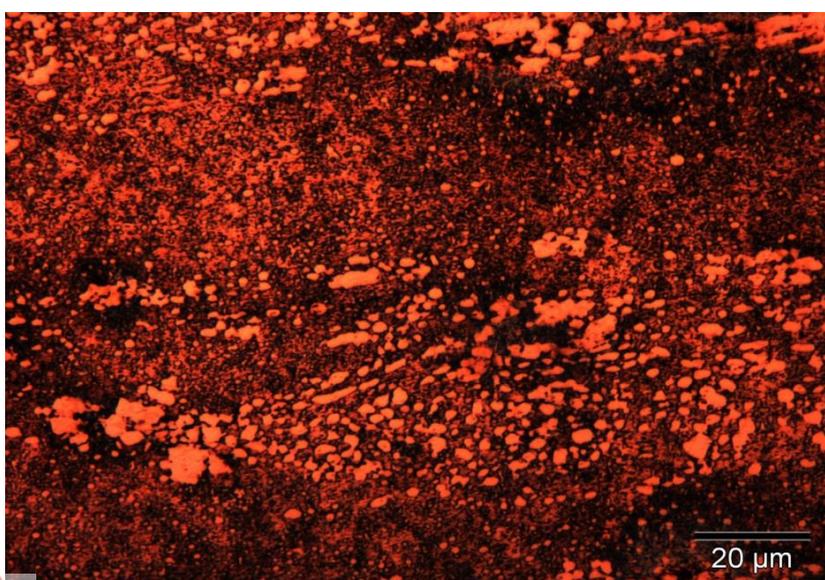


Imagen 4

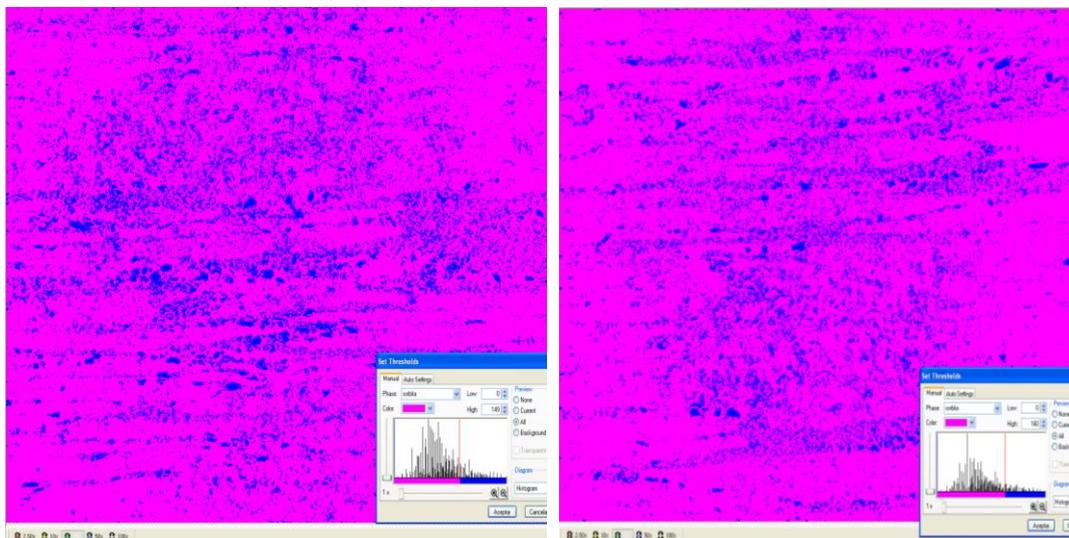
Carburos en bandas x1000, tras el proceso de restauración.

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.

Se observan granos gruesos de carburos en ciertas zonas.

Medición del Tamaño de Grano y Análisis de Fase

En este caso, nos ha sido imposible realizar la medición del tamaño de grano de la muestra con el programa de análisis de imagen debido a la singular estructura de las fases, bainita y martensita.



Análisis de fases de la muestra: sorbita (rosa) y carburos (azul) (x200).

sorbita: 0 - 149	Area	carburos: 150 - 255	Area
μm^2	%	μm^2	%
330619,91	86,49	51631,26	13,51

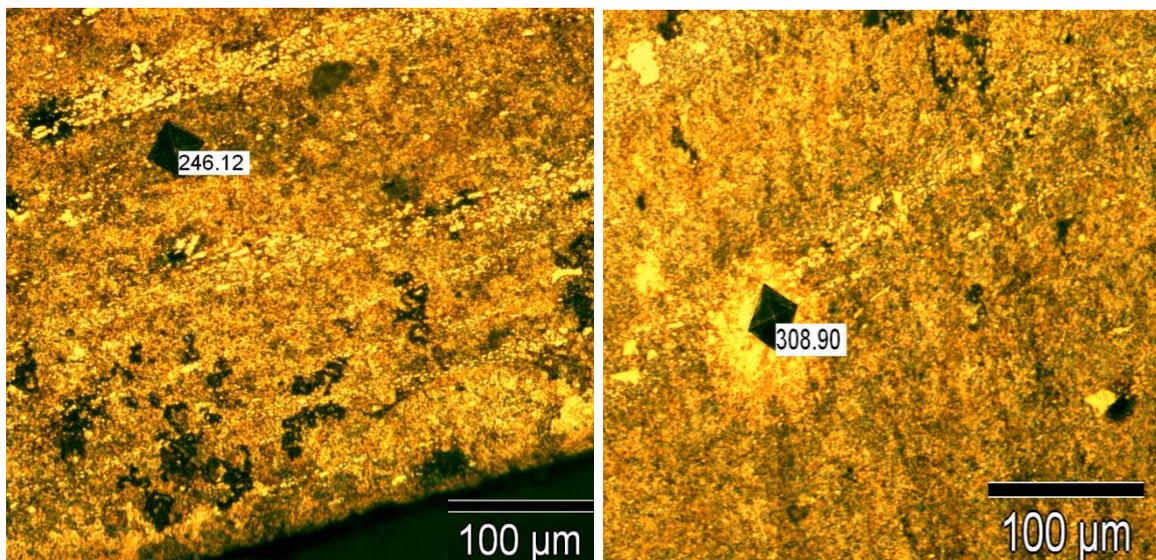
sorbita: 0 - 160	Area	carburos: 161 - 255	Area
μm^2	%	μm^2	%
337937,68	88,41	44313,48	11,59

Tras realizar el análisis de fases en dos zonas diferentes de la muestra de carburos en bandas, a x200 en ambas zonas, observamos que el porcentaje de sorbita y carburos 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.

PROPORCIÓN DE FASES	Sorbita (%)	Carburos (%)
Análisis de imagen_1 (x200)	88,41	11,59
Análisis de imagen_2 (x200)	86,49	13,51
Análisis de imagen (media)	87,45	12,55

Dureza

Una vez obtenidas 5 medidas de microdureza en cada una de las fases (sorbita y carburos) 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 sorbita (x200).

Dureza medida en los carburos (x200).

La media aritmética de las **5 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>Medida indentaciones Vickers</u>
	243,06 HV	\sum sorbita = 230,63 HV \sum carburos = 292,3 HV

Observamos que la diferencia de durezas obtenidas por ambos métodos es mínima en este caso. Las huellas obtenidas en el ensayo de microdureza corresponden a indentaciones realizadas con 200 g de carga.

Nota: *Los carburos de Wolframio son extremadamente duros con unas durezas Vickers entre 1700-2400 al igual que los carburos de Cromo con unas durezas entre 1200-1600HV. En este caso, la microdureza obtenida sobre las bandas de carburos por el microdurómetro es notablemente menor a lo que debería. La muestra ha sido observada en un recocido en fase intermedia, pero aunque este tratamiento térmico sea utilizado para ablandar el material, esta disminución de la dureza sobre los carburos es excesiva. No disponemos de más información para poder explicar lo sucedido. Las microdurezas sobre los carburos se han realizado con una*

carga de 200g en 10 zonas diferentes con varios días de separación entre las medidas, descartando el error o mala preparación de las condiciones de ensayo del microdurómetro.

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:

$$\begin{aligned} \text{Dureza sorbita} &= \frac{\text{Dureza}(\text{microdurómetro}) + \text{Dureza}(\text{análisis de imagen})}{2} = \\ &= \frac{230,63 + 238,33}{2} = \mathbf{234,48HV} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{Dureza carburos} &= \frac{\text{Dureza}(\text{microdurómetro}) + \text{Dureza}(\text{análisis de imagen})}{2} = \\ &= \frac{292,3 + 313,35}{2} = \mathbf{302,83HV} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{Dureza global} &= \% \text{ sorbita} \times 234,48 + \% \text{ carburos} \times 302,83 = \\ &= 0,8745 \times 234,48 \text{ HV} + 0,1255 \times 302,83 \text{ HV} = \mathbf{243,06 HV} \end{aligned}$$

Otras Propiedades Mecánicas

Si tomamos como referencia los valores ya expuestos en la tabla de estructuras del acero (Pág. 72), podemos calcular de forma **aproximada** algunas **otras propiedades mecánicas** para nuestro material:

- **Dureza aproximada:**

Dureza sorbita ≈ 250 HV

Dureza carburos wolframio-cromo $\approx 1200-2400$ HV

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

$$\% \text{ sorbita} \times 250 + \% \text{ carburos} \times 400 = 0,875 \times 250\text{HV} + 0,125 \times 400\text{HV} = \mathbf{269 \text{ HV}}$$

Observemos la **diferencia** con el valor experimental de dureza, **243 HV**.

- **Resistencia a la tracción:**

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

$$\sigma_R \approx \frac{\text{Dureza(HV)}}{3} = \frac{243}{3} = 81 \text{ kg/mm}^2 \approx 793,8 \text{ N/mm}^2 \approx \mathbf{793,8 \text{ MPa}}$$

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

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

$$\sigma_F \approx \frac{\text{tracción}}{2} = \mathbf{396,9 \text{ MPa}} \quad \sigma_Y \approx \frac{\text{Dureza(HV)}}{3,3} \times \frac{9,8\text{N}}{1\text{kg}} = \mathbf{721,63 \text{ MPa}}$$

PROPIEDADES MECÁNICAS APROXIMADAS			
Dureza global (HV)	σ_R (kg/mm ²)	σ_F (kg/mm ²)	σ_Y (kg/mm ²)
269	793,8	396,9	721,63

5.3.8 Estudio de acero con microestructura de descarburación

Descarburación (15)



Estructura	Zona periférica descarburada (blanca). Estructura defectuosa. Debe evitarse la producción de descarburaciones superficiales de toda clase de piezas que no van a sufrir ya ningún otro mecanizado antes de su empleo.				
Acero	Descarburación.				
Composición	C=0,53%	Mn=0,75%	Si=1,70%	P=0,019%	S=0,021%
Ataque	Picral al 5% durante 23 segundos.				
Dureza Perif: 159 HV Trans: 217 HV Núcleo: 235 HV	<u>Microdurómetro</u>			<u>Medida indentaciones Vickers</u>	
	∑ Periferia = 157 HV			∑ Periferia = 161 HV	
	∑ Zona transición = 215 HV			∑ Zona transición = 218 HV	
	∑ Núcleo = 233 HV			∑ Núcleo = 237 HV	
Estado	Recocido. Sección transversal de una barra de 15 mm de diámetro.				

∑ : Media aritmética de las durezas obtenidas con el microdurómetro en cada fase.

Un efecto que se presenta a veces en las barras o piezas de acero, es la descarburación.

Al producirse una descarburación nos encontramos en las piezas o herramientas con dos materiales sensiblemente diferentes:

1. El material de la zona superficial descarburada de muy bajo contenido en carbono, que no templará.
2. El material de la zona interior, con el contenido de carbono que corresponde al acero original.

Cuando se trata de aceros para herramientas de un gran porcentaje de carbono, las descarburaciones son muy perjudiciales, ya que en la zona descarburada después del temple quedará con baja dureza y dará muy poco rendimiento en el corte y tendrá poca resistencia al desgaste, abrasión, etc.

Los problemas que crea una capa descarburada en las piezas de maquinaria se comprenden al recordar que es precisamente en la zona superficial de las piezas donde los esfuerzos debidos a la flexión o torsión, alcanzan su valor máximo y en las piezas descarburadas es precisamente en la capa periférica donde menores son los valores de la resistencia a la tracción, límite de elasticidad, resistencia a la fatiga, al desgaste, etc.

La descarburación se produce en los procesos de forja y laminación, y también en los recocidos de los aceros. Puede evitarse con un control cuidadoso de la atmósfera del horno. En las piezas o herramientas de responsabilidad es muy recomendable en ocasiones prever un ligero exceso de material durante los tratamientos térmicos que luego se puede eliminar al final del proceso por mecanizado o rectificado, eliminándose así cualquier posible descarburación.

Restauración y observación

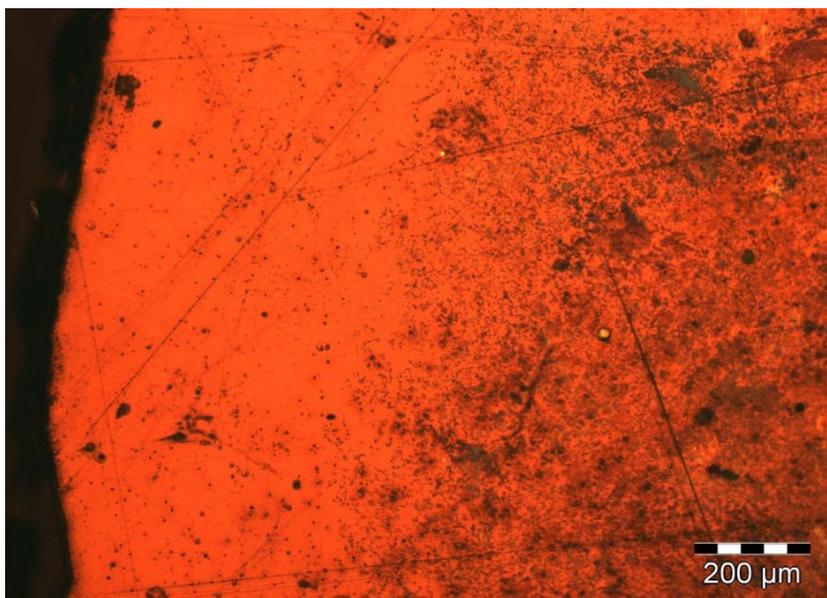


Imagen 1

Descarburación x100, antes del proceso de restauración.

Obsérvese el mal estado de conservación que presentaba la muestra antes de ser restaurada.

Solo se aprecian en ella rayas y suciedad. Su microestructura se encuentra oculta por la degradación de su superficie.



Imagen 2

Descarburación x100, tras el proceso de restauración.

Una vez desbastada, pulida y atacada con picral al 5%, podemos ver claramente las 2 regiones fundamentales que se distinguen en la microestructura de la muestra: la periferia descarburada (clara) y la zona central o núcleo, que conserva su contenido original de C (0,53%C) (oscura).

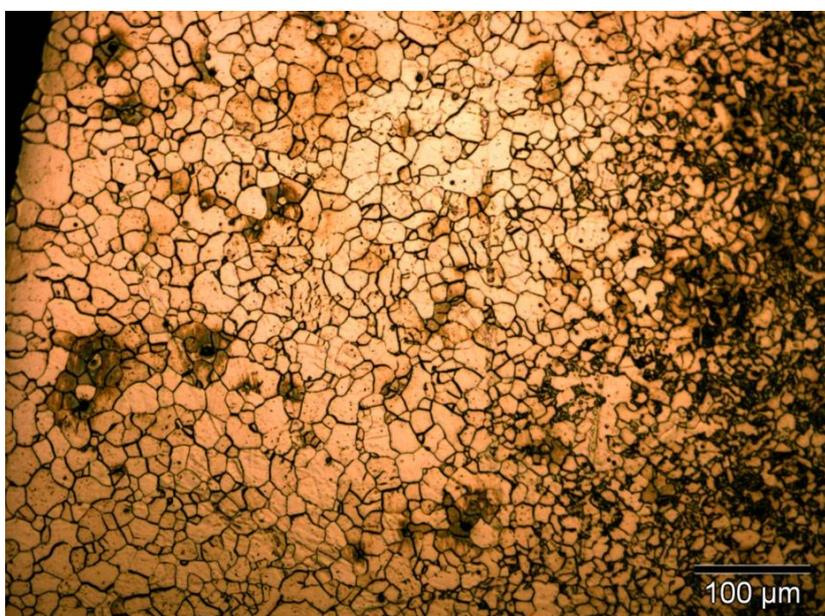


Imagen 3

Descarburación x200, tras el proceso de restauración.

En esta imagen de la periferia se hace patente la gran disminución del %C: aparecen casi de forma exclusiva cristales de ferrita (blancos, algunos de ellos bastante gruesos) a costa de la desaparición masiva de la perlita (granos negros).

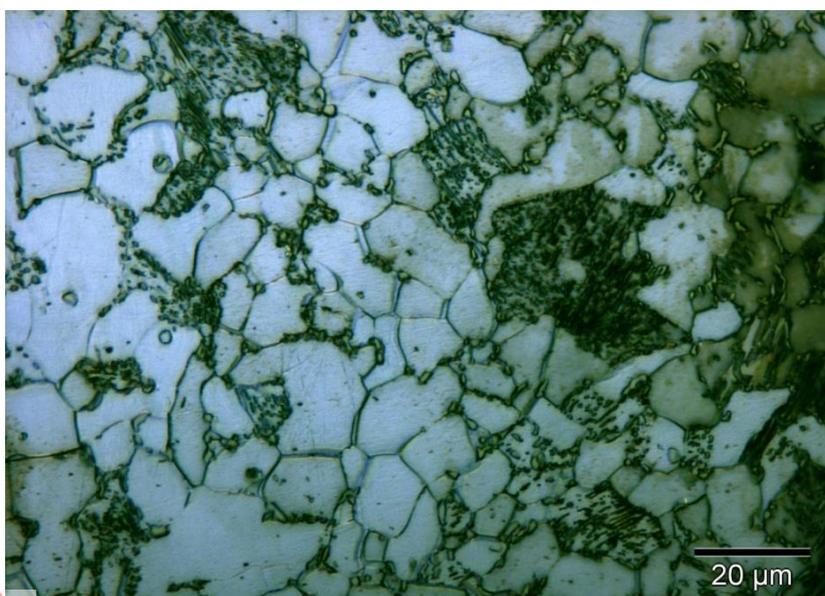


Imagen 4

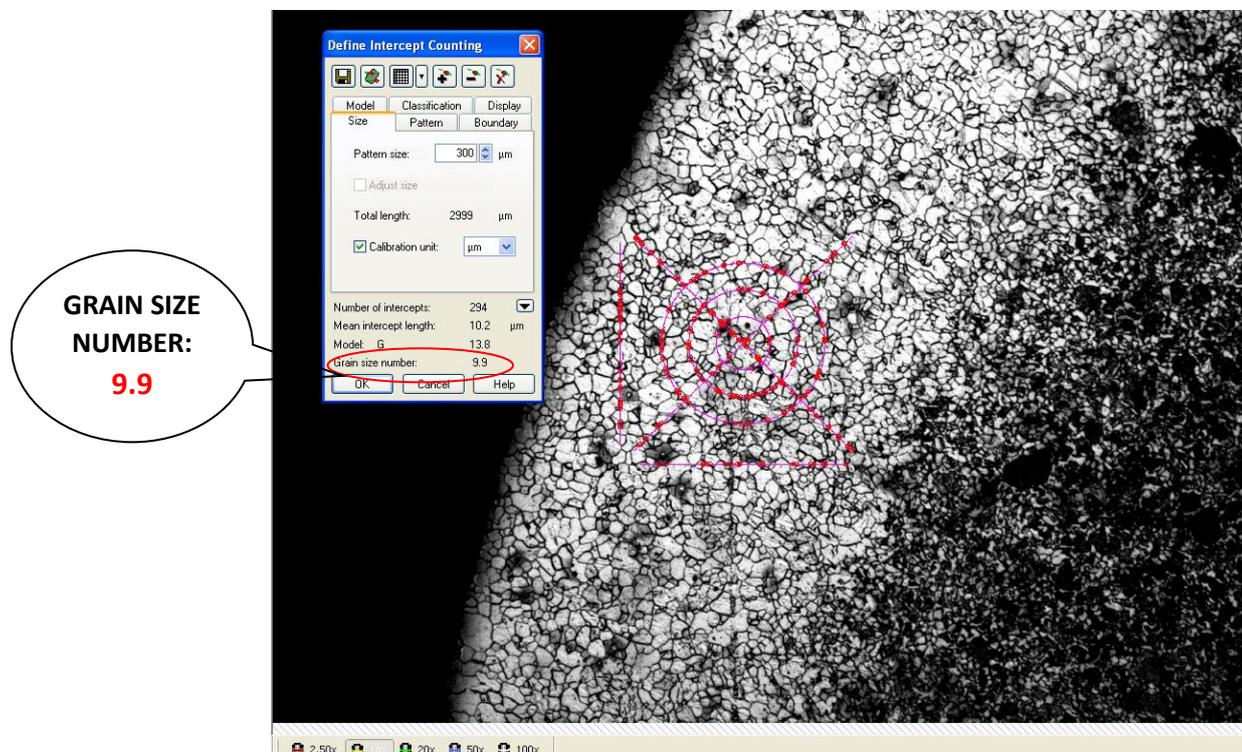
Descarburación x1000, tras el proceso de restauración.

A 1000 aumentos, se aprecia bien la desintegración de los granos oscuros de perlita en el seno de la matriz ferrítica.

Esta desintegración de la perlita es tanto mayor cuanto más nos alejamos del centro de la muestra.

Medición del Tamaño de Grano y Análisis de Fase

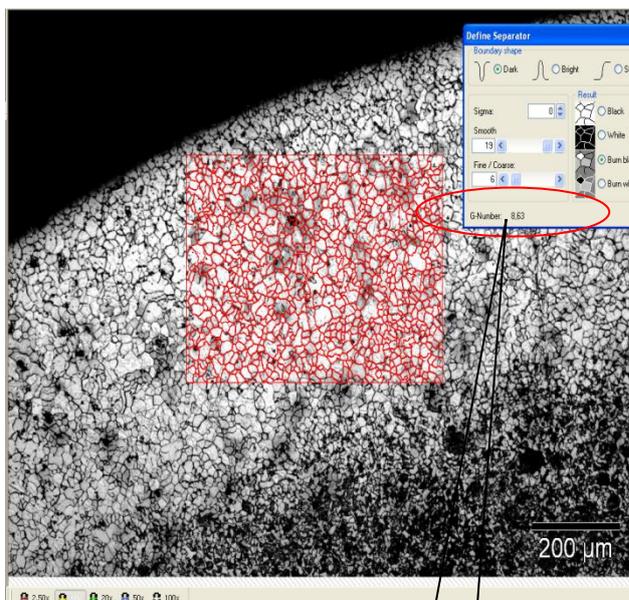
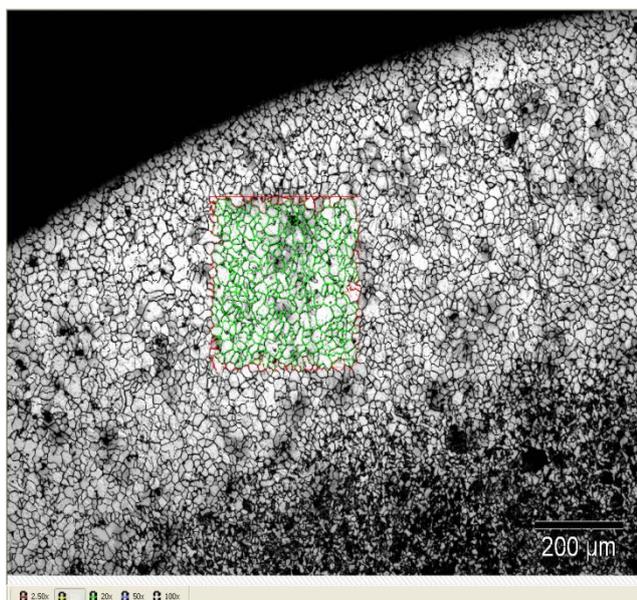
Tamaño de Grano, periferia descarburada de la muestra.



Método del segmento interceptado (x100).

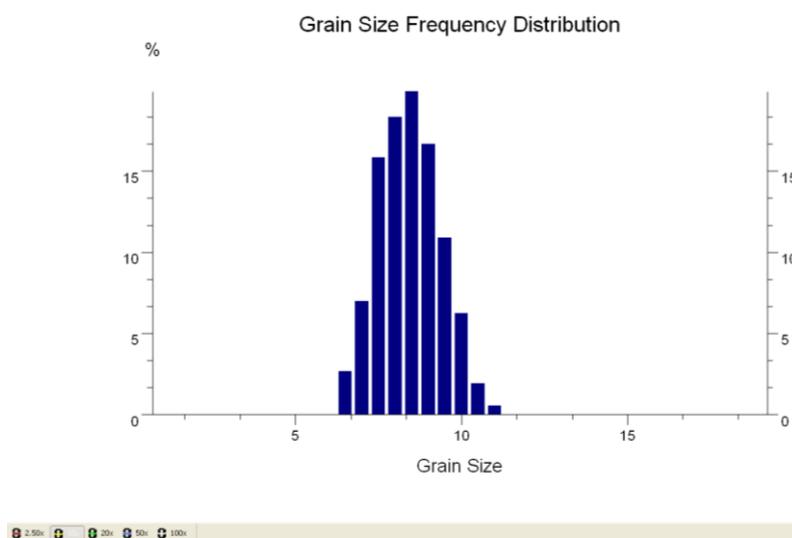
Tras realizar **6 medidas del tamaño de grano** en diferentes zonas de la **periferia descarburada** del material, con el **método del segmento interceptado**, obtenemos un **tamaño de grano medio de $n=9,9$** . El **método planimétrico**, una vez analizado el **tamaño de grano en 5 zonas** diferentes de la **periferia descarburada**, arroja una **media de tamaño de grano de $n=8,63$** .

La **diferencia de resultado** entre los dos métodos puede deberse, no solo a que las zonas analizadas por uno y otro método son diferentes, sino principalmente a que **el método planimétrico ofrece resultados mucho más precisos** y ajustados a la morfología real de los cristales que conforman la microestructura. A pesar de ello, proporcionaremos un **resultado medio de tamaño de grano entre ambos métodos: $n=9,3$** .

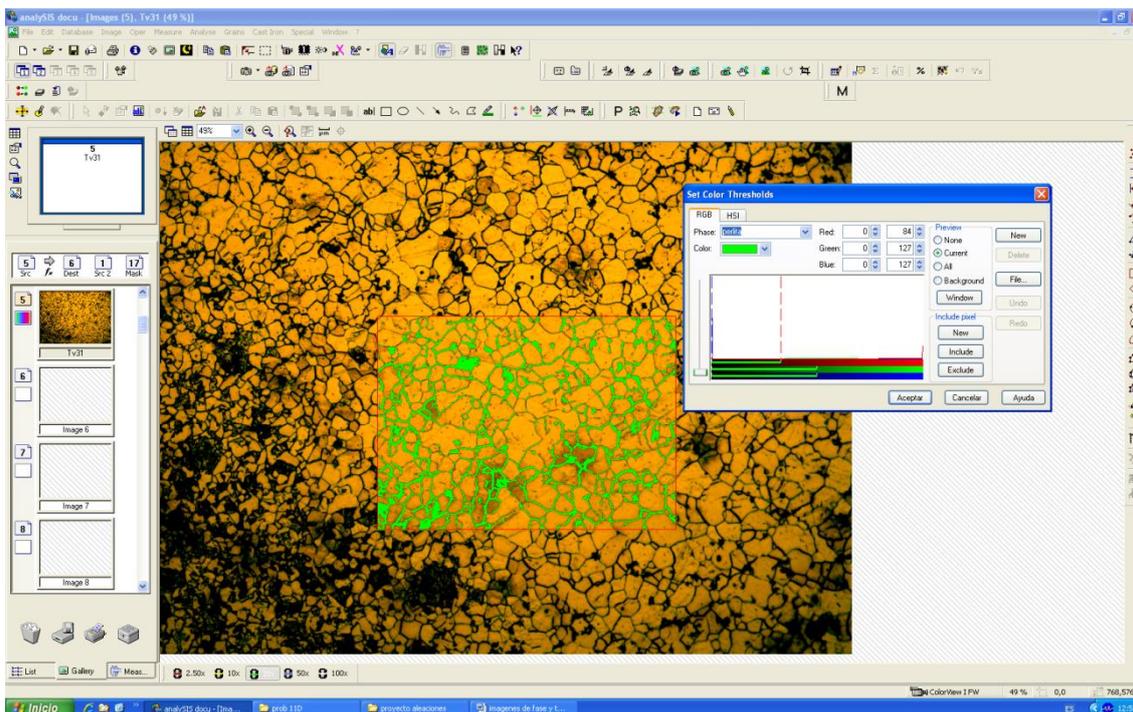


Método planimétrico (x100).

**GRAIN SIZE
NUMBER:
8.63**



Análisis de fases de la periferia descarburada: **perlita** y **ferrita**



Descarburación (x200).

perlita	Area
μm^2	%
107091,43	28,02

Tras realizar el análisis de fases en varias zonas diferentes de la periferia descarburada de la muestra a x200, observamos que el porcentaje de **perlita** y **ferrita** que nos da el programa de análisis de imagen es de **28,02 % perlita** y **71,98 % ferrita**.

El **porcentaje teórico de perlita y de ferrita en el núcleo** de esta muestra calculado con el dato de su contenido en carbono (**0,53 % C**) será:

$$\% \text{ perlita} = \frac{0,53 - 0}{0,77 - 0} = 68,83 \%$$

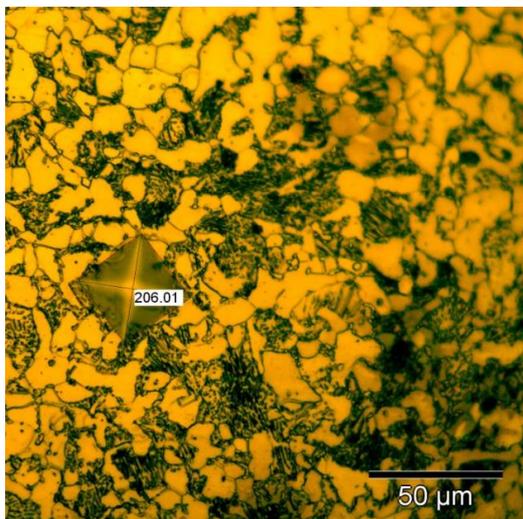
$$\% \text{ ferrita} = \frac{0,77 - 0,53}{0,77 - 0} = 31,17 \%$$

PROPORCIÓN DE FASES	Perlita (%)	Ferrita (%)
Núcleo (cálculo teórico: 0,53 % C)	68,83	31,17
Periferia (análisis de imagen x200)	28,02	71,98

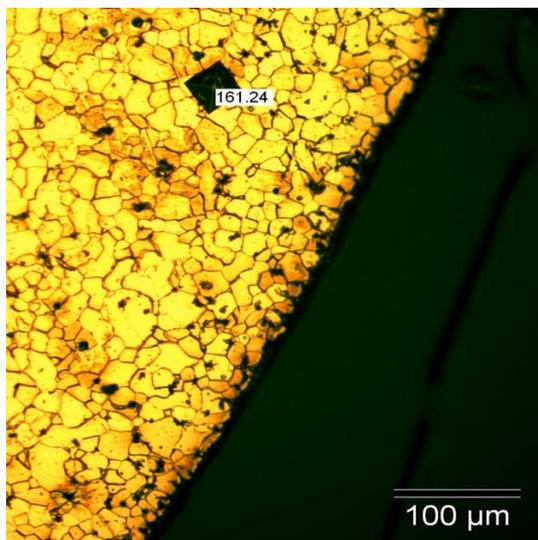
Observemos cómo la **descarburación de la periferia** (disminución del %C) **provoca la caída de la proporción de perlita** y el **aumento de la proporción de ferrita**, con respecto a la composición del núcleo de la muestra.

Dureza

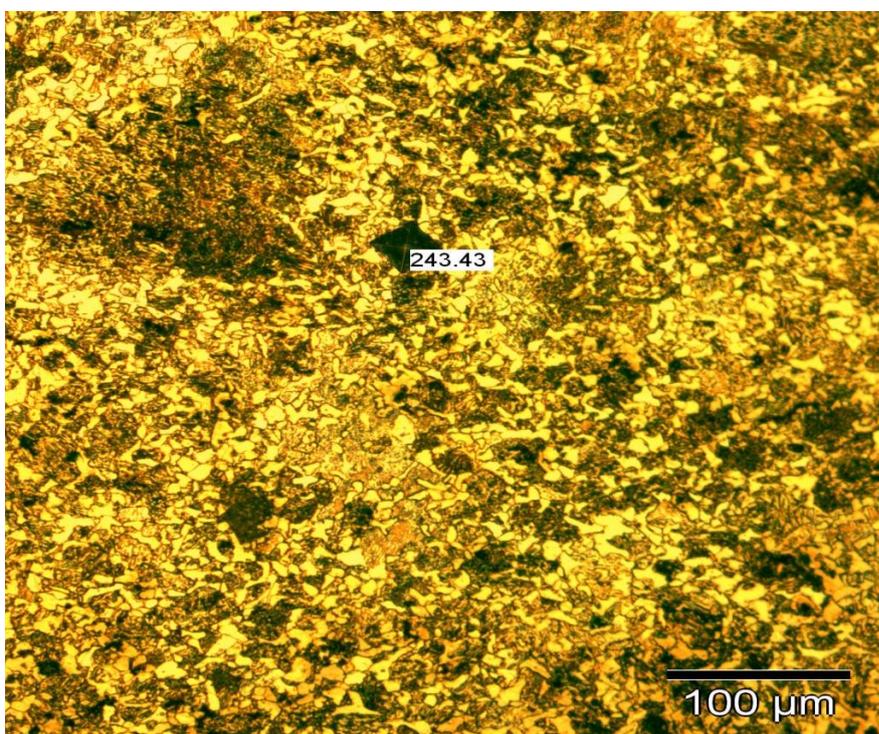
Una vez obtenidas **5 medidas de microdureza en cada una de las zonas (periferia, transición y núcleo)** de la muestra descarburada, con el **microdurómetro**, el siguiente paso ha sido **medir las huellas indentadas con el programa de análisis de imagen**.



Dureza medida en la periferia (x200).



Dureza medida en zona transición (x500).



Dureza medida en el núcleo (x200).

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

Dureza	<u>Microdurómetro</u>	<u>Medida indentaciones Vickers</u>
Perif: 159,01 HV Trans: 216,7 HV Núcleo: 235,29 HV	\sum Periferia = 156,74HV	\sum Periferia = 161,28HV
	\sum Zona transición = 215,5 HV	\sum Zona transición = 217,9 HV
	\sum Núcleo = 233,14 HV	\sum Núcleo = 237,44 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**):

$$\begin{aligned} \text{Dureza periferia} &= \frac{\text{Dureza}(\text{microdurómetro}) + \text{Dureza}(\text{análisis de imagen})}{2} = \\ &= \frac{156,74 + 161,28}{2} = \mathbf{159,01HV} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{Dureza transición} &= \frac{\text{Dureza}(\text{microdurómetro}) + \text{Dureza}(\text{análisis de imagen})}{2} = \\ &= \frac{215,5 + 217,9}{2} = \mathbf{216,7HV} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{Dureza sorbita} &= \frac{\text{Dureza}(\text{microdurómetro}) + \text{Dureza}(\text{análisis de imagen})}{2} = \\ &= \frac{233,14 + 237,34}{2} = \mathbf{235,29HV} \end{aligned}$$

La **dureza global** se calcularía:

$$\begin{aligned} \text{Dureza global} &= \% \text{ periferia} \times \text{HV}(\text{perif}) + \% \text{ transición} \times \text{HV}(\text{trans}) + \% \text{ núcleo} \times \text{HV}(\text{núcleo}) = \\ &= \dots \times 159,01 \text{ HV} + \dots \times 216,7 \text{ HV} + \dots \times 235,29 \text{ HV} = \dots \text{ HV} \end{aligned}$$

Otras Propiedades Mecánicas

Si tomamos como referencia los valores ya expuestos en la tabla de estructuras del acero (Pág. 72), podemos calcular de forma **aproximada** algunas **otras propiedades mecánicas** para nuestro material:

- **Dureza aproximada en el núcleo:**

$$\text{Dureza ferrita} \approx 100 \text{ HV} \quad \text{Dureza perlita} \approx 250 \text{ HV}$$

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

$$\% \text{ ferrita} \times 100 + \% \text{ perlita} \times 250 = 0,31 \times 100\text{HV} + 0,69 \times 250\text{HV} = \mathbf{203,5 \text{ HV}}$$

Comparemos este valor aprox. con el **valor dureza experimental núcleo: 235,29 HV**.

- **Resistencia a la tracción:**

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

$$\sigma_{R.\text{periferia}} \approx \frac{\text{Dureza(HV)}}{3} = \frac{159}{3} = 53 \text{ kg/mm}^2 \approx 519,4 \text{ N/mm}^2 \approx \mathbf{519,4 \text{ MPa}}$$

$$\sigma_{R.\text{transición}} \approx \frac{\text{Dureza(HV)}}{3} = \frac{216,7}{3} = 72,23 \text{ kg/mm}^2 \approx 707,8 \text{ N/mm}^2 \approx \mathbf{707,8 \text{ MPa}}$$

$$\sigma_{R.\text{núcleo}} \approx \frac{\text{Dureza(HV)}}{3} = \frac{235,29}{3} = 78,43 \text{ kg/mm}^2 \approx 768,6 \text{ N/mm}^2 \approx \mathbf{768,6 \text{ MPa}}$$

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

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

$$\sigma_{F.\text{peri}} \approx \frac{\text{tracción}}{2} = \mathbf{259,7 \text{ MPa}} \quad \sigma_{Y.\text{peri}} \approx \frac{\text{Dureza(HV)}}{3,3} \times \frac{9,8\text{N}}{1\text{kg}} = \mathbf{472,18 \text{ MPa}}$$

$$\sigma_{F.\text{trans}} \approx \frac{\text{tracción}}{2} = \mathbf{359,3 \text{ MPa}} \quad \sigma_{Y.\text{trans}} \approx \frac{\text{Dureza(HV)}}{3,3} \times \frac{9,8\text{N}}{1\text{kg}} = \mathbf{643,53 \text{ MPa}}$$

$$\sigma_{F.\text{nucl}} \approx \frac{\text{tracción}}{2} = \mathbf{384,3 \text{ MPa}} \quad \sigma_{Y.\text{nucl}} \approx \frac{\text{Dureza(HV)}}{3,3} \times \frac{9,8\text{N}}{1\text{kg}} = \mathbf{698,74 \text{ MPa}}$$

- La cantidad de **granos por pulgada²** en la **periferia descarburada** de la probeta la obtenemos con la siguiente expresión, siendo **n** el **tamaño de grano** obtenido con ambos métodos:

$$N = 2^{n-1} = 2^{9,3-1} = 315,17 \text{ granos/ pulgada}^2$$

PROPIEDADES MECÁNICAS APROXIMADAS					
ZONAS	Dureza (HV)	σ_R (MPa)	σ_F (MPa)	σ_Y (MPa)	Granos / in ²
<i>Periferia</i>	159	519	260	472	315,17
<i>Transición</i>	217	708	360	644	---
<i>Núcleo</i>	235	767	384	699	---

6. METALOGRAFÍA DE LOS ALUMINIOS

6.1 Introducción

El aluminio es un metal ligero, con una densidad de 2.70 g/cm³, 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 6** 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.

Material	Resistencia a la tracción (psi)	Límite elástico (psi)	Alargamiento (%)	$\frac{\text{Esfuerzo de fluencia (aleación)}}{\text{Esfuerzo de fluencia (puro)}}$
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.

Tabla 6: Efectos de los mecanismos de endurecimiento en el aluminio y sus aleaciones

6.2 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 7**:

TABLA 7 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	

Tabla 7: Sistema de designación para aleaciones de aluminio

El primer número especifica los principales elementos de aleación y los números restantes se refieren a la composición específica de la aleación. Las composiciones y las propiedades de las aleaciones típicas se dan en la Tabla 10-3. Los diagramas de fases representativos de las aleaciones se muestran en las figuras siguientes: Al-Si, Al-Cu, Al-Mn y Al-Mg.

Aleaciones para forja

Las aleaciones 1xxx y 3xxx son de una sola fase, excepto por la presencia de pequeñas cantidades de inclusiones o compuestos intermetálicas. 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 moldeo

Muchas de las aleaciones de aluminio comunes para fundir mostradas en la **Tabla 8** contienen suficiente silicio para causar una reacción eutéctica, confiriendo a las aleaciones puntos bajos de fusión y características adecuadas de moldeo. 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. 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 8 Propiedades de algunas aleaciones de aluminio

<i>Aleación</i>	<i>Resistencia a la tracción (psi)</i>	<i>Límite elástico (psi)</i>	<i>alargamiento (%)</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 moldeo				
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

Tabla 8: Propiedades de algunas aleaciones de aluminio

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 9**. 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 9 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.

Tabla 9: Designaciones del grado de endurecimiento para aleaciones de aluminio

6.3 Aleaciones de aluminio de fundición

Son aquellas aleaciones que se utilizan en fundición para la fabricación de piezas obtenidas por colada en moldes de arena (colada en arena), en moldes de acero (colada en coquilla) y mediante inyección. Aunque se han desarrollado una gran cantidad de aleaciones de aluminio de colada, existen **seis tipos de aleaciones principales**:

1. **Aluminio-cobre**
2. **Aluminio-Silicio**
3. **Aluminio-cinc-magnesio**
4. **Aluminio-cobre-silicio**
5. **Aluminio-magnesio**
6. **Aluminio-estaño**

Para designar aleaciones de aluminio de colada, se utiliza un sistema numérico de cuatro dígitos que incorpora un decimal. El primer dígito indica el aleante mayoritario o grupo, de la forma siguiente:

- 1XX.X:** Aluminio $\geq 99,00\%$
- 2XX.X:** Cobre
- 3XX.X:** Silicio con adiciones de cobre y magnesio
- 4XX.X:** Silicio
- 5XX.X:** Magnesio
- 7XX.X:** Cinc
- 8XX.X:** Estaño
- 9XX.X:** Otros elementos

Los dos dígitos siguientes no tienen un significado importante, simplemente sirven para identificar las diferentes aleaciones de este grupo. En el caso del grupo 1XX.X, indican el grado de pureza del aluminio. Finalmente, el último dígito indica en qué forma se encuentra el producto.

6.3.1 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 mediante tratamientos térmicos de solubilización, temple y recocido.

En la parte inferior 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 Al_2Cu 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%-6%** ya que son las que responden más favorablemente a los tratamientos de endurecimiento.

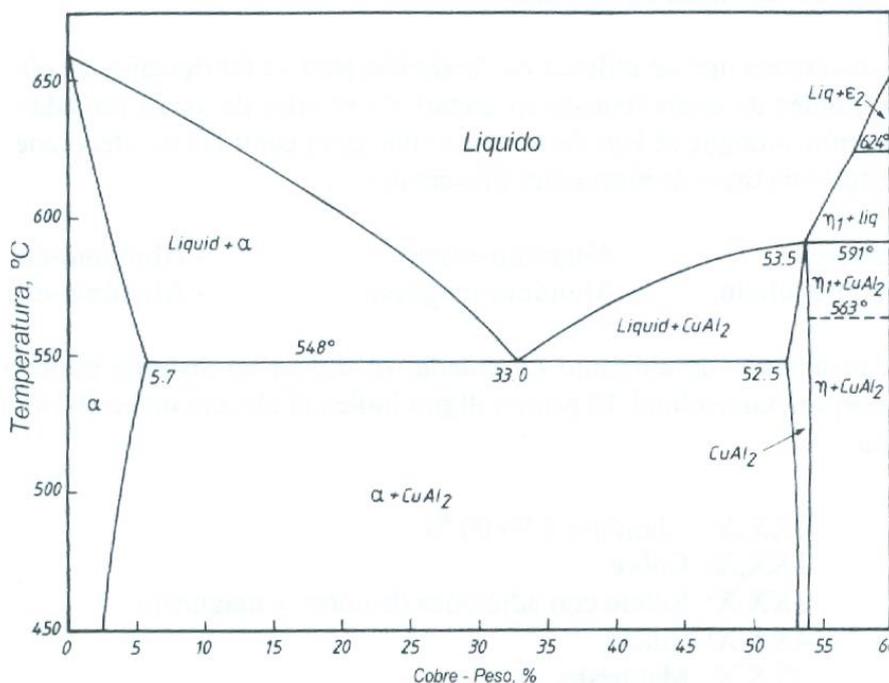


Figura 61: Diagrama de equilibrio de fases binario aluminio-cobre

Micrografías

Aluminio 92 %; cobre 8 %

Se observan dendritas de fase α y, en los espacios interdendríticos, el eutéctico ($\alpha + Al_2Cu$). 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

$$\text{cálculo: } \alpha_{\text{proeut}} = \frac{33 - 10}{33 - 5,7} = 0,84(84\%)$$

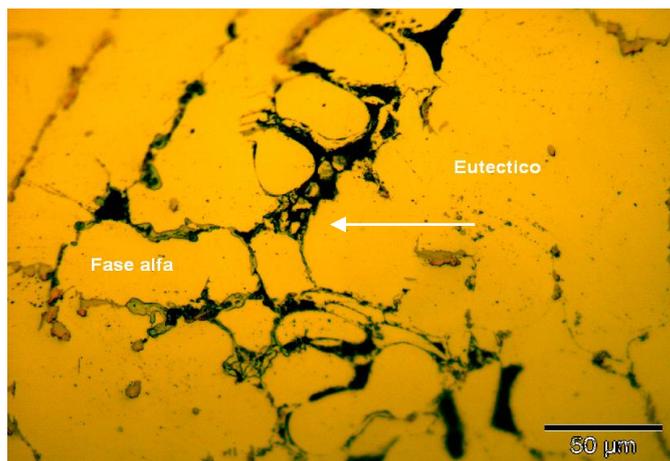


Figura 62: Ataque químico con nitrato férrico (X400)

Aluminio 65 %, cobre 35 %

De acuerdo con el diagrama de equilibrio, se trata de una aleación hipereutética ya que tiene un contenido superior al 33% en cobre. Su microestructura está constituida por una matriz de fase Al_2Cu proeutectoide producida a temperaturas superiores a $550^{\circ}C$ y el eutético ($\alpha+Al_2Cu$) en los espacios interdendríticos. En general, son aleaciones que no se utilizan mucho ya que **presentan gran fragilidad** por la presencia del intermetálico Al_2Cu .

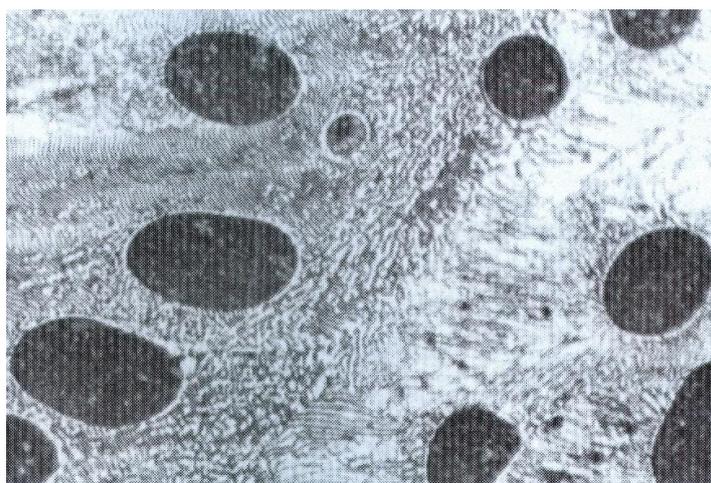


Figura 63: Ataque con nitrato férrico al 10% (x400)

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 64** se presenta una aleación Alpac 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 $AlFeSi$.



Figura 64: Aleación Alpac - 86,42 % Al, 12,95% Si, 0,24% Fe (x100)

En la **figura 65** se presenta la aleación Alpac 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.

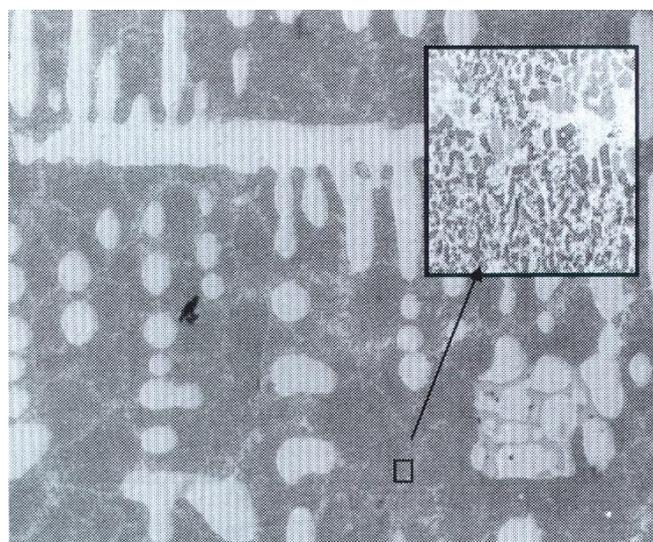


Figura 65: La misma aleación que la anterior pero modificada, con una zona ampliada X1000

6.3.2 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 el diagrama de equilibrio 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

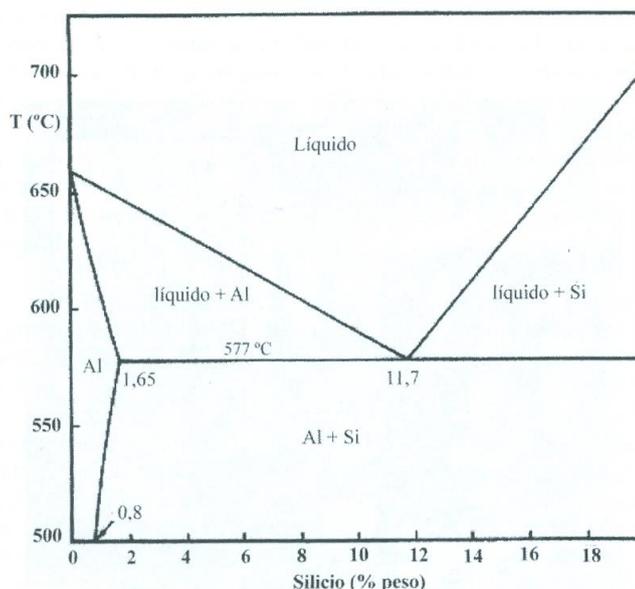


Figura 66: Diagrama de equilibrio binario aluminio-silicio

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.

Micrográficas

Aluminio 87 %; Silicio 13 %

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).

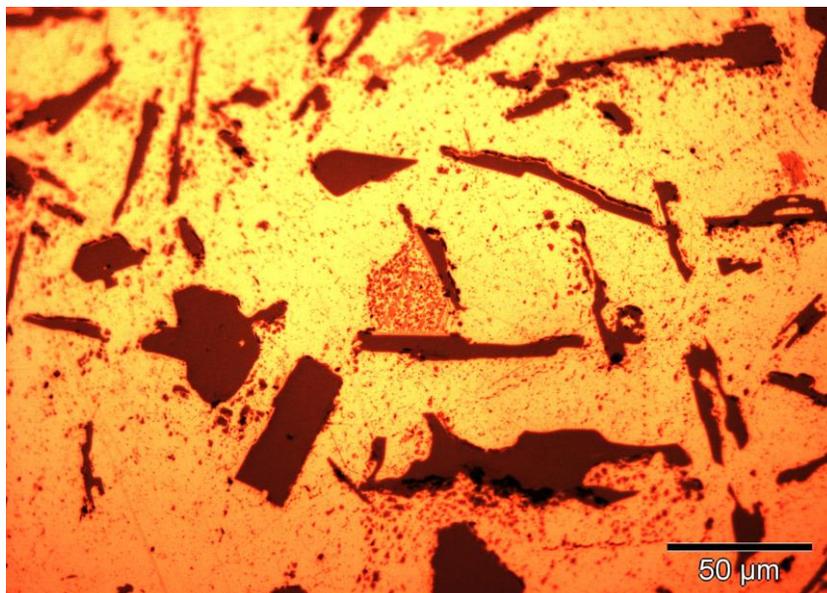


Figura 67: Sin ataque(x500)

Aluminio 93 %; Silicio 7 %

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



Figura 68: Ataque con nitrato férrico

6.3.3 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 y mejora la mecanibilidad pero tiene el inconveniente de aumentar la corrosión, por lo que se recomienda un anodizado de protección, 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 **figura 69** se muestra la microestructura formada por una matriz de fase α con cristales de silicio y fase CuAl_2 de tamaño grosero.



Figura 69: Matriz de α con cristales de silicio y Al_2Cu

6.3.4 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 70**, 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 Mg₂Al₃ que forma una compleja red cúbica centrada en las caras. El rango óptimo de temperaturas para los tratamientos de precipitación del Mg₂Al₃ oscila entre 200-300°C.

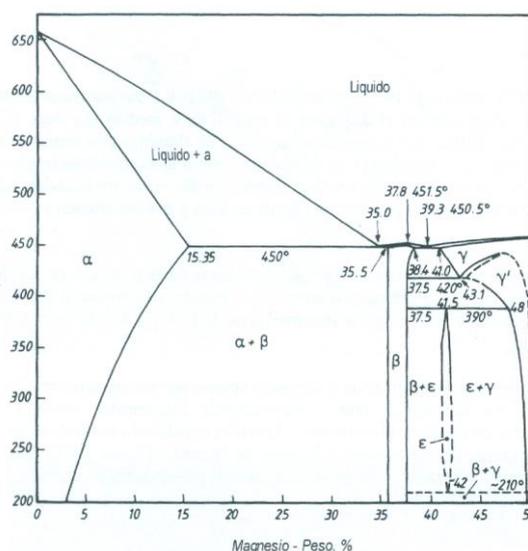


Figura 70: Diagrama de equilibrio binario aluminio-magnesio

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 Mg₂Si, que aparece en pequeñas partículas de color gris o azul. Las impurezas de hierro también tienden a formar intermetálicos del tipo FeAl₃. 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 71** se ilustra cómo varía la microestructura de esta aleación cuando se somete a un tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación: solubilización a $430^\circ C$ durante 4 horas, seguida de un temple en agua y envejecimiento a $250^\circ C$ 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.

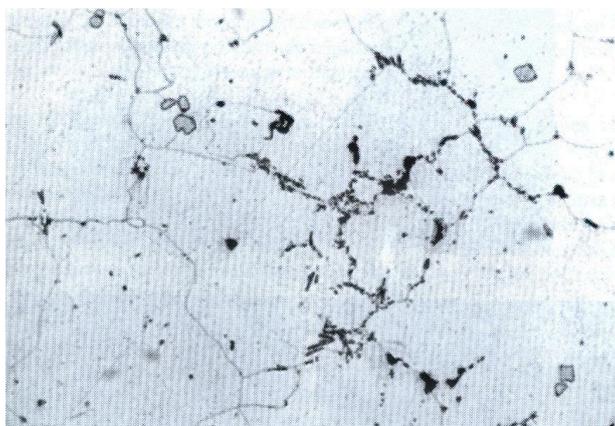
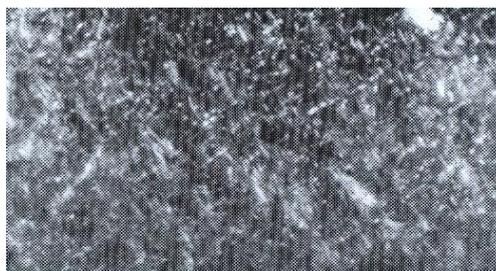
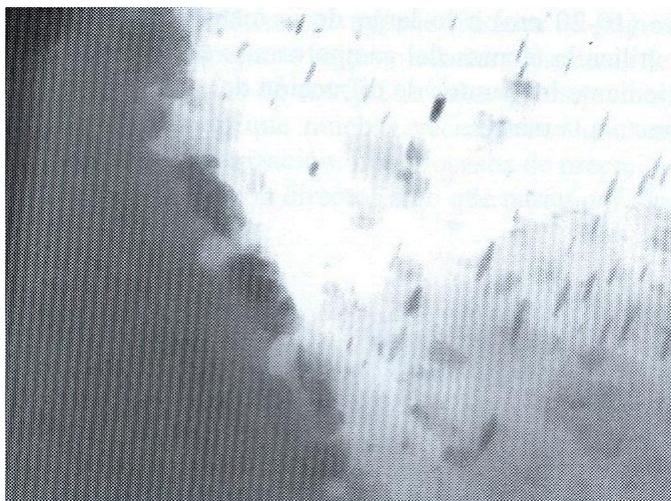


Figura 71: Proceso de precipitación por envejecimiento.

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 β' (hexagonal) \rightarrow β (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 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.



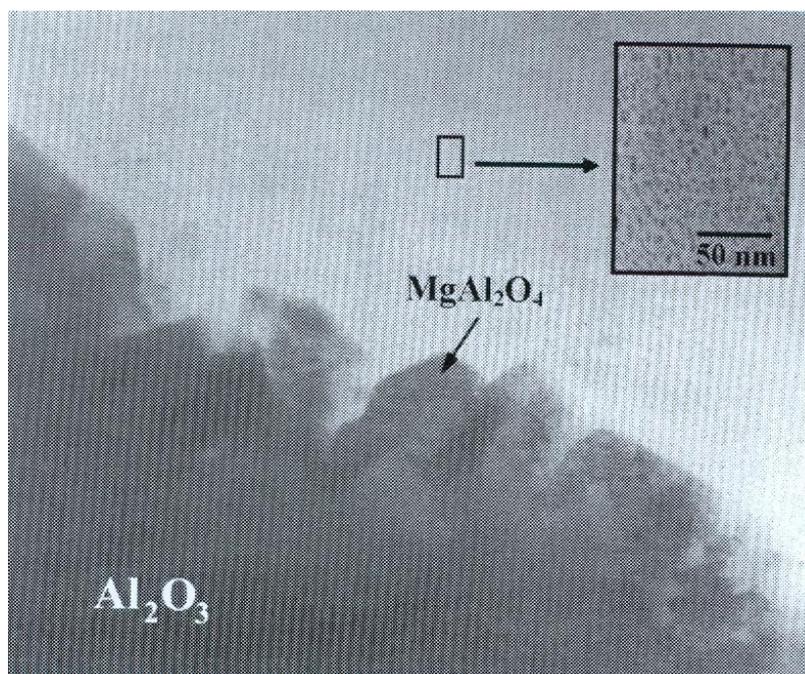


Figura 72: Microfotografías de TEM.

6.4 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 73** 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 80** 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 **figura 75** 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 $500^{\circ}C$ 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 $200^{\circ}C$ 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)

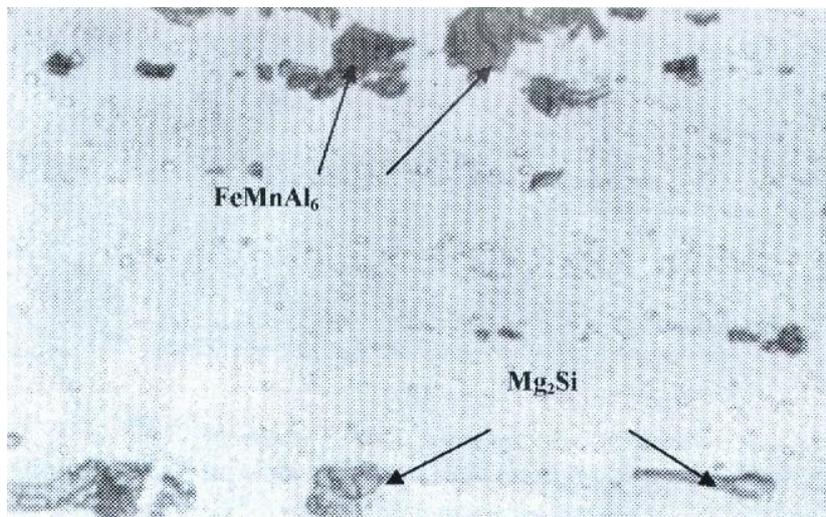


Figura 73: Material extruido con presencia de precipitados (x1000).

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



Figura 74: Inclusiones de $AlMnSi$ a lo largo de la matriz de aluminio (x800).

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

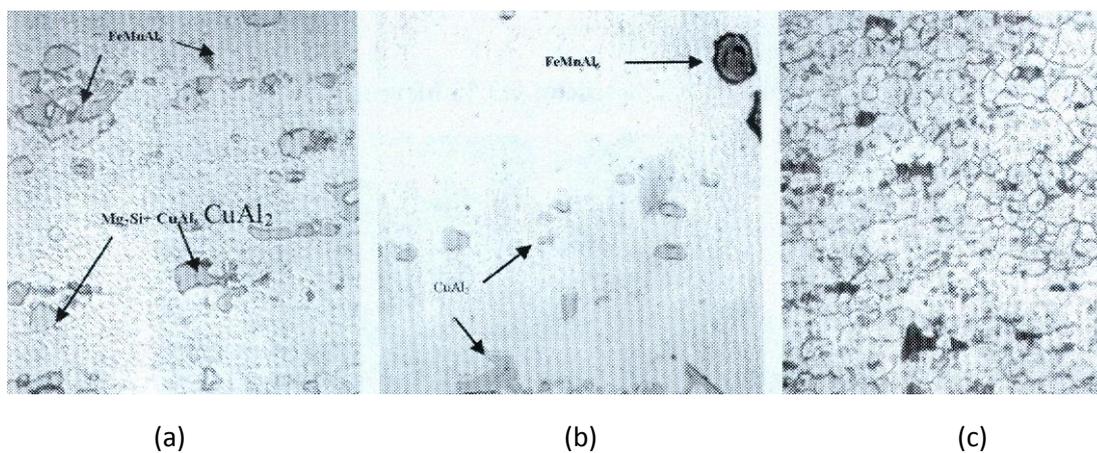
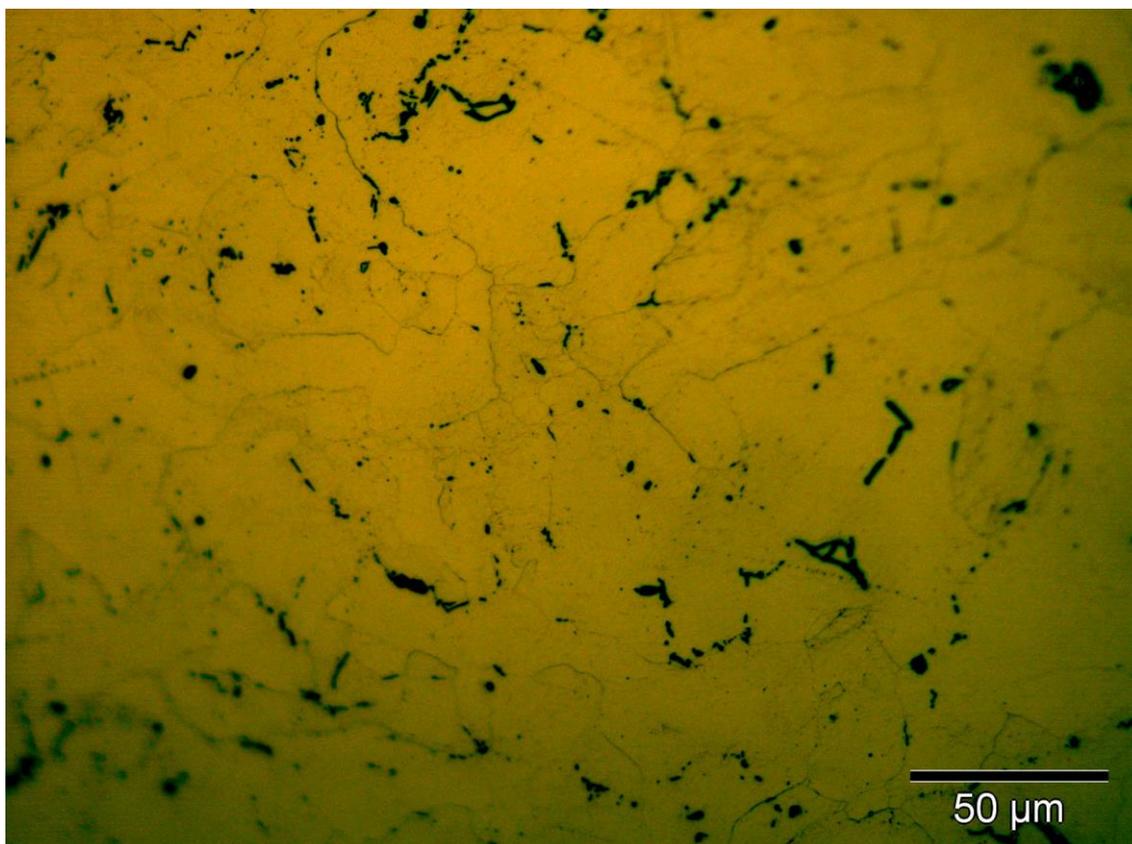


Figura 75: a) Material extruido con presencia de intermetálicos del tipo $FeMnAl_6$ (más oscuros) y una mezcla de $CuAl_2$ y $MgSi_2$ (más claros). b) la misma aleación que la anterior, pero tratada a $500^\circ C$ durante 2 horas y templada en agua. Los precipitados Mg_2Si han desaparecido. c) Aleación envejecida a $200^\circ C$ durante 10 horas. Aparece una fina distribución de precipitados responsables del endurecimiento.

6.5 Fichas técnicas de aleaciones de aluminio

6.5.1 Estudio de aluminio puro sin tratamiento

Aluminio puro (2a)



Estructura	Granos de aluminio alargados en el sentido de la deformación. Expulsión de Al_3Fe en las juntas y en el interior de los granos.		
Aluminio	Aluminio puro.		
Composición	Al = 98,96%	Fe = 0,49%	Si = 0,42%
Ataque	Solución de ácido fluorhídrico al 10%.		
Dureza 40	<u>Microdurómetro</u>		<u>Medida indentaciones Vickers</u>
	Σ Fase = 39,98 HV		Σ Fase = 40,07 HV
Fabricación	Laminado en frío.		
Tratamiento posterior	Ninguno.		

Σ : Media aritmética de las durezas obtenidas con el microdurómetro en cada fase.

La **microfotografía** corresponde a un **aluminio puro** de 98,96% Al, **laminado en frío**. En esta microestructura se puede observar 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 Industria química y conservera, equipos y envases en industrias de alimentación, utensilios y baterías de cocina domésticos principalmente obtenidos por embutición o entallado, Chapas donde no se necesiten características mecánicas especiales en estado recocido, hilo de aportación para soldadura.

Como **observaciones** podemos destacar que no es aconsejable para el anodizado decorativo por su contenido en Si+Fe. 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).

Restauración y observación

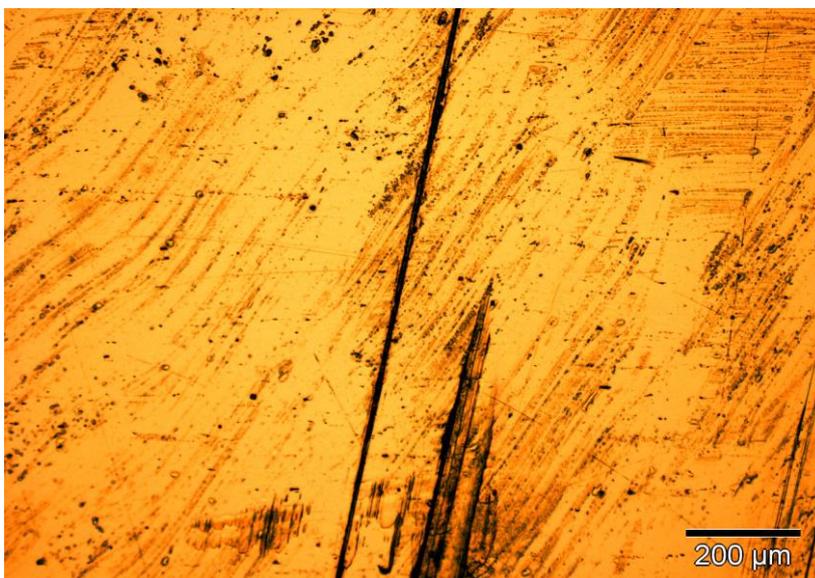


Imagen 1

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 %.

Los intermetálicos de Al_3Fe se pueden ver a lo largo de toda la matriz aunque los granos de aluminio no son observables todavía.



Imagen 3

Aluminio puro X200 tras el ataque químico.

Se pueden observar los granos de aluminio alargados en el sentido de la deformación.

Expulsión del Al_3Fe en las juntas y hacia el interior de los granos.

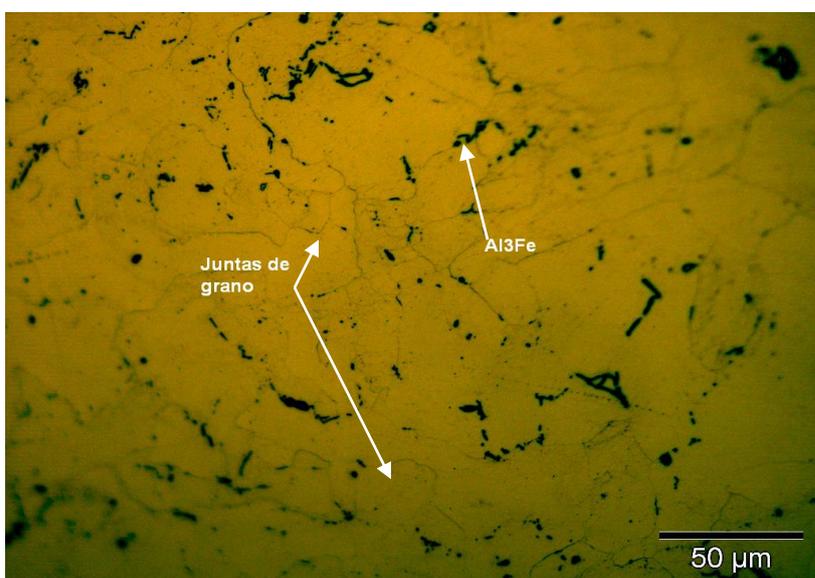


Imagen 4

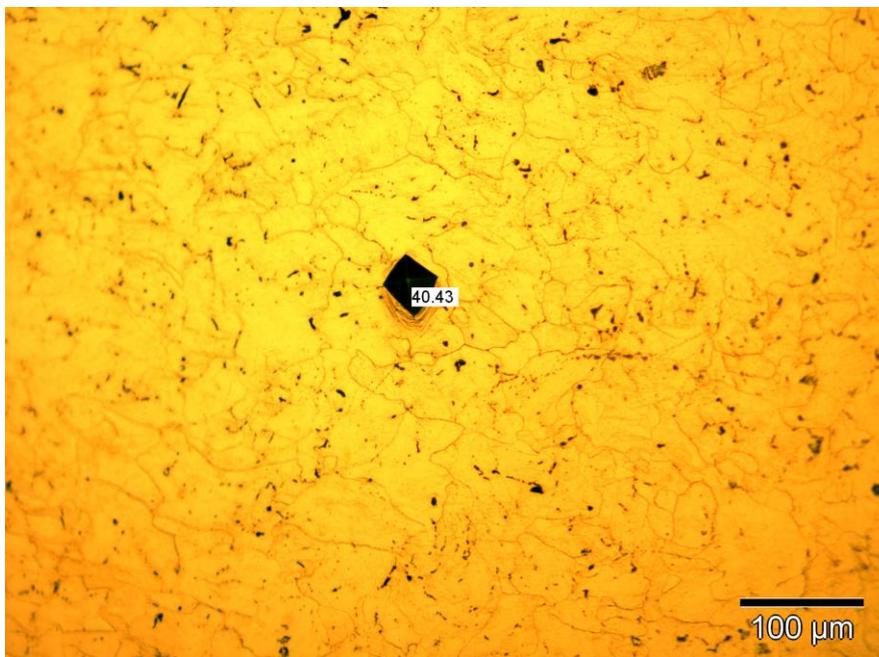
Aluminio puro X500 tras el proceso de restauración.

A estos aumentos se puede apreciar con precisión la posición de los intermetálicos tanto dentro como en los límites de grano.

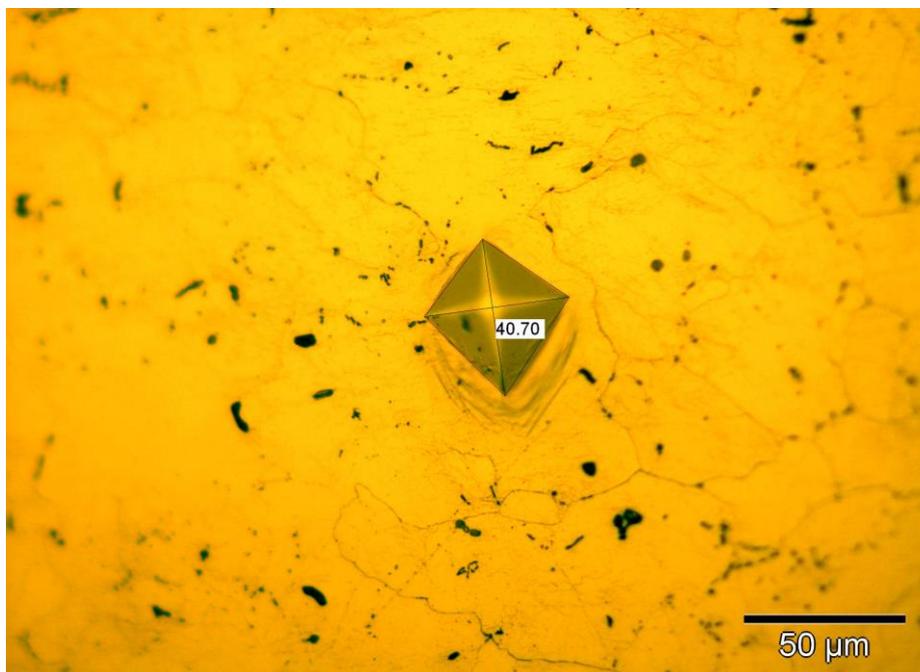
Las aplicaciones de esta aleación son Industria química y conservera.

Dureza

Una vez obtenidas 5 medidas de microdureza 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).

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

Dureza 40	<u>Microdurómetro</u>	<u>Medida indentaciones Vickers</u>
	Σ Fase = 39,98 HV	Σ Fase = 40,07 HV

En comparación con los aceros, en los aluminios podemos observar que las microdurezas 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.

Propiedades, aplicaciones y aptitudes tecnológicas

Las **aplicaciones** de esta aleación son Industria química y conservera, equipos y envases en industrias de alimentación, utensilios y baterías de cocina domésticos principalmente obtenidos por embutición o entallado, Chapas donde no se necesiten características mecánicas especiales en estado recocido, hilo de aportación para soldadura.

Como **observaciones** podemos destacar que no es aconsejable para el anodizado decorativo por su contenido en Si+Fe. 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 (Magnealok 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 (Magnealok 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)
69.000	2,72	645-657	23,4

Conduc. térmica (W/ m K)	Resistividad eléctrica (μΩ cm)	Conduc. eléctrica (% IACS)	Potencial disolución (V)
225	2,95	58,5	- 0,85

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:
Fracmentación de la viruta
Brillo de superficie



EMBUTICIÓN:
Por expansión
Embutición profunda



Algunas de las 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/mm ²	Resistencia a la cizalladura τ N/mm ²	Dureza	
		Carga de rotura Rm. N/mm ²	Límite elástico Rp 0,2. N/mm ²	Alargamiento A 5,65 %	Brinell (HB)	Vickers				
FO - H111	0,35<e<12	90	40	40	70	60	23	22		
H14	0,35<e<6	125	115	95	100	75	37	32		
H24	0,35<e<6	125	115	9	100	75	37	38		
H18	0,35<e<3,2	160	150	6	130	95	45	46		

Las características mecánicas a diferentes temperaturas las podemos ver en la siguiente tabla:

CARACTERÍSTICAS MECÁNICAS DE LA ALEACIÓN A DIFERENTES TEMPERATURAS

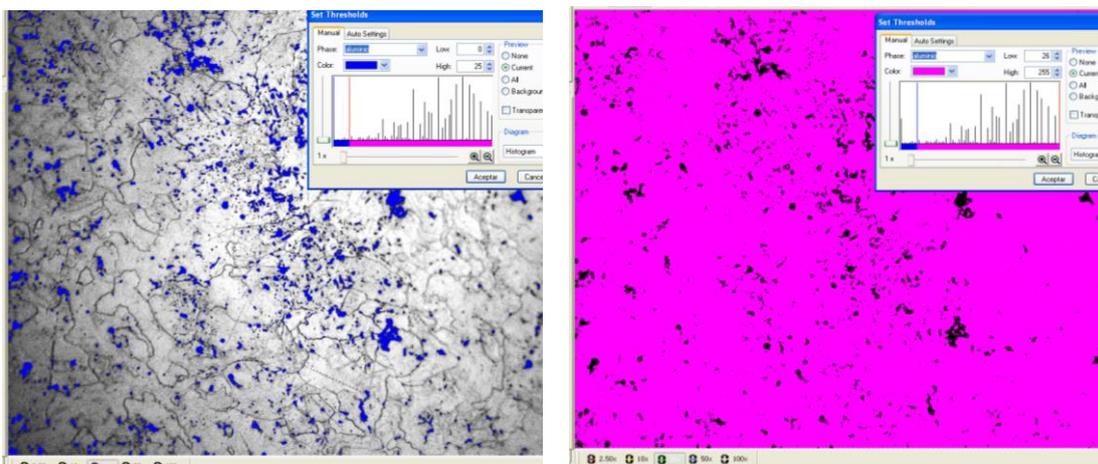
Estado	-195°C			-80°C			-30°C			+25°C			+100°C		
	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65
0	170	41	50	105	38	43	90	34	40	90	34	40	70	32	45
H14	205	140	45	140	125	24	130	115	20	125	115	20	110	105	20
H18	235	180	30	180	160	16	170	160	15	165	150	15	145	130	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
0	55	29	55	41	24	65	28	18	75	20	14	80	14	11	85
H14	95	85	23	70	50	26	28	18	75	20	14	80	14	11	85
H18	125	95	20	41	24	65	28	18	75	20	14	80	14	11	85

Rm N/mm² ; Rp N/mm² ; A 5,65 %.

Según normas A.A.

Análisis de fases



Análisis de fase: Al₃Fe (azul) y aluminio (rosa) (x200).

Al ₃ Fe: 0 - 25	Area	aluminio: 26 - 255	Area	Al ₃ Fe: 0 - 25	Area	aluminio: 26 - 255	Area
μm ²	%	μm ²	%	μm ²	%	μm ²	%
14661,98	3,84	367589,19	96,16	18560,04	4,86	363691,12	95,14

Una vez realizado el análisis de fase con el programa análisis de imagen, vemos que la presencia del intermetálico Al₃Fe es importante dando una media de 4,35%. Para obtener este porcentaje hemos realizado la medición de fases en dos zonas diferentes de la muestra, mostrando en esta ficha dos mediciones de fases realizadas por el programa.

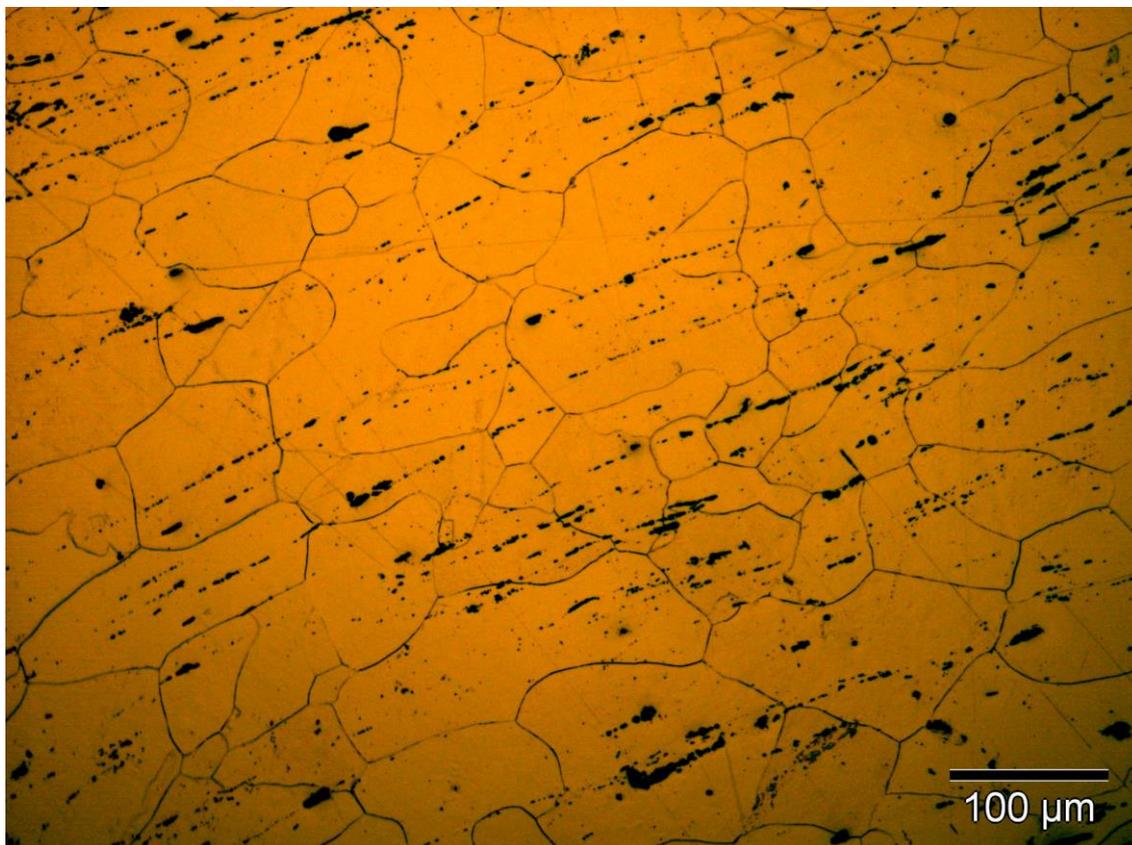
Como se puede observar la definición de colores que identifica a una y otra fase es bastante precisa obteniendo unos resultados muy próximos de una medición a otra ya que la distribución del intermetálico en las juntas de grano y en el interior de los granos es bastante homogénea. También se puede ver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

Para las diferentes mediciones en distintas zonas hemos mantenido cte el rango de valores que determina un color u otro para poder comparar mejor los resultados al no modificarlos.

PROPORCIÓN DE FASES	Aluminio (%)	Al ₃ Fe (%)
Análisis de imagen_1 (x200)	96,16	3,84
Análisis de imagen_2 (x200)	95,14	4,86
Análisis de imagen (media)	95,65	4,35

6.5.2 Estudio de aluminio puro con recocido de regeneración

Aluminio puro (2B)



Estructura	Granos de aluminio poligonales debidos a la recrystalización. Expulsión de Al ₃ Fe en las juntas de grano y en su interior.		
Aluminio	Aluminio puro.		
Composición	Al=98,96%	Fe=0,49%	Si=0,42%,
Ataque	Solución de ácido fluorhídrico al 10% durante 20 segundos.		
Dureza 29,7 HV	<u>Microdurómetro</u>		<u>Medida indentaciones Vickers</u>
	∑ Fase = 30.3 HV		∑ Fase = 29,14 HV
Fabricación	Laminado en frío.		
Tratamiento posterior	Recocido de recrystalización, 1hora a 500 °C.		

∑ : Media aritmética de las durezas obtenidas con el microdurómetro en cada fase.

La **microfotografía** corresponde a un **aluminio puro** de 98,96% Al, **laminado en frío**. En esta microestructura se puede observar 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 Industria química y conservera, equipos y envases en industrias de alimentación, utensilios y baterías de cocina domésticos principalmente obtenidos por embutición o entallado, Chapas donde no se necesiten características mecánicas especiales en estado recocido, hilo de aportación para soldadura.

Como **observaciones** podemos destacar que no es aconsejable para el anodizado decorativo por su contenido en Si+Fe. 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).

Restauración y observación

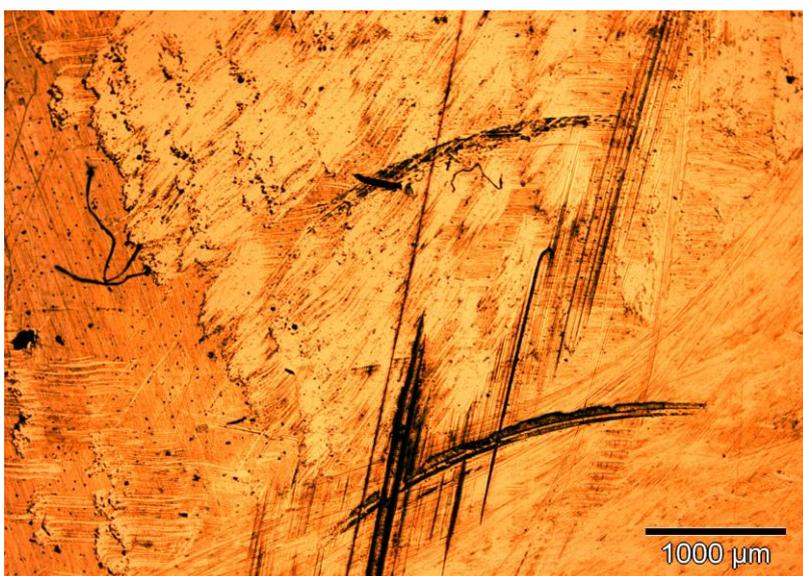


Imagen 1

Aluminio puro 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 puro X200 antes del ataque químico.

La superficie, en comparación a la anterior, es perfectamente lisa, siendo el acabado espejo y quedando visible el compuesto Al_3Fe .

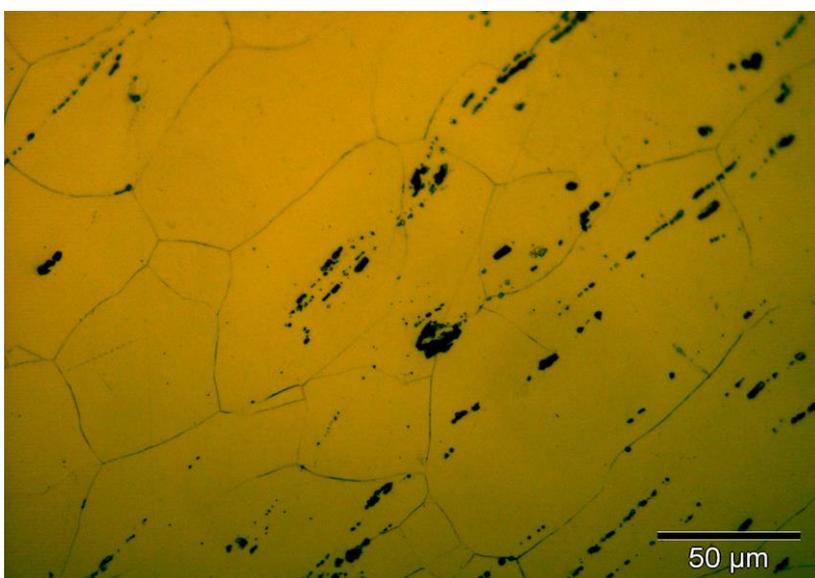


Imagen 3

Aluminio puro X500 tras el proceso de restauración.

Una vez realizado el proceso de desbaste y pulido, se ha procedido al ataque químico con ácido fluorhídrico al 10%.

Esta microfotografía corresponde a un ataque durante 15 segundos.

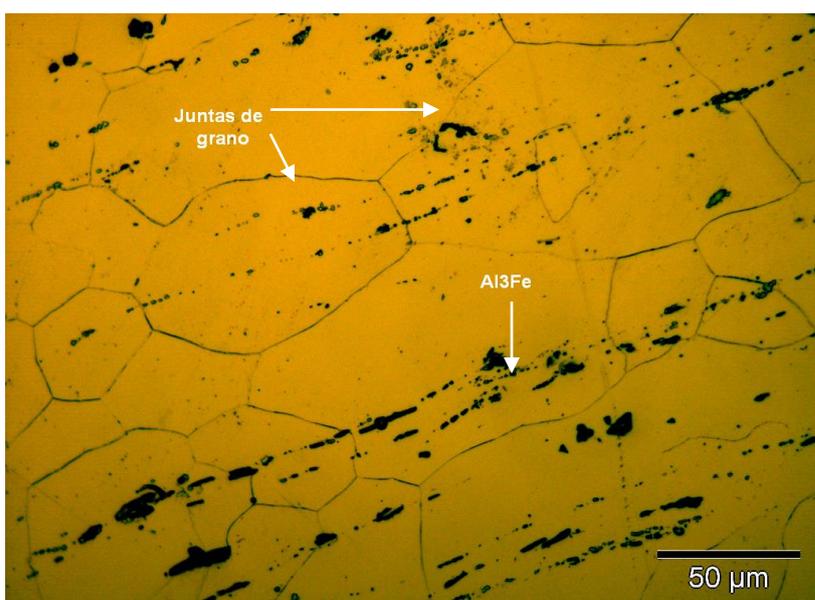


Imagen 4

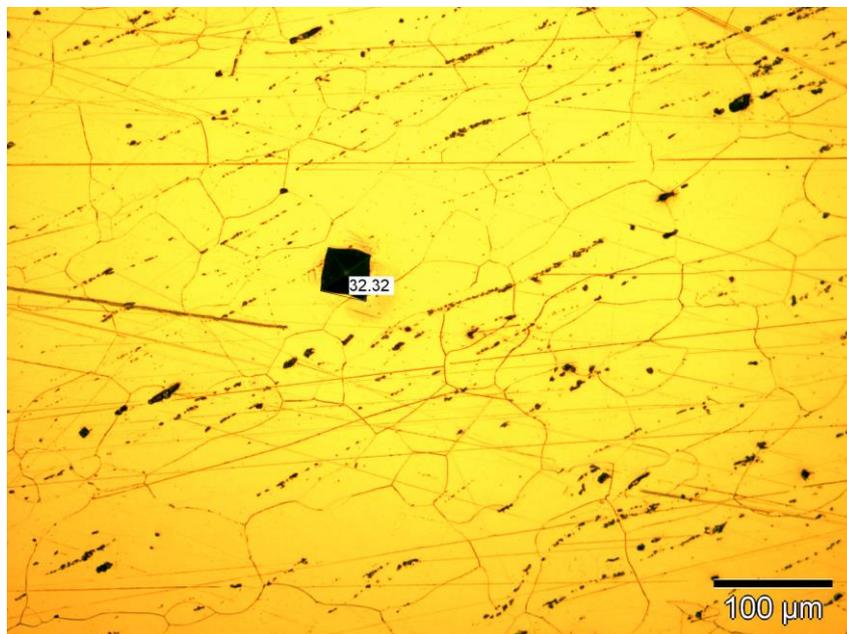
Aluminio puro X500 tras el proceso de restauración.

Con un ataque de 20 segundos podemos observar con más claridad los granos de aluminio poligonales debido a la recristalización.

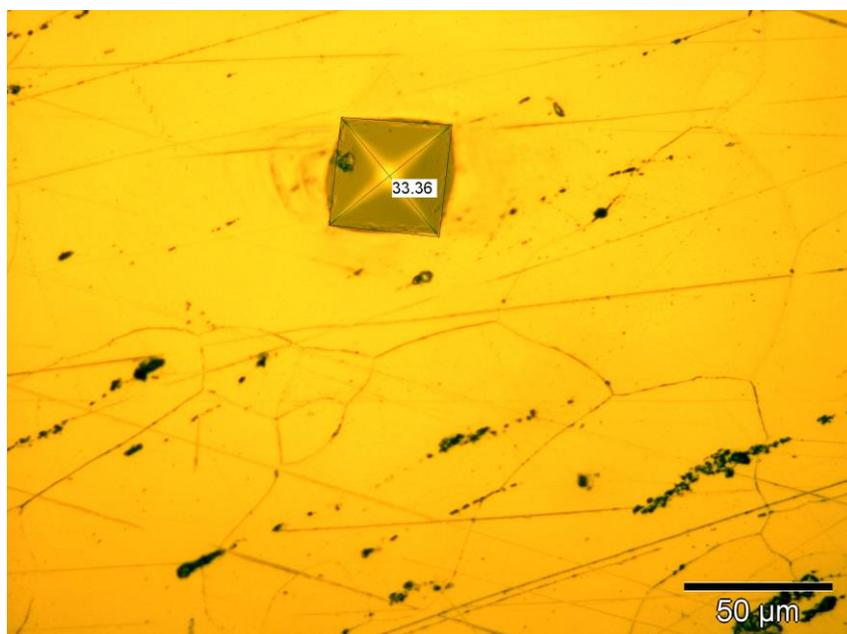
Expulsión del Al_3Fe en las juntas de grano y en el interior de los granos.

Dureza

Una vez obtenidas 5 medidas de microdureza 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 de una de las huellas indentadas (x200).



Dureza de la misma huella (x500).

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

Dureza 29,7 HV	<u>Microdurómetro</u>	<u>Medida indentaciones Vickers</u>
	Σ Fase = 30,3 HV	Σ Fase = 29,14 HV

En comparación con los aceros, en los aluminios podemos observar que las microdurezas 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.

Propiedades, aplicaciones y aptitudes tecnológicas

Las **aplicaciones** de esta aleación son Industria química y conservera, equipos y envases en industrias de alimentación, utensilios y baterías de cocina domésticos principalmente obtenidos por embutición o entallado, Chapas donde no se necesiten características mecánicas especiales en estado recocido, hilo de aportación para soldadura.

Como **observaciones** podemos destacar que no es aconsejable para el anodizado decorativo por su contenido en Si+Fe. 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 (Magnealok 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 (Magnealok 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)
69.000	2,72	645-657	23,4

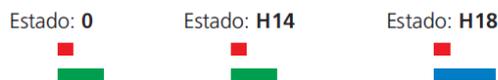
Conduc. térmica (W/ m K)	Resistividad eléctrica (μΩ cm)	Conduc. eléctrica (% IACS)	Potencial disolución (V)
225	2,95	58,5	- 0,85

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:
Fracmentación de la viruta
Brillo de supeficie



EMBUTICIÓN:
Por expansión
Embutición profunda



Algunas de las propiedades mecánicas típicas de esta aleación son:

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

Estado	Espesor mm	Características a la tracción					Resistencia a la cizalladura τ N/mm ²	Dureza	
		Carga de rotura Rm. N/mm ²	Límite elástico Rp 0,2. N/mm ²	Alargamiento A 5,65 %	Límite a la fatiga N/mm ²	Brinell (HB)		Vickers	
F0 - H111	0,35<e<12	90	40	40	70	60	23	22	
H14	0,35<e<6	125	115	95	100	75	37	32	
H24	0,35<e<6	125	115	9	100	75	37	38	
H18	0,35<e<3,2	160	150	6	130	95	45	46	

Las características mecánicas a diferentes temperaturas las podemos ver en la siguiente tabla:

CARACTERÍSTICAS MECÁNICAS DE LA ALEACIÓN A DIFERENTES TEMPERATURAS

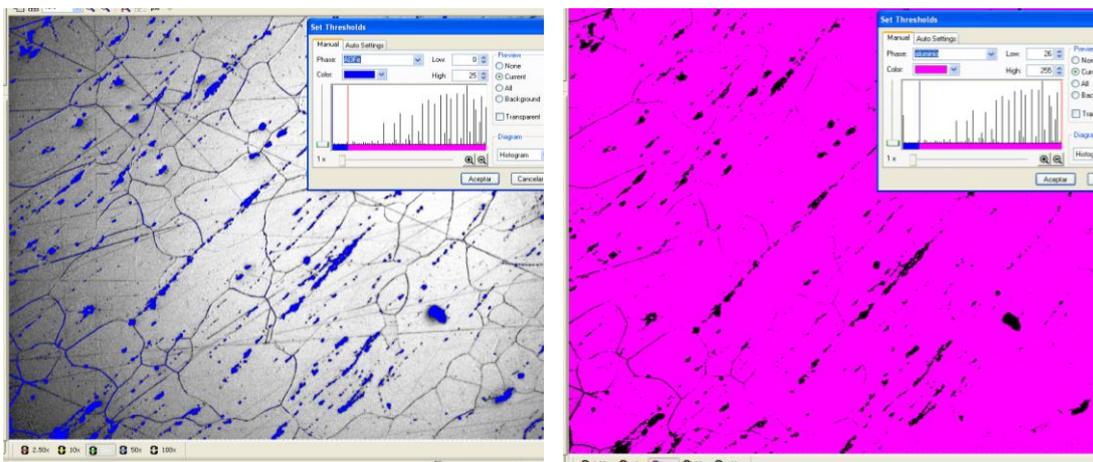
Estado	-195°C			-80°C			-30°C			+25°C			+100°C		
	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65
0	170	41	50	105	38	43	90	34	40	90	34	40	70	32	45
H14	205	140	45	140	125	24	130	115	20	125	115	20	110	105	20
H18	235	180	30	180	160	16	170	160	15	165	150	15	145	130	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
0	55	29	55	41	24	65	28	18	75	20	14	80	14	11	85
H14	95	85	23	70	50	26	28	18	75	20	14	80	14	11	85
H18	125	95	20	41	24	65	28	18	75	20	14	80	14	11	85

Rm N/mm² ; Rp N/mm² ; A 5,65 %.

Según normas A.A.

Análisis de fases



Análisis de fase: Al₃Fe (azul) y aluminio (rosa) (x200).

Al ₃ Fe: 0 - 25	Area	aluminio: 26 - 255	Area	Al ₃ Fe: 0 - 25	Area	aluminio: 26 - 255	Area
μm ²	%	μm ²	%	μm ²	%	μm ²	%
14455,94	3,78	367795,22	96,22	14365,48	3,76	367885,68	96,24

Una vez realizado el análisis de fase con el programa análisis de imagen, vemos que la presencia del intermetálico Al₃Fe es importante dando una media de 3,75%. Para obtener este porcentaje hemos realizado la medición de fases en dos 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 muy precisa obteniendo unos resultados muy próximos de una medición a otra ya que la distribución del intermetálico en las juntas de grano y en el interior de los granos es bastante homogénea. También se puede ver en el análisis de fase del intermetálico (azul) la presencia de este compuesto en algunas zonas interiores a los granos de aluminio.

Para las diferentes mediciones en las dos zonas hemos mantenido cte el rango de valores que determina un color u otro para poder comparar mejor los resultados al no modificarlos.

PROPORCIÓN DE FASES	Aluminio (%)	Al ₃ Fe (%)
Análisis de imagen_1 (x200)	96,22	3,78
Análisis de imagen_2 (x200)	96,24	3,76
Análisis de imagen (media)	96,23	3,77

Comparación de intermetálico y tamaño de grano debido al recocido de recristalización e influencia de las impurezas

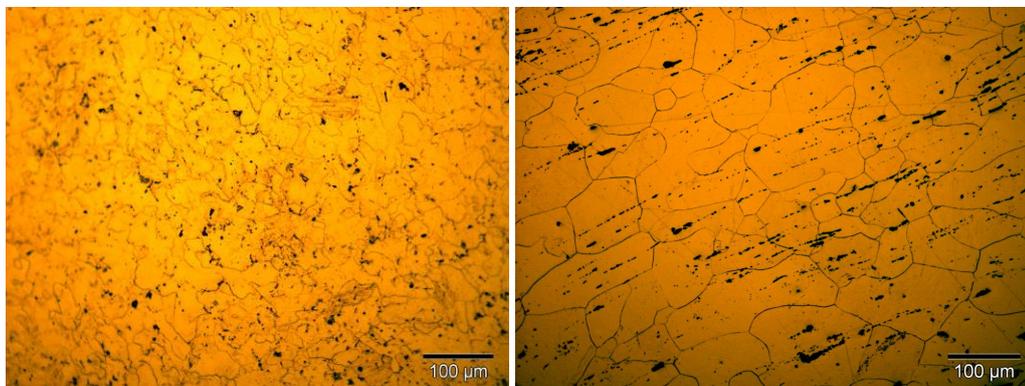
La cantidad de intermetálico Al_3Fe en esta muestra, es inferior a la anterior (2a).

% intermetálico probeta (2a) = 4,2 → % intermetálico probeta (2b) = 3,75

La variación es muy pequeña pero puede estar influida por el tratamiento térmico aplicado o solamente debido a que la zona de donde se ha extraído este es diferente. (Información de la cual no disponemos).

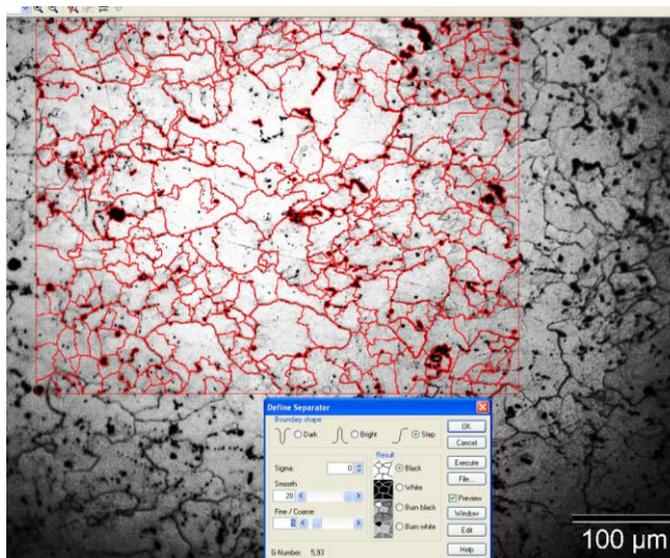
En cuanto a esta aleación, en comparación con la anterior (2a), se le ha aplicado un tratamiento posterior de **recocido de recristalización durante 1 hora a 500 °C**.

Para ver el efecto de este tratamiento vamos a mostrar dos microfotografías a igual aumentos de ambas muestras, una vez pulidas y atacadas correctamente.

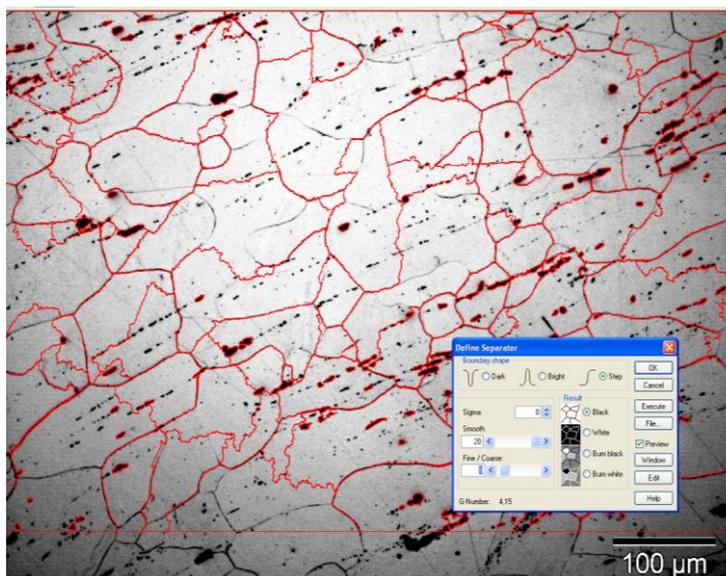


Microfotografías: muestra 2a (izquierda) y 2b (derecha) (x200).

Como podemos observar la diferencia es apreciable. La muestra 2b tras recibir el tratamiento térmico de recristalización durante una hora a aumentado su tamaño de grano considerablemente.



Análisis de tamaño de grano muestra (2a) (x100).



Análisis de tamaño de grano muestra (2b) (x100).

El programa análisis de imagen nos ha determinado que el **tamaño de grano** pasa de:

$$5,93 \text{ (2a)} \rightarrow 4,15 \text{ (2b)}$$

En la práctica industrial de la laminación, muchas veces las bandas u hojas finas de aluminio tienen que ser sometidas a un tratamiento de recristalización, como paso intermedio o una vez terminada su laminación.

Como es sabido, la **recristalización** procede por estadios sucesivos:

- Eliminación parcial y reordenación de las dislocaciones. Formación y crecimiento de subgrupos (restauración)
- Nucleación y formación de nuevos granos casi libres de dislocaciones. Recristalización propiamente dicha aunque se aplique este nombre normalmente al conjunto de los tres estadios.
- Los granos más pequeños desaparecen en beneficio de otros (crecimiento de grano). Este crecimiento puede dar lugar a un tamaño de grano regular. Se trata del crecimiento normal de grano o puede darse un crecimiento exagerado de unos granos frente a otros. Estamos ante el crecimiento anormal de grano.

La **influencia de las impurezas y elementos de aleación** son las siguientes:

Los elementos presentes en el aluminio, bien sea como impurezas o como elementos de aleación, influyen en los procesos de recristalización afectando a la temperatura de recristalización y al tamaño de grano.

El tipo de átomo y la circunstancia de estar disuelto o precipitado tiene mucha importancia. Así, el hierro cuando está disuelto acelera la recristalización y la retarda cuando está precipitado.

En general elevan la temperatura de recristalización como precipitados el hierro, manganeso, cromo, titanio, vanadio, zirconio y elementos de la familia de las tierras raras. En las aleaciones comerciales de aluminio con manganeso este se presenta, sobre todo, como precipitado por ser el manganeso poco soluble en el aluminio. Esto dificulta la recristalización.

En la figura 12 se representan las curvas de ablandamiento para banda BCC de AL 99,5% y AlMn1Fe1. Es una imagen clara de la influencia de los elementos de aleación en una banda BCC. Mientras el aluminio puro puede decirse que recristaliza a unos 280 °C, en la aleación AlMn1Fe1 el ablandamiento total no se obtiene hasta por encima de los 500 °C.

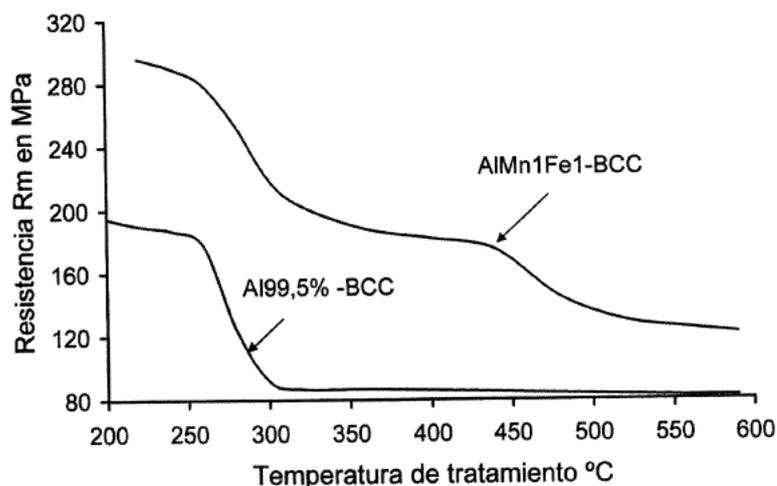


Figura 12. Curva de ablandamiento para bandas laminadas en frío a partir de BCC en Al99,5% y aleación AlMn1Fe1^[7].

El **efecto de las partículas** según el tamaño es:

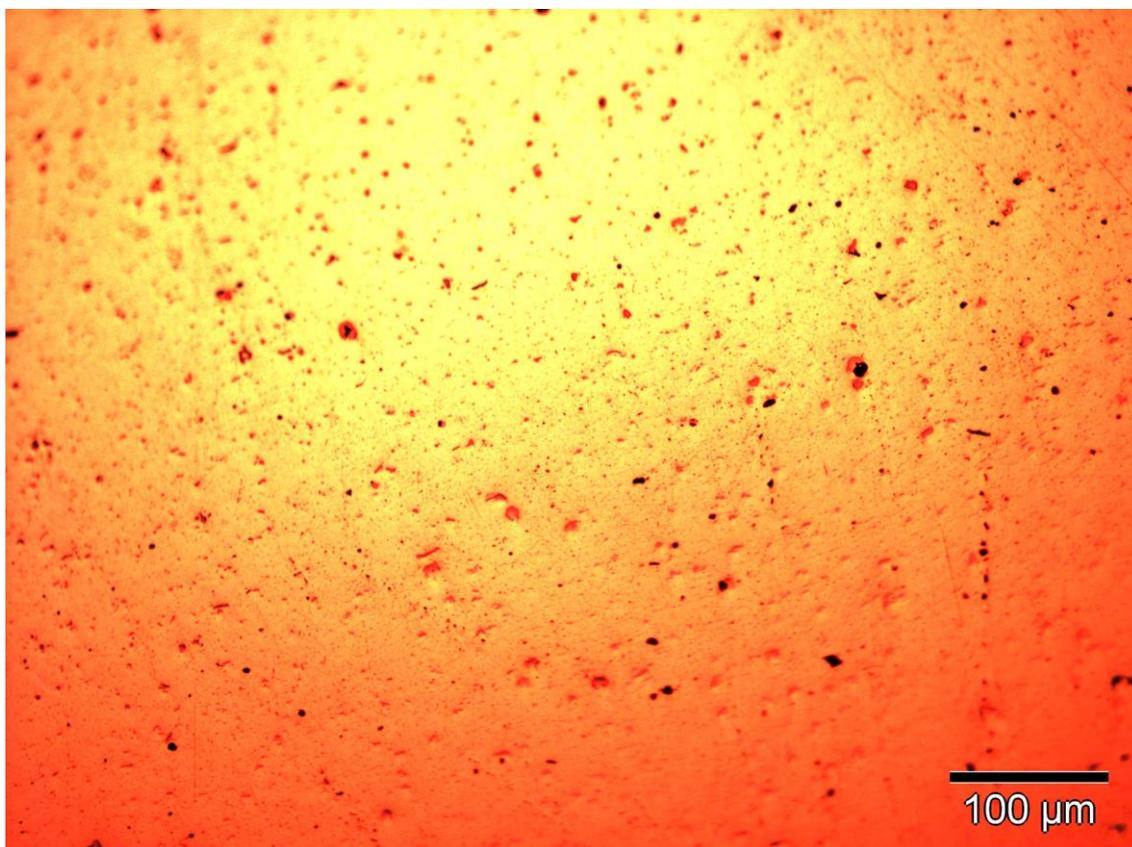
Las precipitaciones por encima de un cierto tamaño crítico pueden acelerar la creación de núcleos de recristalización pues actúan como puntos de nucleación.

Las precipitaciones finas pueden, por el contrario, retardar la recristalización. En una distribución bimodal de partículas gruesas y finas éstas pueden retardar o impedir que aquellas actúen como puntos de nucleación.

Las bandas obtenidas por colada continua contienen tantas partículas grandes ($d > 1 \mu\text{m}$) como partículas pequeñas muy apiñadas, que actúan como impedimentos a la recristalización, esto es, que tienen una distribución bimodal.

6.5.3 Estudio de aleación aluminio-cobre-magnesio

Aleación aluminio-cobre-magnesio AU4G (6)



Estructura	Corte transversal: Matriz de granos de solución sólida α en amarillo. Precipitaciones de Al_2Cu (rojo-anaranjado) y de Al_3Mg_2 (negro).						
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 102 HV	<u>Microdurómetro</u>			<u>Medida indentaciones Vickers</u>			
	\sum Fase = 99,96 HV			\sum Fase = 103,7 HV			
Fabricación	Trefilado en frío.						
Tratamiento posterior	Recocido de ablandamiento.						

La **microfotografía** corresponde a un **aluminio-cobre-magnesio** de 92,38 % Al y 4,45% Cu y 1,59% Mg, **trefilado en frío** con un tratamiento posterior de **recocido de ablandamiento**. Esta microestructura corresponde a un corte transversal 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 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-magnesio X200 antes de la restauración.

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

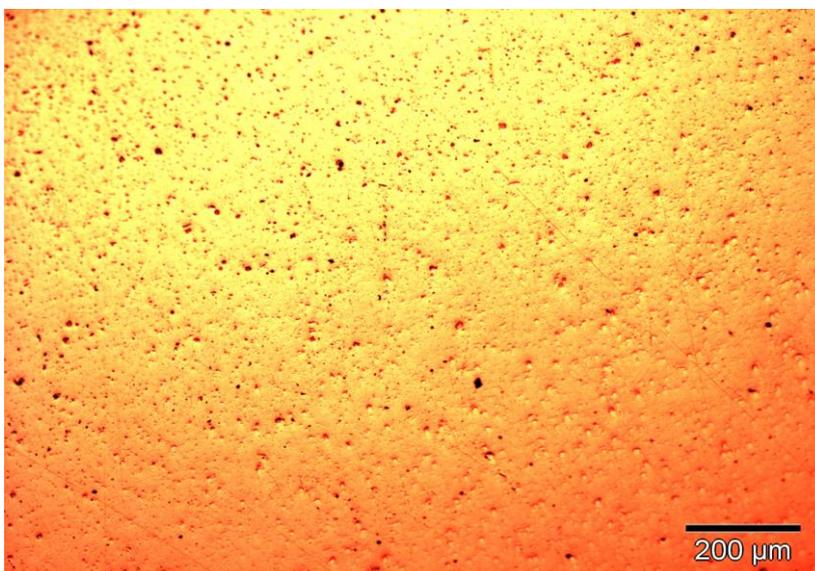


Imagen 3

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 perfectamente observable.

A estos aumentos se intuyen los dos precipitados de diferentes colores.

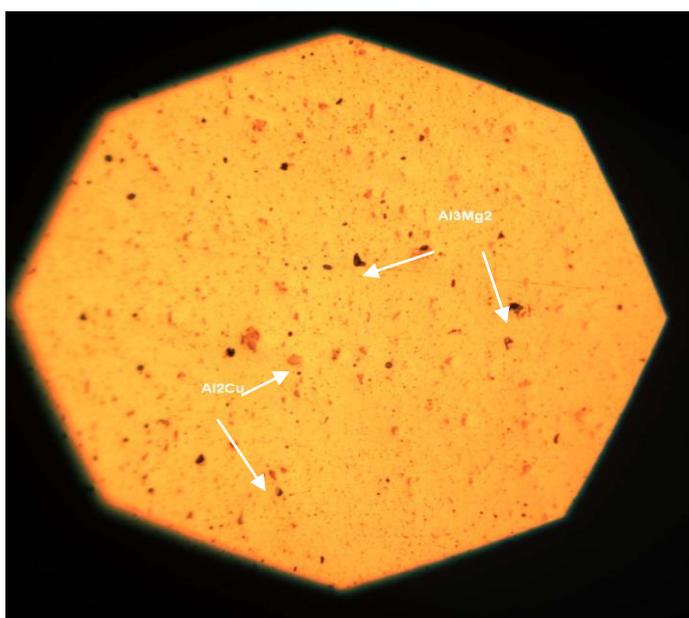


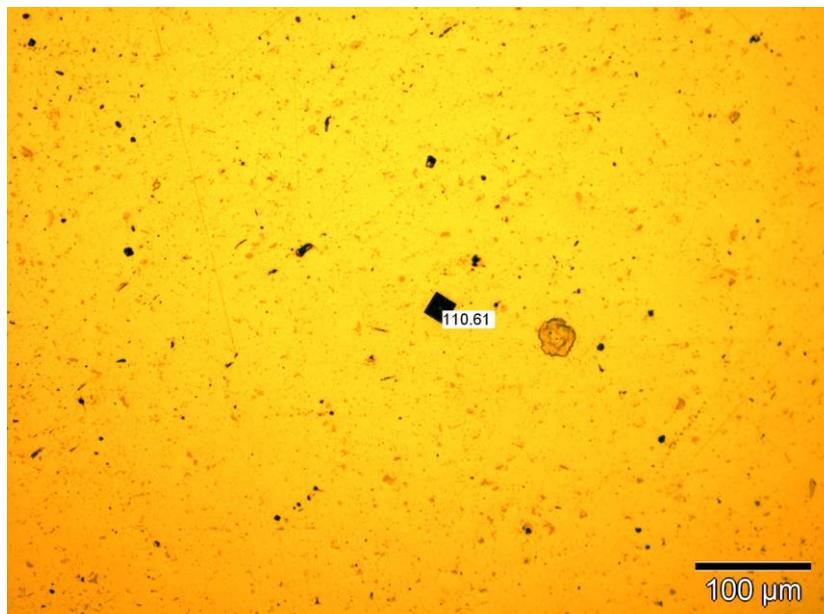
Imagen 4

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

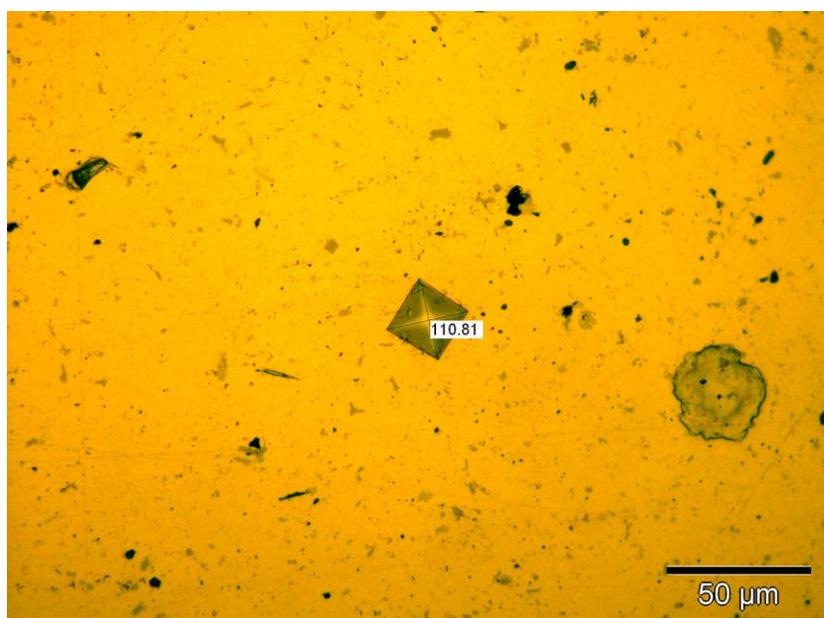
Los precipitados de color rojo-anaranjado corresponden a Al_2Cu , mientras que los de color oscuro corresponden a Al_3Mg_2 .

Dureza

Una vez obtenidas 5 medidas de microdureza 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).

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

Dureza 102 HV	<u>Microdurómetro</u>	<u>Medida indentaciones Vickers</u>
		\sum Fase = 99,96 HV

En comparación con los aceros, en los aluminios podemos observar que las microdurezas 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.

Al ser los precipitados muy pequeños y los dos componentes de durezas medias 35-80 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.

También disponemos de otra probeta del mismo material, en corte longitudinal, en el cual los precipitados son alargados en el sentido del trefilado.

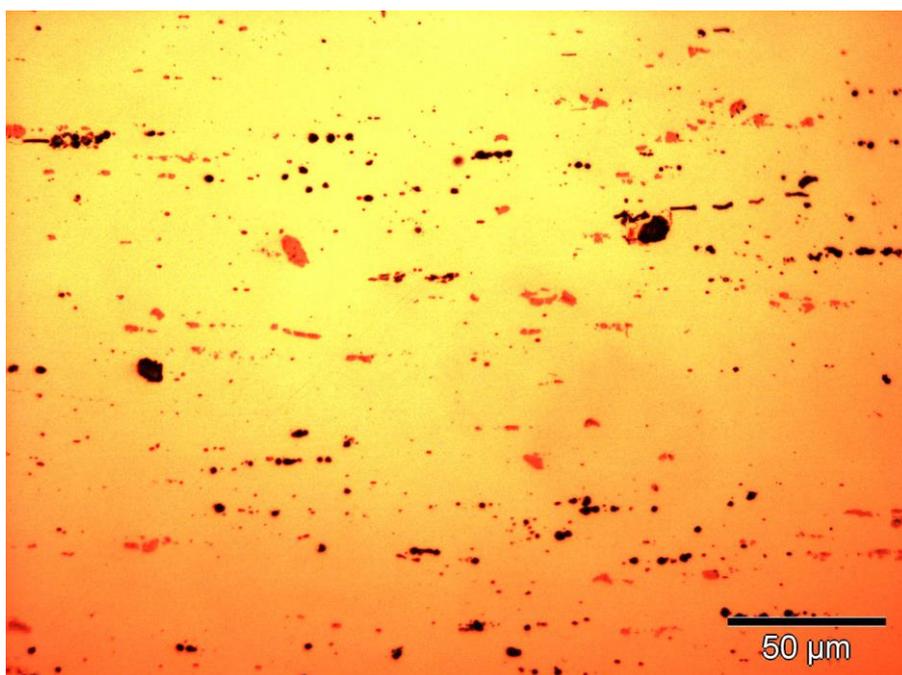


Imagen de aluminio-cobre-magnesio en corte longitudinal (x500).

La dureza de esta muestra al no recibir el **recocido de ablandamiento** es superior y da los siguientes resultados.

Dureza 134 HV	<u>Microdurómetro</u>	<u>Medida indentaciones Vickers</u>
		\sum Fase = 128,5 HV

Dureza antes del recocido de abland. = 134 HV → dureza después del recocido = 104 HV

Propiedades, aplicaciones y aptitudes tecnológicas

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 T^a 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)
121-193	5,7-34	30-50	- 0,69

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 entre 350-450 °C provoca un ablandamiento de las piezas fundidas, en el caso de aleaciones endurecibles o templadas con un enfriamiento lento en el horno o al aire en calma. El tratamiento se utiliza solamente para casos ocasionales, en los que se busca un aumento de la capacidad de deformación para una conformación en frío subsiguiente y pequeña o para aumentar la conductividad eléctrica.

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 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 en la siguiente tabla:

CARACTERÍSTICAS MECÁNICAS DE LA ALEACIÓN A DIFERENTES TEMPERATURAS

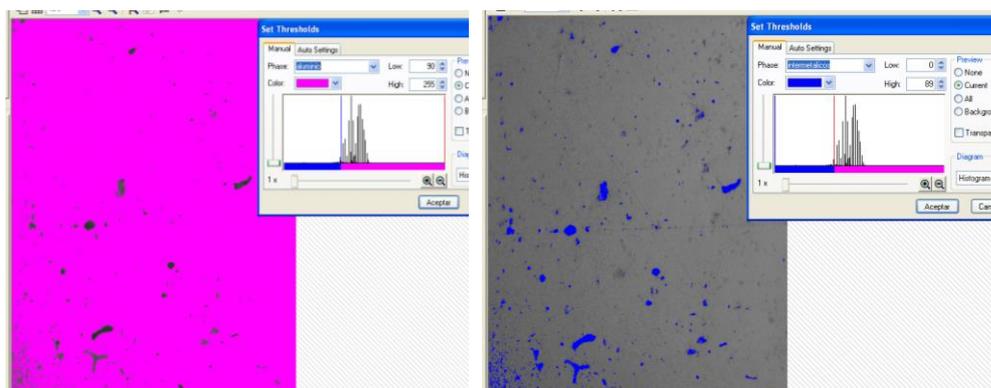
Estado	-195°C			-80°C			-30°C			+25°C			+100°C		
	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65
T3	585	425	18	505	360	17	495	350	17	485	345	17	455	330	16
T4	580	420	19	490	340	19	475	325	19	470	325	19	435	310	19
T6	580	470	11	495	405	10	485	400	10	475	395	10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

intermetalicos: 0 - 89	Area	aluminio: 90 - 255	Area	intermetalicos: 0 - 140	Area	aluminio: 141 - 255	Area
μm^2	%	μm^2	%	μm^2	%	μm^2	%
701,07	2,98	22789,14	97,02	5743,31	2,89	192733,25	97,11

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 2,94%. Para obtener este porcentaje hemos realizado la medición de fases en dos zonas diferentes de la muestra, mostrando en esta ficha dos mediciones de fases realizadas por el programa.

PROPORCIÓN DE FASES	Aluminio (%)	Intermetálicos (%)
Análisis de imagen_1 (x200)	97,02	2,98
Análisis de imagen_2 (x200)	97,11	2,89
Análisis de imagen (media)	97,06	2,94

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.

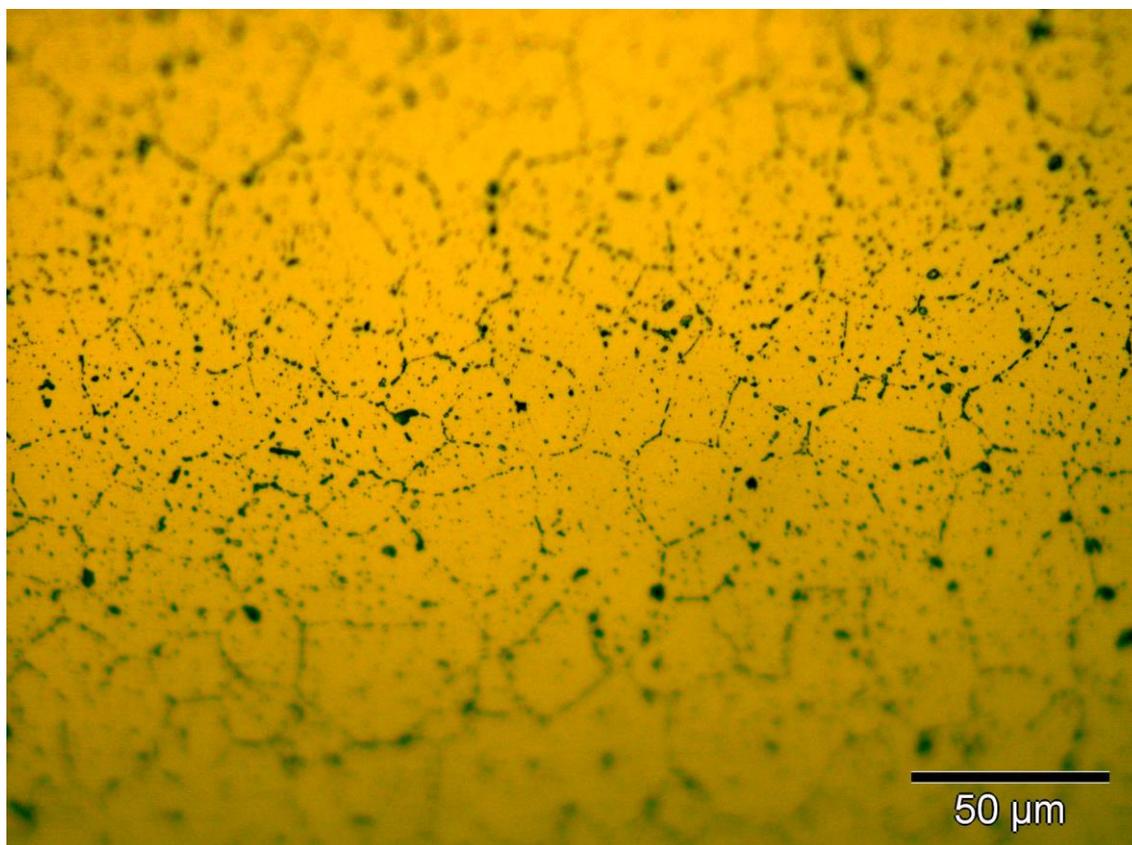
También debido a la cantidad de aumentos, necesarios para observar y analizar los intermetálicos, es muy elevada, la imagen en esta muestra no era muy regular por la ligera convexidad de la superficie por lo cual era necesario realizar el análisis de fase en una zona muy concreta.

En **comparación** con otra muestra de la misma aleación, pero obtenida de un corte longitudinal en el sentido de trefilado de la pieza patrón, en vez de transversal como es el caso, el porcentaje de intermetálicos obtenidos en el análisis de fase pasa a ser:

2,9% de media (corte transversal) → 3,6 % de media (corte longitudinal)

6.5.4 Estudio de aleación aluminio-magnesio (para forja)

Aleación aluminio-magnesio (para forja) (8B)



Estructura	Corte longitudinal: Matriz de solución sólida α (amarillo). Compuestos intermetálicos (Al_3Mg_2) no redissueltos (oscuros) y expulsión intra e intergranular.	
Aluminio	Aluminio-magnesio.	
Composición	Al = 93%	Mg = 7%
Ataque	Ácido fosfórico al 9% durante 30 minutos.	
Dureza 77 HV	<u>Microdurómetro</u>	<u>Medida indentaciones Vickers</u>
	Σ Fase = 76,6 HV	Σ Fase = 76,6 HV
Fabricación	Forjado.	
Tratamiento posterior	Mantenido a 520 °C. Templado en agua (temple de ablandamiento) y recocido.	

La **microfotografía** corresponde a un **aluminio-magnesio** de 93 % Al y 7 % Mg, **forjado** con un tratamiento posterior de **temple en agua** (de ablandamiento) y **recocido**. 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. Y compuestos intermetálicos (Al_3Mg_2) no redissueltos (oscuros) y en expulsión intra e intergranular.

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.

Algunas de las **aplicaciones** de esta aleación de aluminio-magnesio son Construcciones navales y aquellas que necesiten buenas características mecánicas, soldadura y anticorrosión en ambiente marino.

Algunas **observaciones** de esta aleación son 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

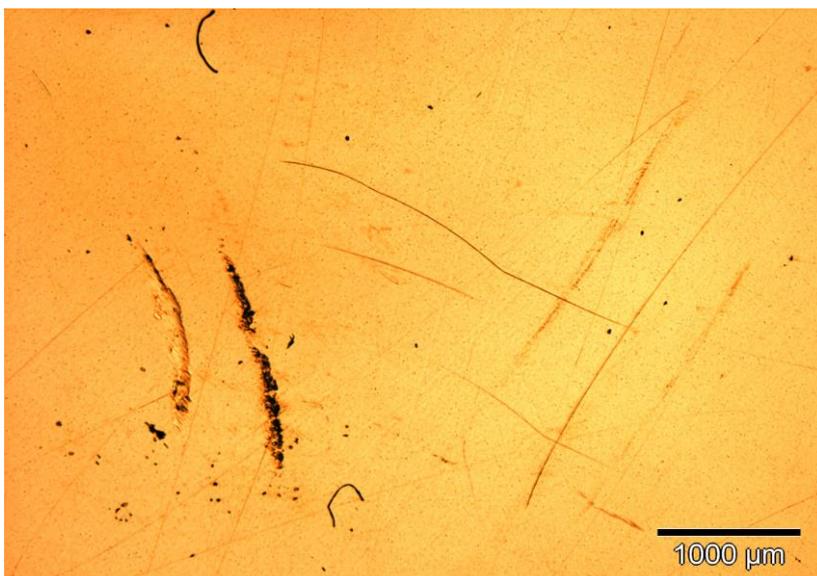


Imagen 1

Aluminio-magnesio 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.

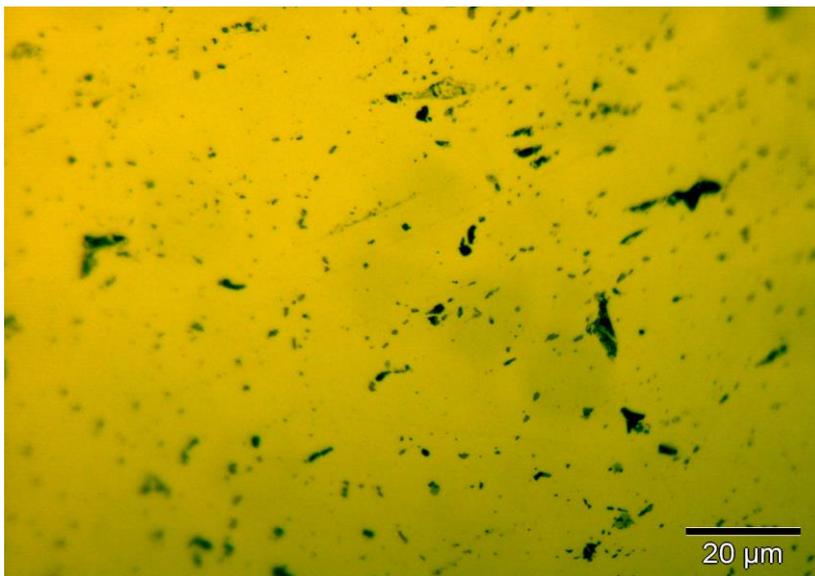


Imagen 2

Aluminio-magnesio X200 antes del ataque químico.

En esta microfotografía X1000 se puede apreciar los compuestos metálicos no redissueltos, aunque es necesario el ataque químico para ver los bordes de grano.



Imagen 3

Aluminio-magnesio X200 tras el proceso de restauración.

Una vez realizado el proceso de desbaste y pulido, ha sido necesario prolongar un ataque químico hasta los 30 minutos para que se apreciaran los bordes de grano.

Se aprecian los compuestos intermetálicos no redissueltos.

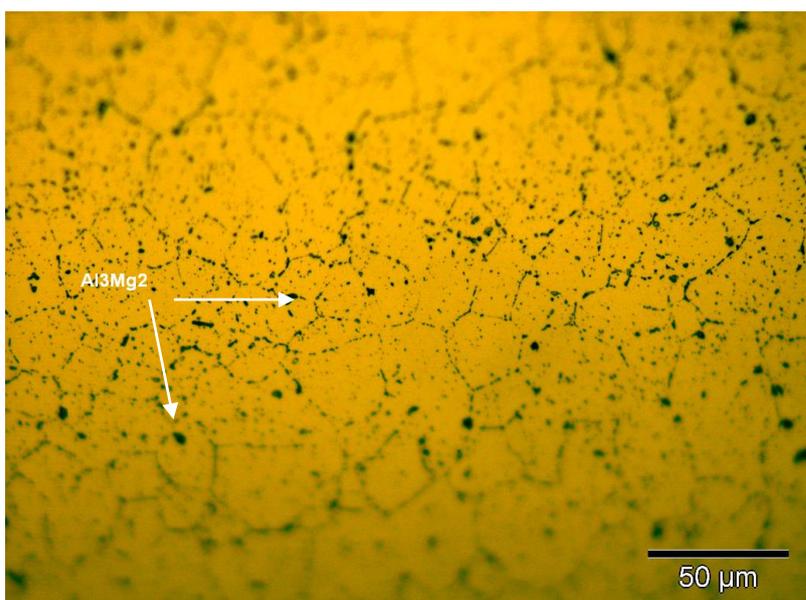


Imagen 4

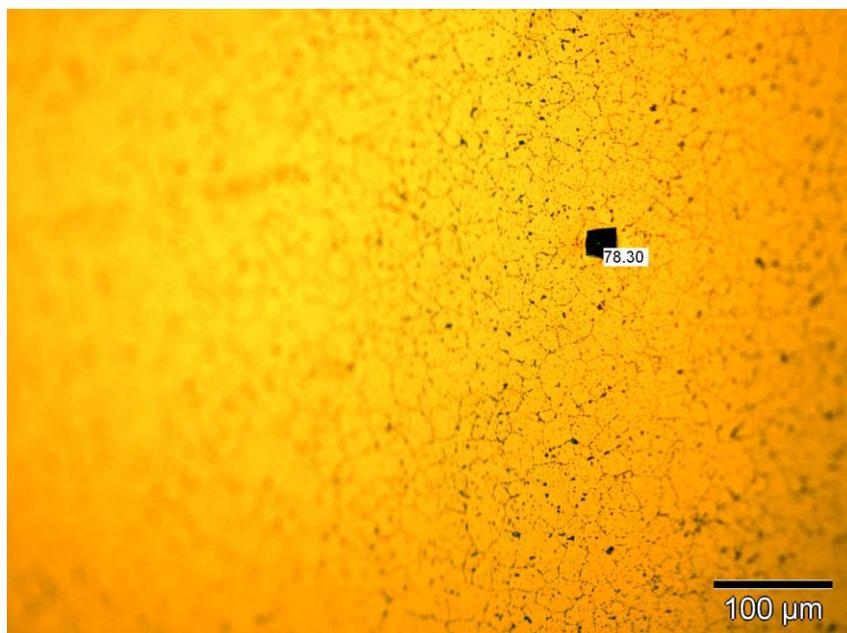
Aluminio-cobre-magnesio X500 tras el proceso de restauración.

El compuesto intermetálico Al_3Mg_2 ha sido expulsado tanto en el interior de los granos, como a los espacios interdendríticos.

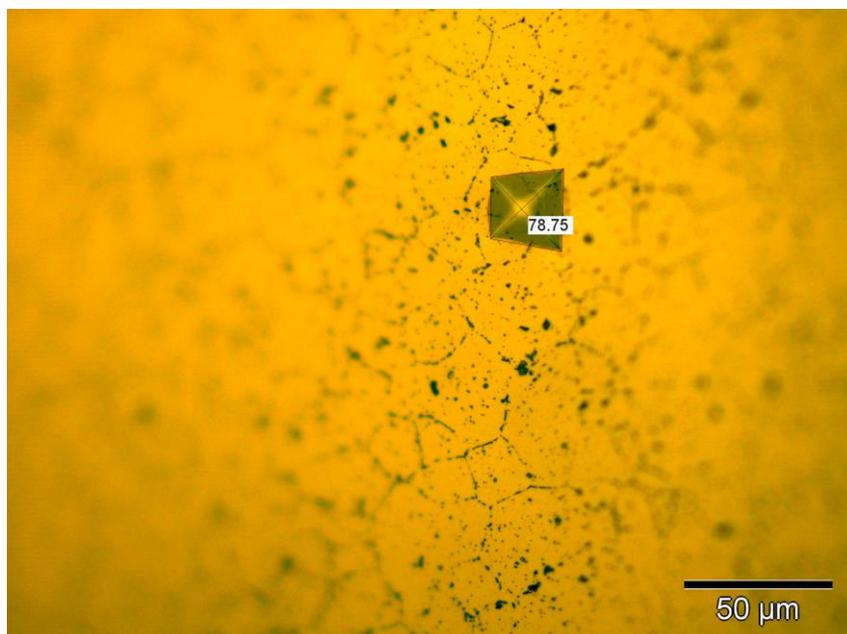
Esta aleación no es tratable térmicamente debido a su porcentaje de Mg, se endurece mediante el trabajo en frío, al no poder utilizar T.T de envejecimiento o termomecánicos.

Dureza

Una vez obtenidas 5 medidas de microdureza 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).

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

Algunas **observaciones** de esta aleación son Aleación de alta resistencia mecánica y a la corrosión especialmente al agua de mar, tiene muy buena soldabilidad. Esta aleación suele sufrir agrietamientos intercrystalinos 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 se aplica a todas las aleaciones de aluminio, mientras que la disolución y el temple sólo se puede aplicar a algunas de estas aleaciones. En este sentido, antes de explicar en qué consiste cada proceso, es importante aclarar que de las aleaciones de aluminio laminado, sólo las series 2xxx, 6xxx 7xxx y algunas 8xxx pueden ser tratadas térmicamente.

Recocido (-0): es un proceso que, utilizando una temperatura y unos tiempos de enfriamiento controlados, permite reducir la dureza del aluminio y lo prepara para el proceso de disolución y posterior envejecimiento. Existen dos tipos de recocido: parcial y total, en el primero, el proceso se realiza a menor temperatura y el enfriamiento es más rápido, mientras que el recocido total requiere de un enfriamiento controlado en el horno.

En ambos casos hay reducción de la dureza y de las propiedades mecánicas, pero en el proceso parcial, se eliminan tensiones y su efecto es menor en el material, que en el caso del recocido total. A un material recocido se le nombra o codifica con un (-0) al final del tipo de aleación, ejemplo: 7075 -0.

Es importante mencionar que a diferencia del acero, cuyos precipitados son pequeños carburos contenidos en la misma estructura interna del material, los precipitados en un aluminio son partículas formadas a partir de los aleantes que éste contiene, los cuales se disuelven en el proceso de disolución. Es por esta razón que la disolución no se podría aplicar a los aceros, por lo menos no a todos, pues la estructura interna de ambos materiales es totalmente diferente.

El temple: es el proceso en el cual se enfría bruscamente la aleación en agua o en un quenchant (polímero a base de agua) a temperatura ambiente. La diferencia entre un medio u otro consiste en que el agua permite un enfriado más drástico pero puede llegar a deformar el material. El *quenchant*, por su parte, elimina la energía del material no tan drásticamente, pero si evita que el material se deforme. El uso de un medio de otro depende pues del tipo de aleación y geometría de la pieza. Vale anotar que el proceso de disolución y temple se designa mediante una -W.

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 térmico** nombrado en la mecanización (Estado: F) 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 de las **propiedades 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 %			
O / 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 en la siguiente tabla:

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
O	425	180	32	315	160	25	310	160	20	310	160	20	290	150	31

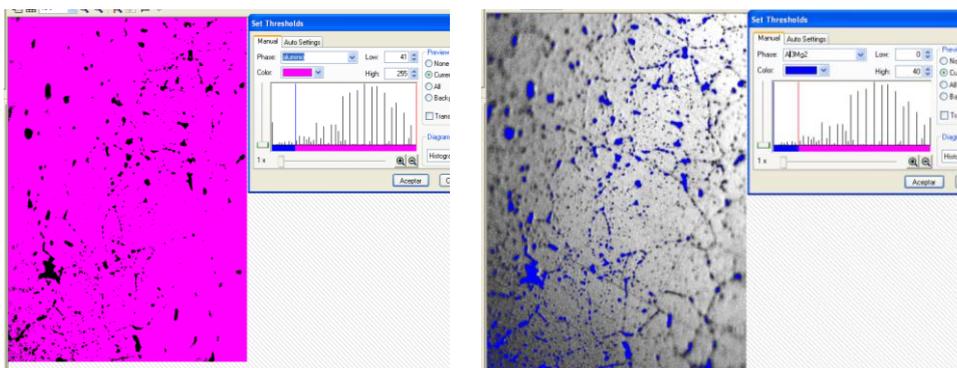
Estado	+150°C			+205°C			+260°C			+315°C			+370°C		
	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65	Rm	Rp 0,2	A 5, 65
O	215	140	50	150	115	60	115	75	80	75	50	110	41	29	130

Rm N/mm² ; Rp N/mm² ; A 5,65 %.

Según normas A.A.

Este tipo de aleación está permitida para el **uso alimenticio**.

Análisis de fases



Análisis de fase: aluminio (rosa) e intermetálico Al₃Mg₂ (azul) (x500).

Al ₃ Mg ₂ : 0 - 40	Area	aluminio: 41 - 255	Area	Al ₃ Mg ₂ : 0 - 35	Area	aluminio: 36 - 255	Area
μm ²	%	μm ²	%	μm ²	%	μm ²	%
990,69	4,88	19291,44	95,12	820,97	4,94	15781,63	95,06

Una vez realizado el análisis de fase con el programa análisis de imagen, vemos que la presencia del intermetálico Al₃Mg₂ da una media de 4,91%. Para obtener este porcentaje hemos realizado la medición de fases en dos zonas diferentes de la muestra, mostrando en esta ficha dos mediciones de fases realizadas por el programa.

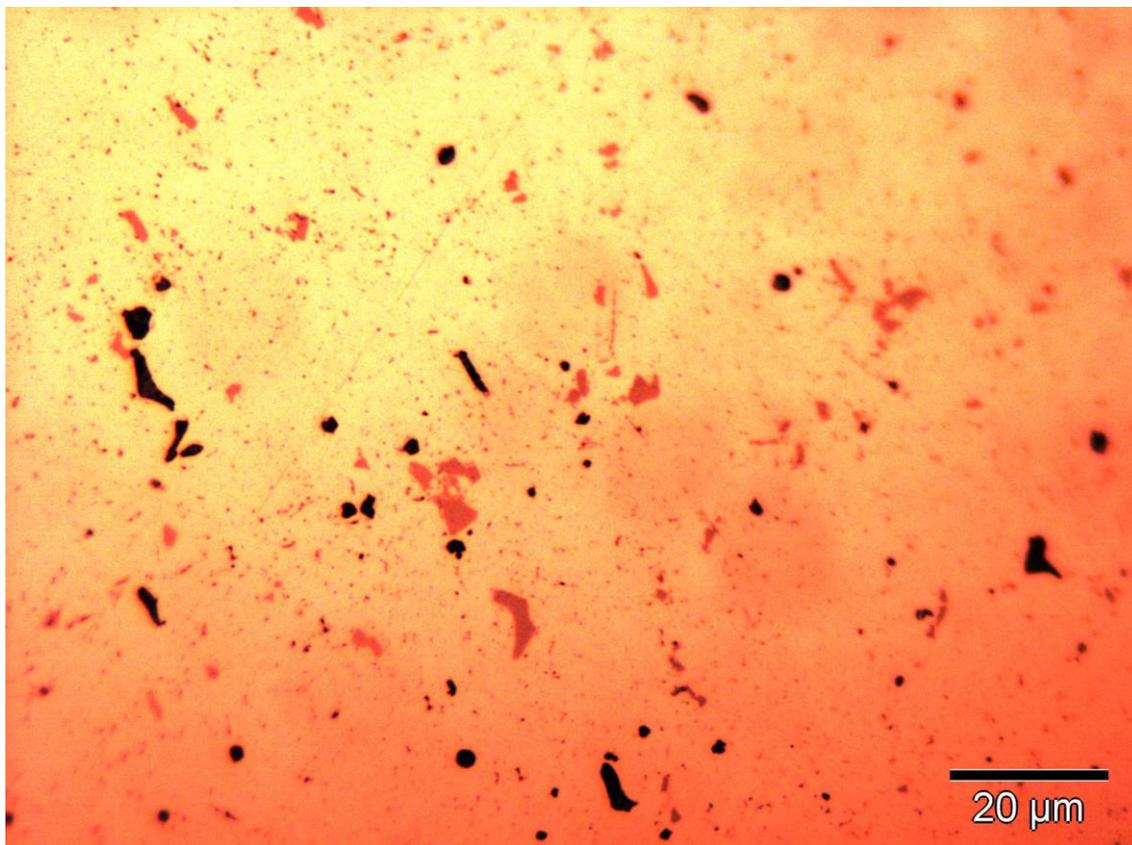
Como se puede observar la definición de colores que identifica a una y otra fase es bastante precisa obteniendo unos resultados muy próximos de una medición a otra ya que la distribución del intermetálico es bastante homogénea.

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.

PROPORCIÓN DE FASES	Aluminio (%)	Al ₃ Mg ₂ (%)
Análisis de imagen_1 (x200)	95,12	4,88
Análisis de imagen_2 (x200)	95,06	4,94
Análisis de imagen (media)	95,09	4,91

6.5.5 Estudio de aleación aluminio-cobre-magnesio-zinc

Aleación aluminio-cobre-magnesio-zinc (10)



Estructura	Corte longitudinal: compuestos intermetálicos Al_2Cu (rojo-anaranjado) y de Al_3Mg_2 (negro) alineados en el sentido de trefilado sobre una matriz de solución sólida α (amarillo).							
Aluminio	Aluminio-cobre-magnesio-zinc.							
Composición	Al	Zn	Mg	Cu	Si	Fe	Mn	
	89,43%	5,64%	2,63%	1,54%	0,28%	0,26%	0,22%	
Ataque	Sin ataque.							
Dureza 128 HV	<u>Microdurómetro</u>				<u>Medida indentaciones Vickers</u>			
	Σ Fase = 124,5 HV				Σ Fase = 130,828 HV			
Fabricación	Trefilado.							
Tratamiento posterior	Ninguno.							

Σ : Media aritmética de las durezas obtenidas con el microdurómetro en cada fase.

La **microfotografía** corresponde a un **aluminio-cobre-magnesio-zinc** de 89,43 % Al, 5,64% Zn, 2,3 % Mg y 1,54 % Cu, **trefilado sin un tratamiento** posterior. Esta microestructura corresponde a un corte longitudinal de la pieza de donde se ha extraído la muestra y en ella se puede observar el compuestos intermetálicos Al_2Cu (rojo-anaranjado) y el Al_3Mg_2 (negro) alineados en el sentido de trefilado sobre un pavimento de solución sólida α (amarillo).

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.

Debido a su elevado límite elástico es una aleación muy adecuada para piezas sometidas a grandes fatigas. Como **aplicaciones** se utiliza para la construcción de troqueles, moldes de soplado, matrices, maquinaria, herramientas, armamento, blindajes, industria del automóvil, piezas estampadas, tornillería, bastones de esquí, accesorios ortopédicos, cañas de pesca, arcos y flechas, raquetas de tenis, remaches, aplicaciones nucleares.

En cuanto a las **observaciones** más importantes se ha de tener cuidado en la elección del temple (u otros tratamientos térmicos) para el equilibrio de las características. Se puede plaquear con la aleación 7072 para una mejor protección contra las grietas por corrosión bajo tensión. Con herramientas apropiadas se puede mecanizar a velocidades superiores a 2000 m/min.

Restauración y observación

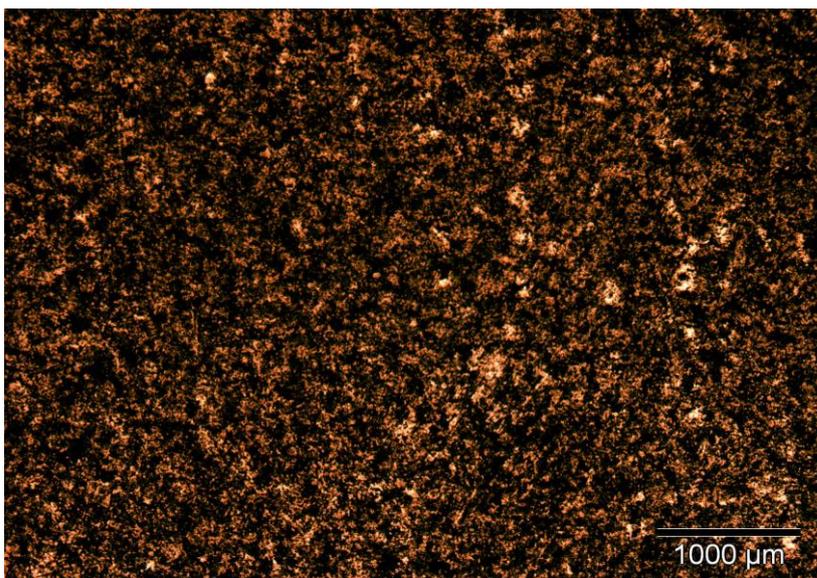


Imagen 1

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

La superficie a estos aumentos está altamente oxidada. El óxido de aluminio sobre ella no permite ver la microestructura.

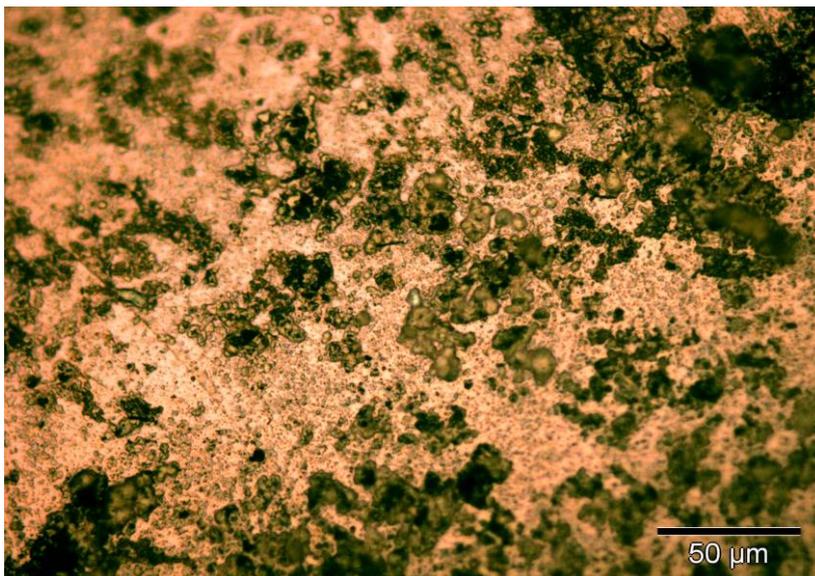


Imagen 2

Aluminio-cobre-magnesio-zinc X500 antes del proceso de restauración.

En esta microfotografía X500 no es apreciable ningún compuesto intermetálico, aunque lo parecen las zonas oscuras, son todo suciedades e imperfecciones de la superficie debido al paso de los años y la no adecuada conservación de las muestras.



Imagen 3

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

No ha sido necesario un ataque químico para observar la microestructura.

Se intuyen los diferentes compuestos intermetálicas.

El Zn en aleaciones que contienen Cu-Mg, mejora la respuesta al endurecimiento por tratamiento térmico y mejora la maquinabilidad.

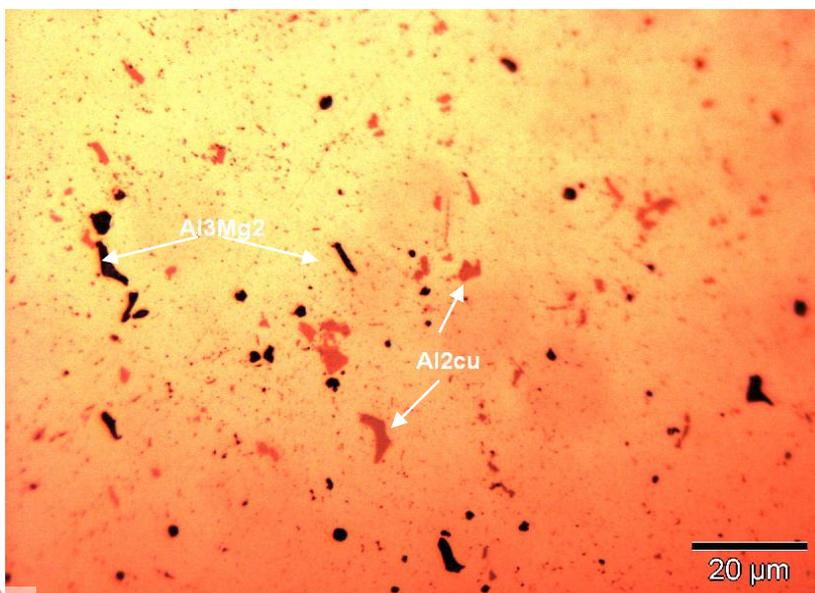


Imagen 4

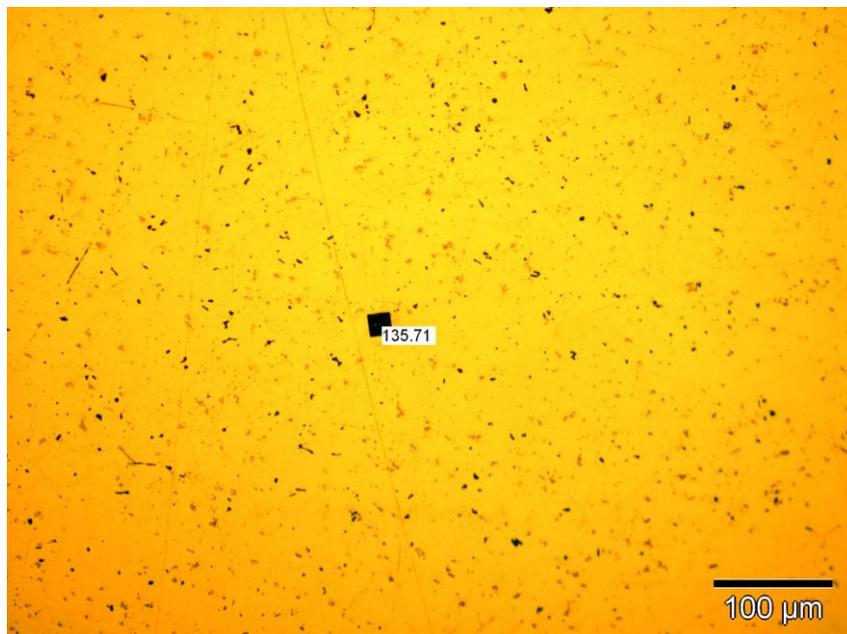
Aluminio-cobre-magnesio-zinc X1000 tras el proceso de restauración.

Compuestos intermetálicos Al_2Cu (rojo-anaranjado) y de Al_3Mg_2 (negro) alineados en el sentido de trefilado sobre un pavimento de solución sólida α (amarillo).

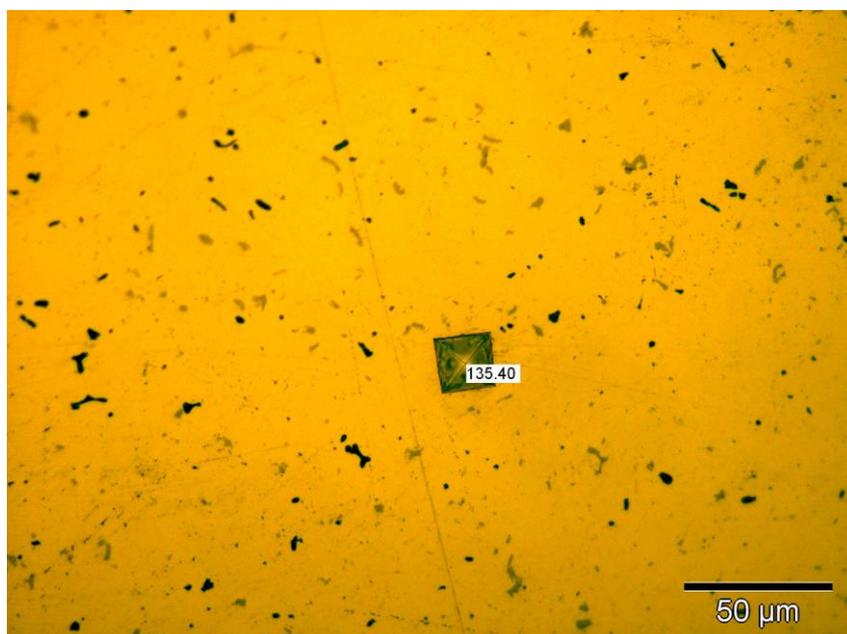
El Cu aumenta la resistencia a la tracción y la dureza y reduce la resistencia al agrietamiento en caliente y disminuye la colabilidad.

Dureza

Una vez obtenidas 5 medidas de microdureza 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).

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

Dureza 128 HV	<u>Microdurómetro</u>	<u>Medida indentaciones Vickers</u>
		Σ Fase = 124,5 HV

En comparación con los aceros, en los aluminios podemos observar que las microdurezas 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.

Propiedades, aplicaciones y aptitudes tecnológicas

Debido a su elevado límite elástico la aleación aluminio-zinc es una aleación muy adecuada para piezas sometidas a grandes fatigas. Como aplicaciones se utiliza para la construcción de troqueles, moldes de soplado, matrices, maquinaria, herramientas, armamento, blindajes, industria del automóvil, piezas estampadas, tortillería, bastones de esquí, accesorios ortopédicos, cañas de pesca, arcos y flechas, raquetas de tenis, remaches, aplicaciones nucleares.

En cuanto a las **observaciones** más importantes se ha de tener cuidado en la elección del temple (u otros tratamientos térmicos) para el equilibrio de las características. Se puede plaquear con la aleación 7072 para una mejor protección contra las grietas por corrosión bajo tensión. Con herramientas apropiadas se puede mecanizar a velocidades superiores a 2000 m/min.

La resistencia de las aleaciones Al-Zn-Mg se aumenta más por adición de Cu, entre límites de 0,5 % al 2%. Al mismo tiempo se amplía el campo aprovechable para el Zn+Mg hasta aproximadamente el 9%, a condición de que se adicione Cr simultáneamente ya que el Cu actúa contra la corrosión que se produce en las grietas debido a las tensiones. La relación de Zn-Mg se halla preferentemente entre 2 y 3. Las aleaciones Al-Zn-Mg-Cu son susceptibles de endurecerse por frío o por calor. Se almacenan, con preferencia, con distintos estadios de calor, alcanzando los máximos valores de resistencia de todas las aleaciones de aluminio. La **figura 2.28** da una visión de conjunto de resistencia a la tracción alcanzable, después de un tratamiento de endurecimiento por calor, por adición de 1,5 % Cu y adiciones variables de Zn y Mg. La **figura 2.29** indica el comportamiento de los valores de resistencia en función de la cantidad de Zn añadido para contenidos constantes de Mg y Cu.

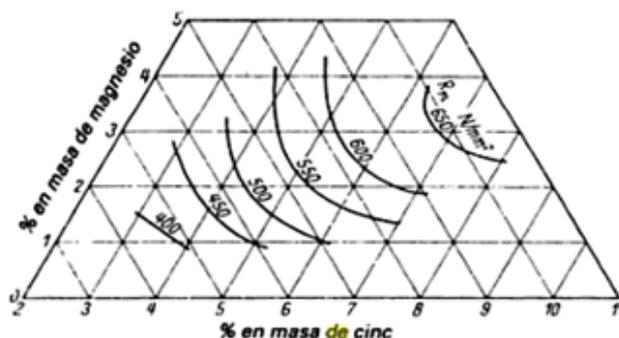


Fig. 2.28 Influencia del Zn y Mg sobre la resistencia de aleaciones de AlZnMgCu, almacenadas con calor 1,5% de Cu, 0,2% de Mn, 0,2% de Cr (según Al-tenpohl)

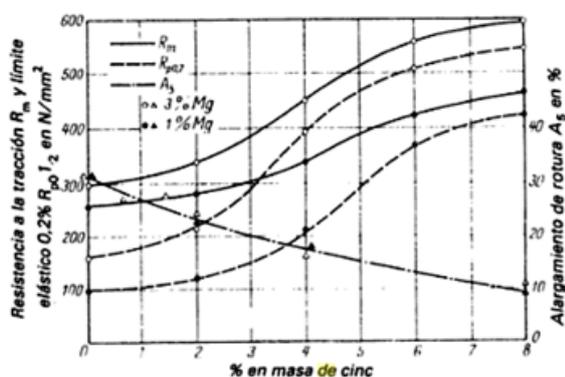


Fig. 2.29 Influencia del Zn sobre la resistencia de aleaciones de AlZnMgCu, recocido en solución a 460° C, enfriamiento rápido, almacenado con calor, 12 h a 135° C, 1,5% de Cu (según Van Horn)

Las adiciones de Mn hasta el 0,3% sirven, junto al Cr y, en su caso al Zr, para mejorar la consistencia y el control del comportamiento en la precipitación. Con un aumento de la resistencia cobran mayor importancia la limitación de las cantidades admisibles de Fe y Si, ya que las vastas precipitaciones de fases difícilmente solubles, como Al₆(FeMn) y otras, merman la resistencia a la fatiga por vibración así como a la tenacidad por grietas. Por igual motivo, también se limitan las adiciones de Mn y Cr.

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)
72.000	2,81	475-635	23,5

Conduc. térmica (W/ m K)	Resistividad eléctrica (μΩ cm)	Conduc. eléctrica (% IACS)	Potencial disolución (V)
0-175	0-3,8	0-45,5	- 0,81

Las aptitudes tecnológicas de esta aleación son:

Comportamiento natural	Soldadura	Mecanización (Estado: T6)	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
T6	465°C ± 5°C	Agua a 40°C máximo	12 a 16 horas a 135°C ± 3°C

Algunas propiedades mecánicas típicas de esta aleación son:

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	705	635	9	620	545	11	595	515	11	570	505	11	485	450	14
T7351	635	495	14	545	460	14	525	450	13	505	435	13	435	400	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	215	185	30	110	90	55	75	60	65	55	45	70	41	32	70
T7351	215	185	30	110	90	55	75	60	65	55	45	70	41	32	70

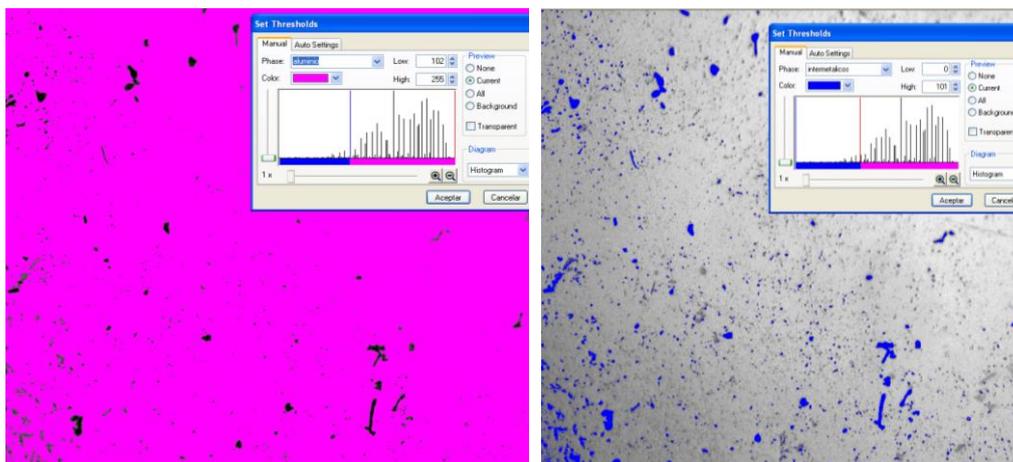
Rm N/mm² ; Rp N/mm² ; A 5,65 %.

Según normas A.A.

Las propiedades físicas y mecánicas de esta aleación con el tratamiento T6 son:

MATERIAL Y ALEACIONES	PROPIEDADES MECÁNICAS					PROPIEDADES FÍSICAS			
	Características a la tracción			Resist. a la cizalladura	Módulo elástico	Peso específico	Coefic. de dilatac. a 100°C	Conductividad	
	Rm	Rp 0,2	A 5,65					Térmica	Eléctrica
	N / mm ²	N / mm ²	%	N / mm ²	N / mm ²	g / cm ³	10 ⁶ / K	W / m °C	% IACS
7075 - T6	540	480	11	330	72.000	2,80	23,5	130	34

Análisis de fases



Análisis de fase: aluminio (rosa) e intermetálicos Al₃Mg₂ Al₂Cu (azul) (x500).

intermetálicos: 0 - 101	Area	aluminio: 102 - 255	Area	intermetálicos: 0 - 109	Area	aluminio: 110 - 255	Area
μm ²	%	μm ²	%	μm ²	%	μm ²	%
2510,32	4,10	58649,86	95,90	1888,67	3,09	59271,52	96,91

Una vez realizado el análisis de fase con el programa análisis de imagen, vemos que la presencia de los intermetálicos Al₂Cu y Al₃Mg₂ da una media de 4,1%. Para obtener este porcentaje hemos realizado la medición de fases en dos zonas diferentes de la muestra, mostrando en esta ficha dos mediciones de fases realizadas por el programa.

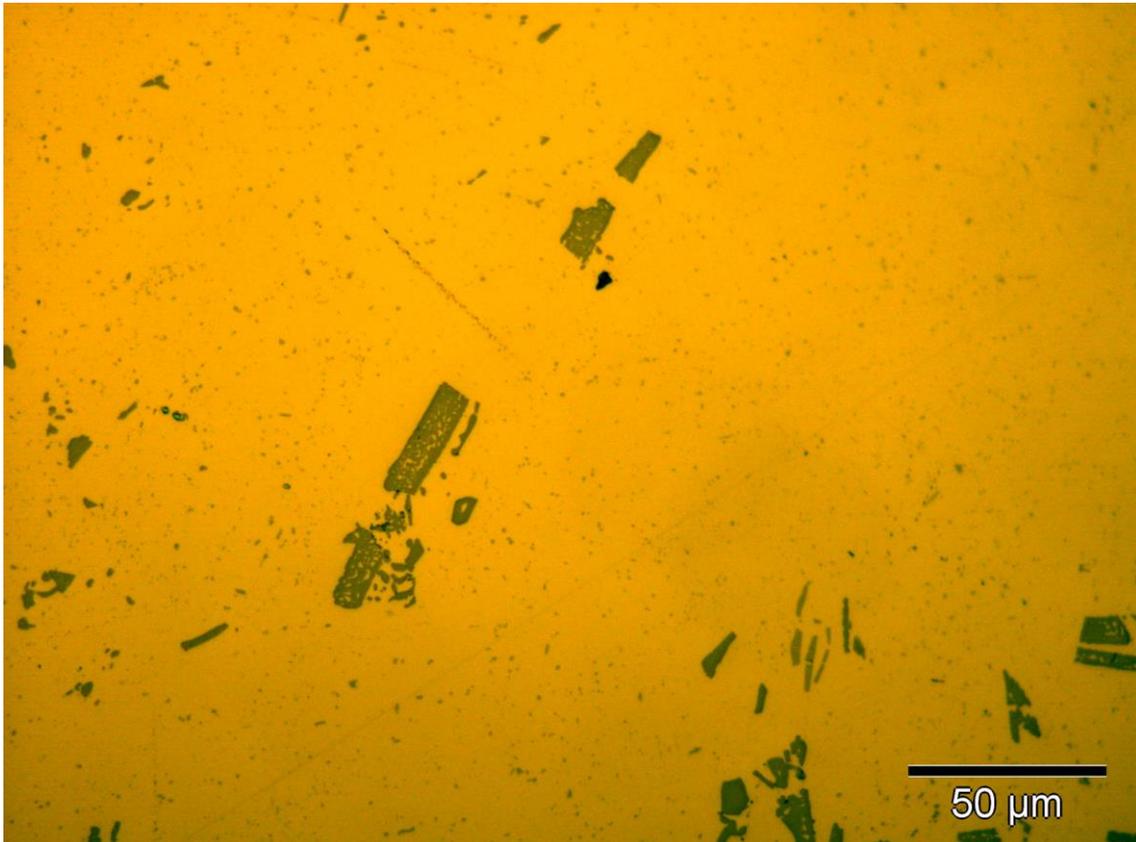
Como se puede observar la definición de colores que identifica a una y otra fase es bastante precisa obteniendo unos resultados muy próximos de una medición a otra ya que la distribución del intermetálico es bastante homogénea. No ha sido posible realizar el porcentaje de los dos intermetálicos por separado 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.

PROPORCIÓN DE FASES	Aluminio (%)	Intermetálicos (%)
Análisis de imagen_1 (x200)	95,9	4,1
Análisis de imagen_2 (x200)	96,91	3,09
Análisis de imagen (media)	96,4	3,6

6.5.6 Estudio de aleación aluminio-manganeso (para forja)

Aleación aluminio-manganeso (para forja) (11C)



Estructura	Corte longitudinal: pequeños y grandes precipitados de compuestos intermetálicos Al ₆ Mn (gris) en la solución sólida α.							
Aluminio	Aluminio-manganeso.							
Composición	Al	Mn	Fe	Mg	Si	Zn	Cu	Pb
	97,98%	1,08%	0,3%	0,26%	0,22%	0,07%	0,05%	0,04%
Ataque	Sin ataque.							
Dureza 46 HV	<u>Microdurómetro</u>				<u>Medida indentaciones Vickers</u>			
	∑ Fase = 45,26 HV				∑ Fase = 45,95 HV			
Fabricación	Laminado.							
Tratamiento posterior	Recocido 2 horas a 500 °C.							



La **microfotografía** 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 Al_6Mn (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 después del proceso de restauración.

No ha sido necesario realizar el ningún ataque químico.

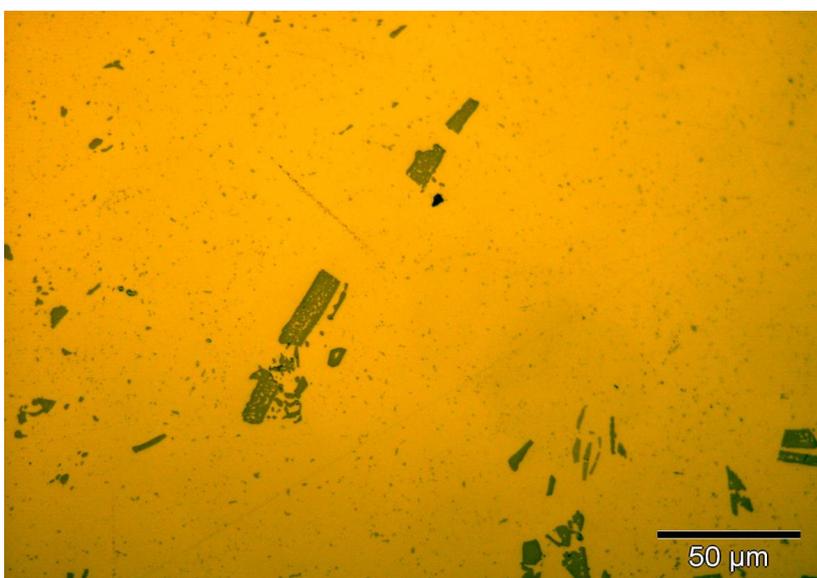


Imagen 2

Aluminio-manganeso X500 después del proceso de restauración.

Pequeños y grandes compuestos intermetálicos Al_6Mn de color gris a lo largo de toda la matriz.

Esta aleación presenta buena conformabilidad.

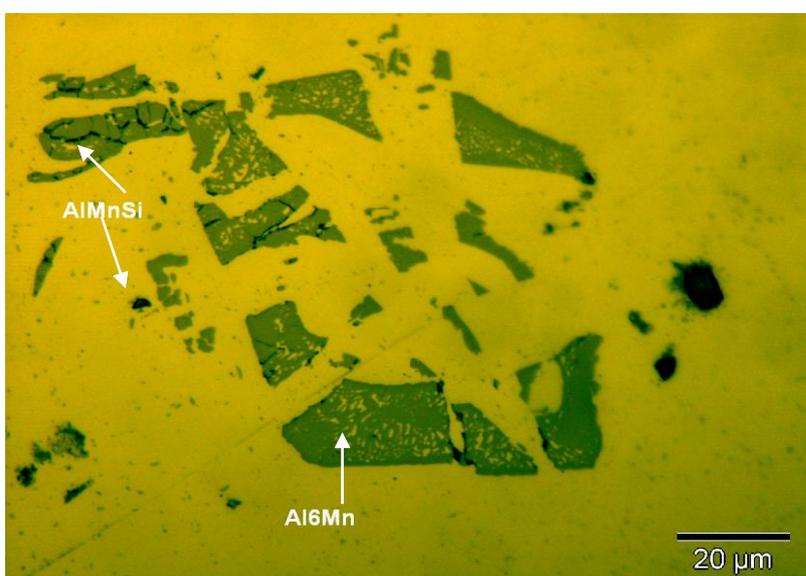


Imagen 3

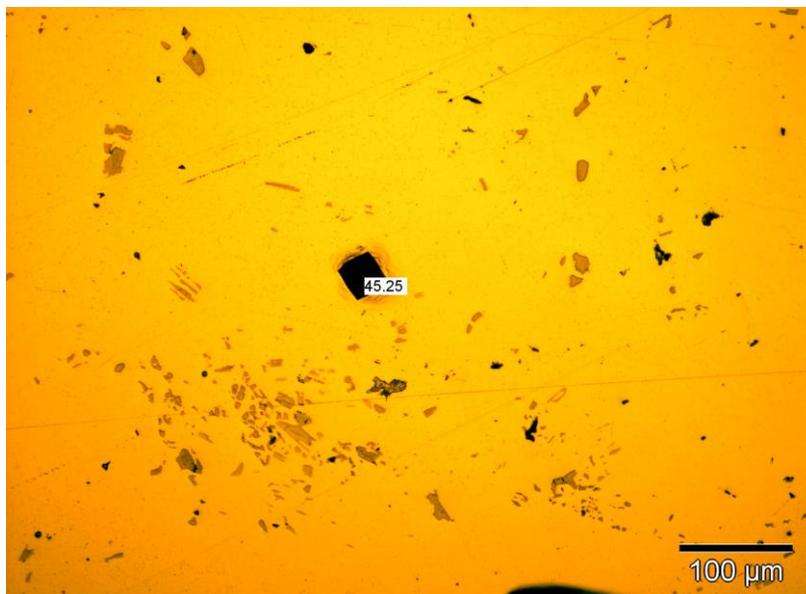
Aluminio-manganeso X1000 tras proceso de restauración.

Se aprecia claramente también la existencia de inclusiones de $AlMnSi$ a lo largo de la matriz de aluminio (negro).

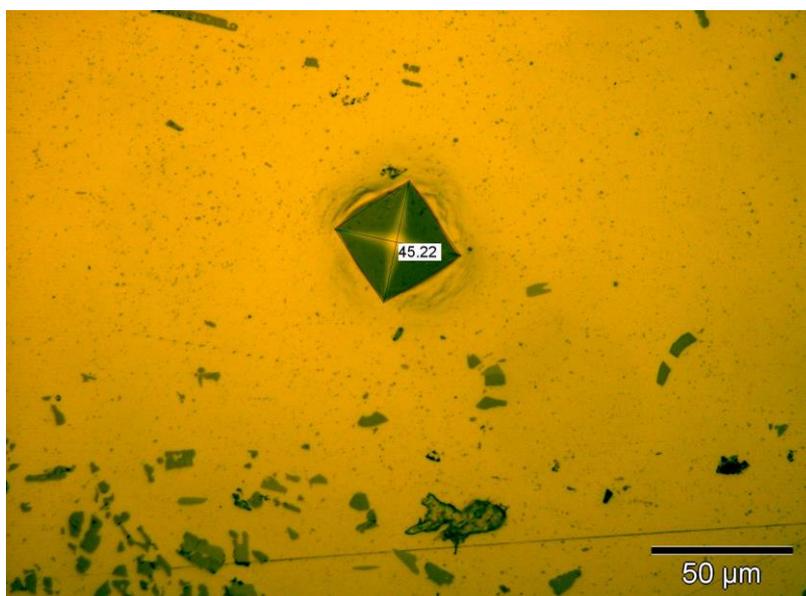
Presenta una elevada resistencia a la corrosión y unas características mecánicas superiores a las aleaciones de aluminio puro, además de su buen comportamiento a bajas temperaturas.

Dureza

Una vez obtenidas 5 medidas de microdureza 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).

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

Dureza 46 HV	<u>Microdurómetro</u>	<u>Medida indentaciones Vickers</u>
	Σ Fase = 45,26 HV	Σ Fase = 45,95 HV

En comparación con los aceros, en los aluminios podemos observar que las microdurezas 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

Propiedades, aplicaciones y aptitudes tecnológicas

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.

Este mismo material presenta una **dureza media aproximada** de 2HV más (corte longitudinal) que el mismo material con un corte transversal, debido al proceso de laminación y la dirección de orientación de los intermetálicas.

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 un 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 haya 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		60	46	140	50	42	115	45	41	110	41	40	90	38	
	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		34	47	60	30	60	41	23	65	28	17	70	19	12	
	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:

Estado	F	Masa diámetro	Masa sección	mínimo	20 40 60 80 100 120 140 160 180 200 220 240 260 280 300 320 340 360 380 400 420 440 460 480 500
		Todos	Todos	95	
Barras extruidas	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	20 40 60 80 100 120 140 160 180 200 220 240 260 280 300 320 340 360 380 400 420 440 460 480 500	
	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	20 40 60 80 100 120 140 160 180 200 220 240 260 280 300 320 340 360 380 400 420 440 460 480 500	
	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	20 40 60 80 100 120 140 160 180 200 220 240 260 280 300 320 340 360 380 400 420 440 460 480 500	
	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.

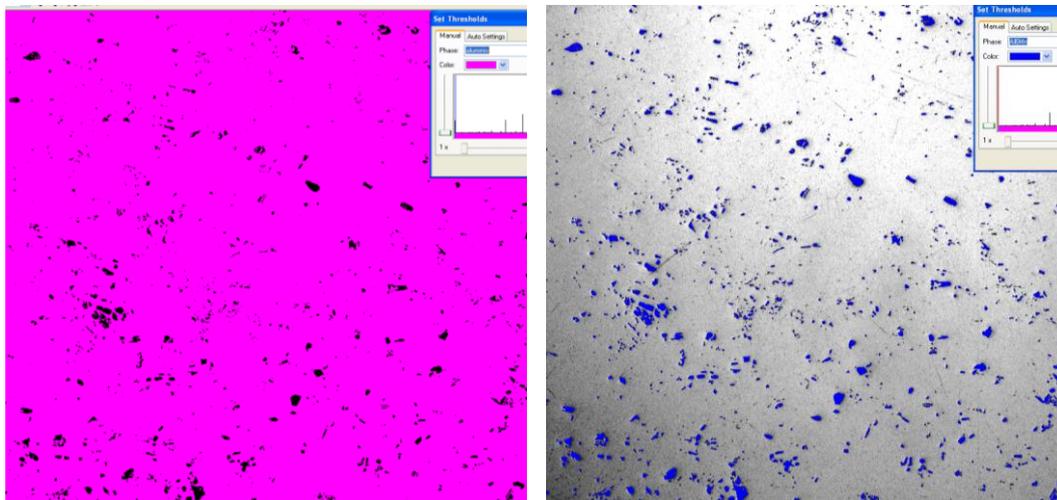
ALU-STOCK S.A.

Carga de Rotura

Límite elástico

Alargamiento

Análisis de fases



Análisis de fase: aluminio (rosa) e intermetálico Al₆Mn (azul) (x100).

Al ₆ Mn: 0 - 0	Area	aluminio: 1 - 255	Area	Al ₆ Mn: 0 - 0	Area	aluminio: 1 - 255	Area
μm ²	%	μm ²	%	μm ²	%	μm ²	%
30988,87	2,43	1242201,56	97,57	50107,14	3,28	1478897,53	96,72

Una vez realizado el análisis de fase con el programa análisis de imagen, vemos que la presencia del intermetálico Al₆Mn da una media de 2,86%. Para obtener este porcentaje hemos realizado la medición de fases en dos zonas diferentes de la muestra, mostrando en esta ficha dos mediciones de fases realizadas por el programa.

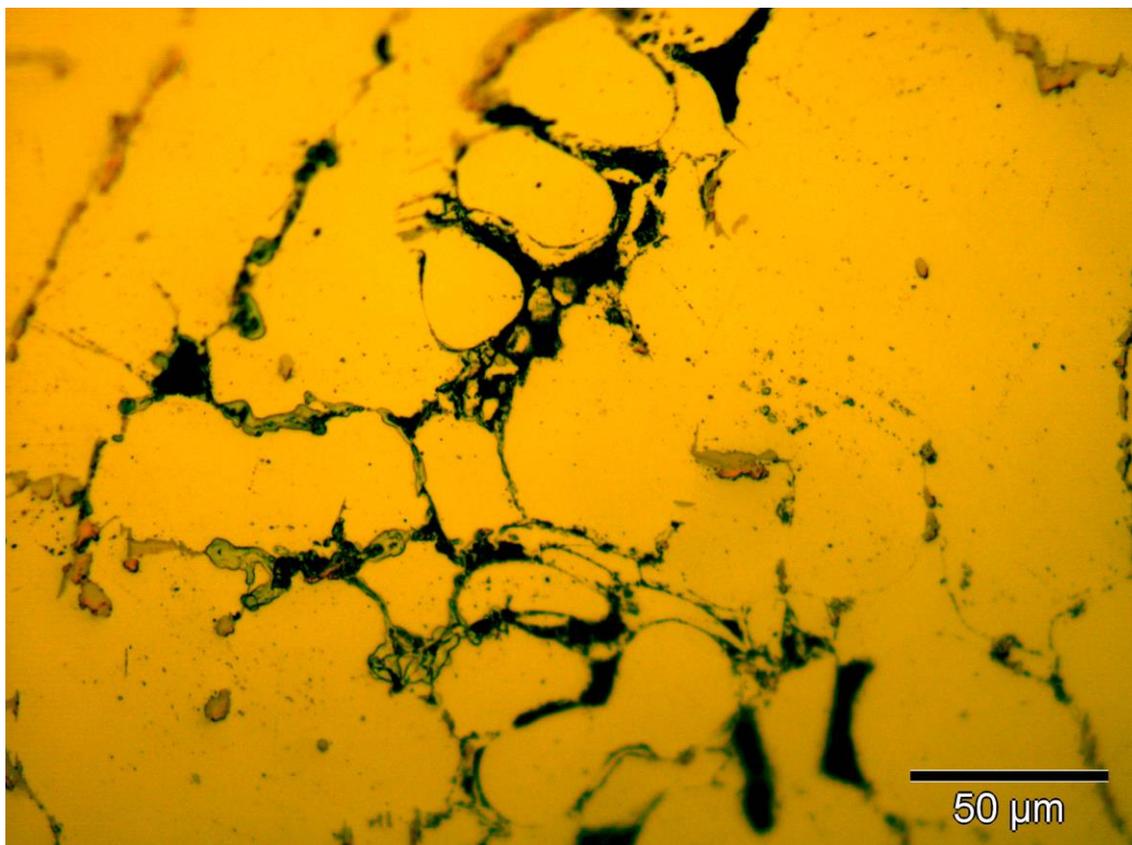
Como se puede observar la definición de colores que identifica a una y otra fase es bastante precisa, la pequeña variación de porcentaje de intermetálico obtenida entre unas medidas y otras es debido a que la distribución de intermetálico no es homogénea en la superficie de la muestra, siendo según la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

En este caso, **comparando** la cantidad de intermetálico obtenido de media en esta muestra con otra extraída de la misma pieza base pero en corte transversal, el porcentaje medio de ambas muestras es similar, dando 2,9 % de Al₆Mn de media.

PROPORCIÓN DE FASES	Aluminio (%)	Al ₆ Mn (%)
Análisis de imagen_1 (x200)	97,57	2,43
Análisis de imagen_2 (x200)	96,72	3,28
Análisis de imagen (media)	97,14	2,86

6.5.7 Estudio de aleación aluminio-cobre (para fundición)

Aleación aluminio-cobre (para fundición) (12)



Estructura	Dendritas de solución sólida α el eutéctico ($\alpha + Al_2Cu$). Expulsión de Al_2Cu en las juntas de grano.			
Aluminio	Aluminio-cobre.			
Composición	Al = 91,16%	Cu = 7,96%	Fe = 0,49%	Si = 0,39%
Ataque	Solución de ácido sulfúrico al 10%.			
Dureza 90	<u>Microdurómetro</u>		<u>Medida indentaciones Vickers</u>	
	Σ Fase = 87,72 HV		Σ Fase = 91,858 HV	
Fabricación	Moldeo en arena.			
Tratamiento posterior	Ninguno.			

Σ : Media aritmética de las durezas obtenidas con el microdurómetro en cada fase.

La **microfotografía** corresponde a un **aluminio-cobre** de 91,16 % Al y 7,96 % Cu, **moldeado en arena sin ningún tratamiento posterior**. En la microfotografía podemos observar dendritas de solución sólida α el eutéctico (α +Al₂Cu) y la expulsión de Al₂Cu en las juntas de grano.

El moldeo en arena es un procedimiento de *molde perdido*. Se emplea sílice (una arena muy pura) para hacer el molde, mezclada con arcilla y agua para aglomerar la arena. Este es un proceso económico, apto para temperaturas altas y todo tipo de metales, pero tiene el inconveniente de tener que realizar un molde para cada pieza.

Como **aplicaciones** esta aleación ha sido desarrollada para la mecanización a gran velocidad de piezas torneadas complejas con fácil desprendimiento de viruta, tornillería, barras roscadas, casquillos, arandelas mecanizadas, etc.

La **observación** más importante es que aunque de muy buena mecanibilidad tiene riesgos de corrosión por su contenido en Cu por lo que se aconseja un anodizado de protección.

Restauración y observación

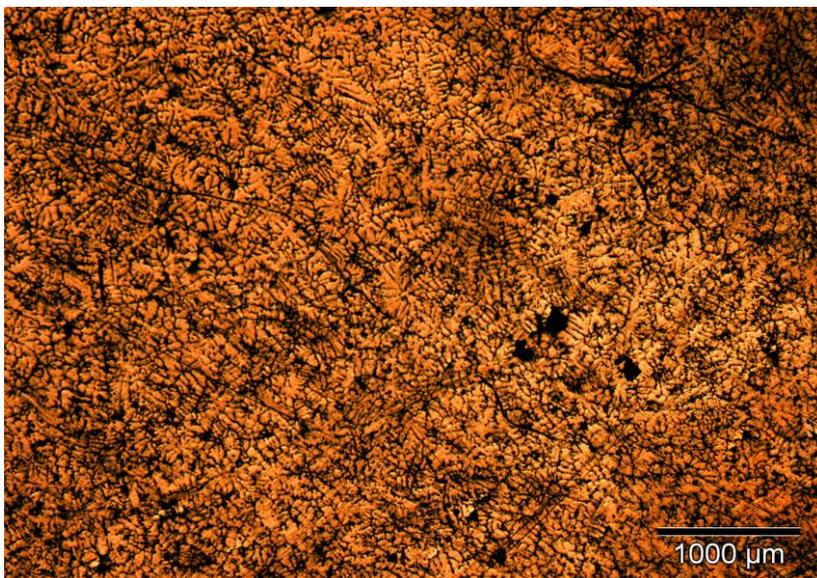


Imagen 1

Aluminio-cobre X25 antes del proceso de restauración.

La superficie que se presenta es bastante regular, para este caso realizaremos la restauración para su observación más detallada pero no es necesario un ataque químico para mostrar sus microconstituyentes.

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 mediante tratamientos térmicos de solubilización, temple y recocido.

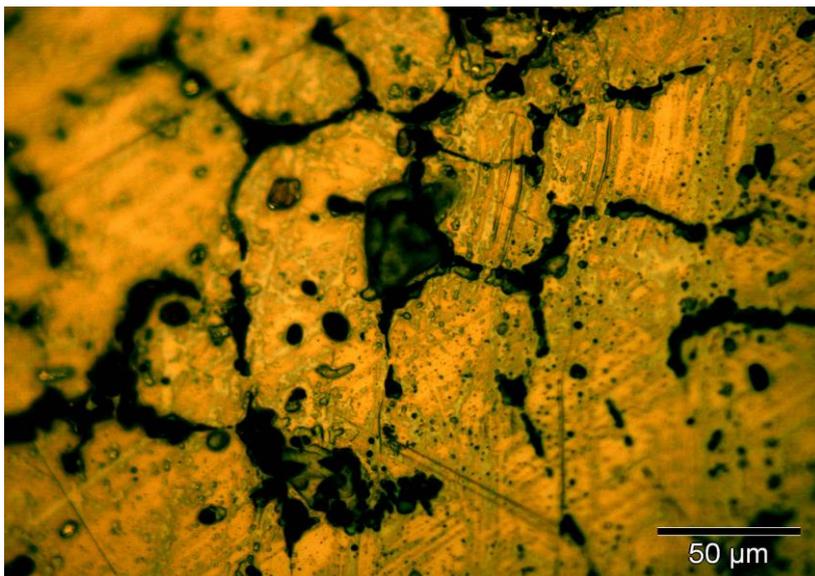


Imagen 2

Aluminio-cobre X500 antes del proceso de restauración.

Se puede observar la expulsión característica del compuesto intermetálico Al_2Cu hacia las juntas de grano.

El fondo de la matriz está constituido por solución sólida α . A estos aumentos podemos ver las imperfecciones sobre la matriz y restos de suciedad.

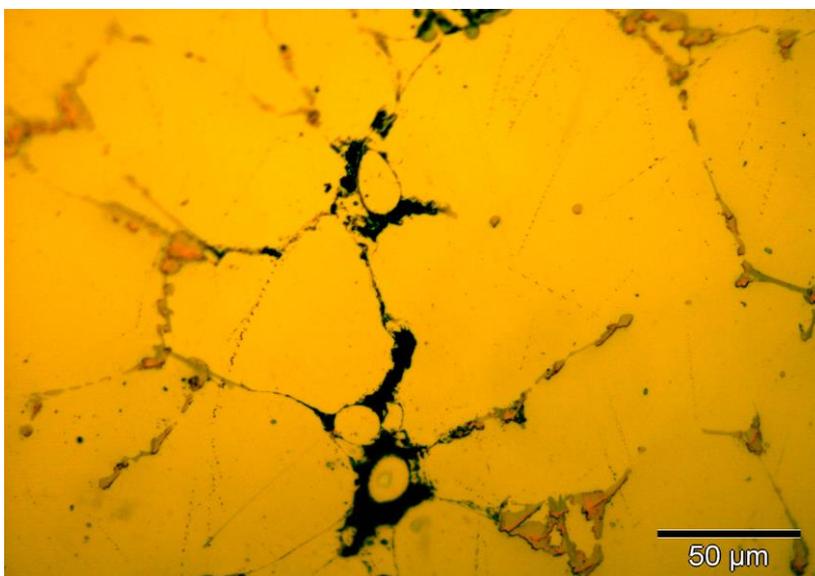


Imagen 3

Aluminio-cobre X500 tras el proceso de restauración.

Una vez realizado el proceso de desbaste y pulido, se ha realizado un ataque químico con ácido sulfúrico al 10%.

Esta microfotografía corresponde a un ataque durante 25 segundos y se observa que solo una parte del compuesto intermetálico ha sido atacada por el ácido.

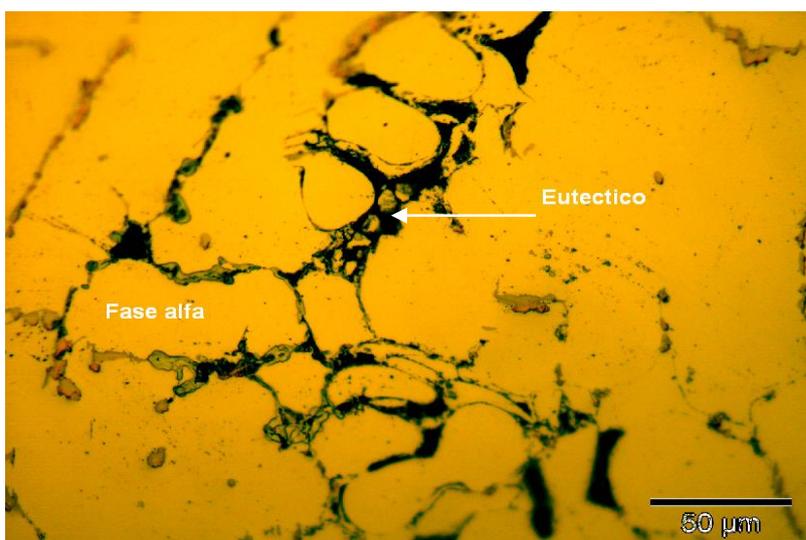


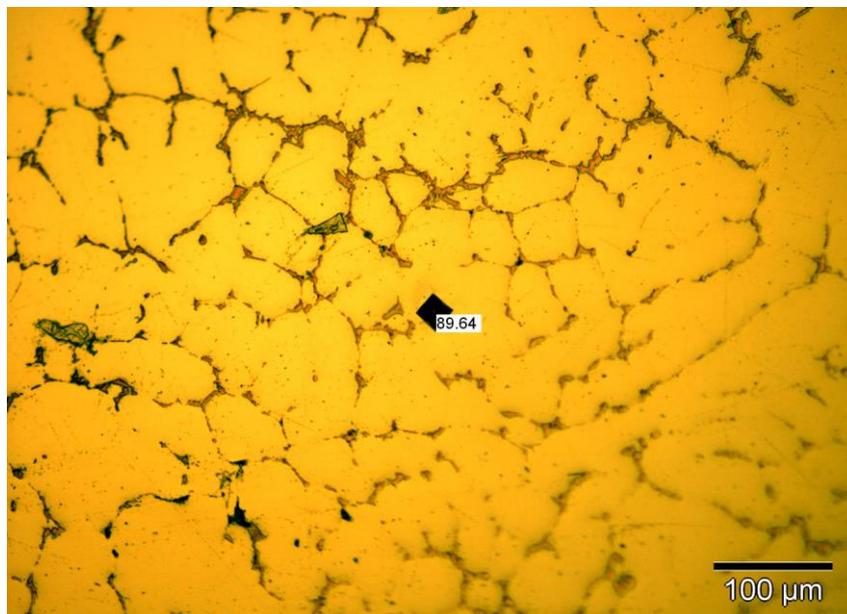
Imagen 4

Aluminio-manganeso X500 tras el proceso de restauración.

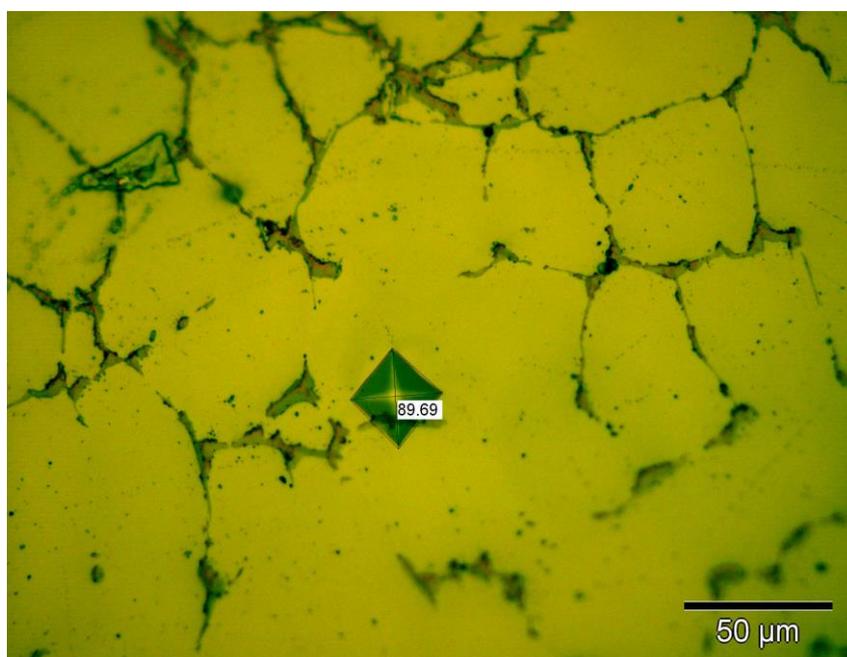
Con un ataque de la misma disolución durante 55 segundos, el compuesto Al_2Cu ha sido atacado más abundantemente dándole un tono ennegrecido.

Dureza

Una vez obtenidas 5 medidas de microdureza 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).

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

Dureza 90	<u>Microdurómetro</u>	<u>Medida indentaciones Vickers</u>
		\sum Fase = 87,72 HV

En comparación con los aceros, en los aluminios podemos observar que las microdurezas 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.

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 mediante tratamientos térmicos de solubilización, temple y recocido.

Abajo 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 varia 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.

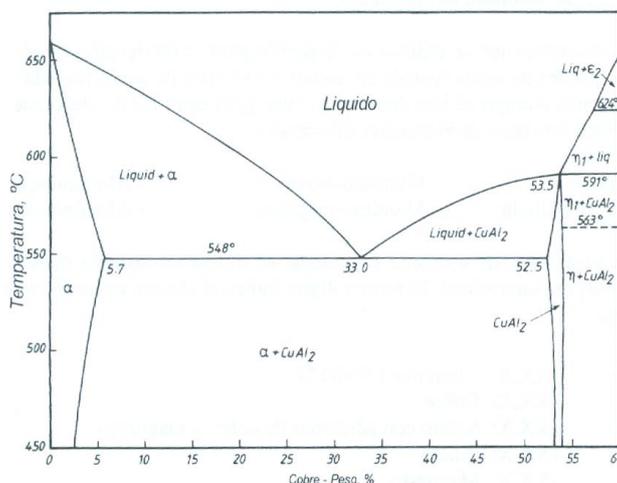


Diagrama de equilibrio de fases binario aluminio-cobre

Propiedades, aplicaciones y aptitudes tecnológicas

Como **aplicaciones** esta aleación ha sido desarrollada para la mecanización a gran velocidad de piezas torneadas complejas con fácil desprendimiento de viruta, tornillería, barras roscadas, casquillos, arandelas mecanizadas, etc.

La **observación** más importante es que aunque de muy buena mecanibilidad tiene riesgos de corrosión por su contenido en Cu por lo que se aconseja un anodizado de protección.

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)
72,500	2,84	540-645	23

Conduc. térmica (W/ m K)	Resistividad eléctrica (μΩ cm)	Conduc. eléctrica (% IACS)	Potencial disolución (V)
0-152	0-4,4	0-39	

En el sistema Al-Cu tiene importancia, preferentemente, las aleaciones con el 4-5 % de Cu endurecidas térmicamente. Hasta este contenido de Cu se puede conseguir, por tratamiento térmico, una estructura homogénea, la cual ofrece las condiciones de alta resistencia y tenacidad que se requieren. La influencia del Cu sobre las propiedades resistentes de las aleaciones binarias Al-Cu se representa en la figura 2.39 para diferentes condiciones. Para conseguir tales valores en piezas realmente fundidas, hay que suponer la existencia de una estructura densa y de grano fino. Con el fin de alcanzar altos valores del alargamiento a la rotura posibles y con gran resistencia hay que controlar las adiciones de Si y Fe.

El Fe influye desfavorablemente sobre la resistencia a la tracción y sobre el alargamiento a partir del 0,35 %.

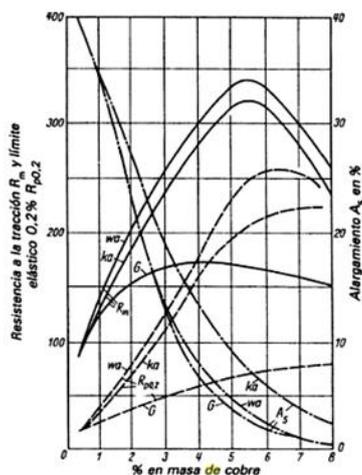


Fig. 2.39 Influencia del contenido de Cu sobre la resistencia de aleaciones G-AlCu, fundición en arena, sin tratar y sometida a endurecimiento térmico (según Dix y Bowman)

Las aptitudes tecnológicas de esta aleación son:

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

- 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 haya aplicado en su fabricación:



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.		4 días mín. a 20°C
T6/T8	505°C± 5°C	Agua a 40°C máx.	14 horas a 160°C ± 5°C	4 días mín. a 20°C

- Intervalo de temperatura de forja: 400° - 480°C.
- Recocido total: 420°C, con enfriamiento lento hasta 250°C
- Recocido contra acritud: 340°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
T3	-	-	-	-	-	-	-	-	-	380	295	15	100	325	235

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
T3	195	130	25	110	75	35	45	26	45	21	12	90	16	10	125

Rm N/mm²; Rp N/mm²; A 5,65 %.

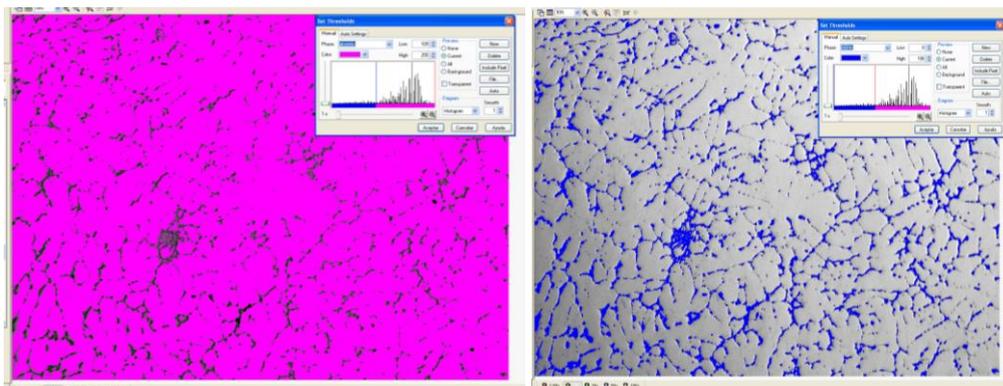
Según normas A.A.

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

Estado	T4	T4510	T4511	Masa diámetro	Masa sección	mínimo	Gráfico de propiedades mecánicas																																		
							Carga de rotura Rm MPa	Límite elástico Rp 0,2 MPa	Alargamiento mín.% A																																
Barras y pletinas extruidas				<25	-	380																																			
				-	-	260																																			
				-	-	12																																			
Barras y pletinas extruidas				>25	75	400																																			
				-	-	270																																			
				-	-	10																																			
Barras y pletinas extruidas				>75	150	390																																			
				-	-	260																																			
				-	-	9																																			
Barras calibradas				>150	200	370																																			
				-	-	240																																			
				-	-	8																																			
Barras calibradas				80	80	400																																			
				-	-	250																																			
				-	-	10																																			
Barras calibradas				80	80	400																																			
				-	-	250																																			
				-	-	8																																			

Carga de Rotura
 Límite elástico
 Alargamiento

Análisis de fases



Análisis de fase: aluminio (rosa) y eutéctico (α +CuAl₂) (azul) (x100).

Al ₂ Cu: 0 - 77	Area	aluminio: 78 - 255	Area	Al ₂ Cu: 0 - 60	Area	aluminio: 61 - 255	Area
μm^2	%	μm^2	%	μm^2	%	μm^2	%
114341,13	7,48	1414663,54	92,52	124719,16	8,16	1404285,52	91,84

Una vez realizado el análisis de fase con el programa análisis de imagen, vemos que la presencia del intermetálico Al₆Mn da una media de 7,82%. Para obtener este porcentaje hemos realizado la medición de fases en dos 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 el porcentaje de eutéctico presente en las diferentes zonas casi idéntico debido a la homogeneidad de su distribución.

PROPORCIÓN DE FASES	Aluminio (%)	Al ₂ Cu (%)
Análisis de imagen_1 (x200)	92,52	7,48
Análisis de imagen_2 (x200)	91,84	8,16
Análisis de imagen (media)	92,18	7,82

6.5.8 Estudio de aleación aluminio-silicio (para fundición)

Aleación aluminio-silicio (para fundición) (14)



Estructura	Cristales proeutéticos de silicio (poligonales) en el eutéctico aluminio-silicio (agujas más finas de silicio en una matriz de aluminio- α).			
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>Medida indentaciones Vickers</u>	
431,76 HV	Σ Aluminio- α = 48,24 HV		Σ Aluminio- α = 49,92 HV	
	Σ Si-proeutético = 487,9 HV		Σ Si-proeutético = 1140,98 HV	
Fabricación	Moldeo en arena.			
Tratamiento posterior	Ninguno.			

La **microfotografía** 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 arena** y no se le ha aplicado **ningún tratamiento posterior**. En esta microestructura se puede observar la presencia de grandes cristales proeutécticos de silicio, de color oscuro, con geometrías poligonales e irregulares, sobre el fondo del eutéctico aluminio-silicio, compuesto por agujas más finas de silicio en una matriz de aluminio- α . Se advierte también la presencia del Fe en la aleación (0,24% Fe) que precipita en forma de compuestos intermetálicos AlFeSi, de color rojizo (en esa imagen) y morfología acicular.

Como **observaciones** sobre esta aleación podemos citar que se le conoce típicamente con el nombre de siluminio. El siluminio es una aleación de aluminio-silicio, con una composición aproximada de 87% de Al y 12-13% de Si, si bien algunas veces se le añade algo de cobre, hierro, magnesio o manganeso que modifican sus características mecánicas. Funde a unos 580°C y su peso específico es de 2,5 a 2,6. Se trata de una aleación ligeramente hipereutéctica, ya que el eutéctico Al-Si se registra en un entorno del 12% de Si. La presencia del Si 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 normales o en aquellas más complejas que tienen elementos como el Cu, Ni, Fe y otros elementos. El hierro es altamente soluble en estado líquido pero virtualmente insoluble (0,04% Fe) a temperatura ambiente. Por ello aparece como compuestos intermetálicos insolubles, siendo los más comunes Al_3Fe , Al_6FeMn y $\alpha AlFeSi$. Mejora la resistencia al agrietamiento en caliente, la resistencia a la fluencia a altas temperaturas y disminuye la tendencia a la adhesión en fundición a presión. El hierro refina el grano en los lingotes de fundición. Un incremento en el contenido de hierro aumenta la resistencia mecánica pero disminuye notablemente la ductilidad, por la presencia de las segundas fases.

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, etc. Se trata de una aleación muy resistente a la corrosión y poco frágil.

Restauración y observación

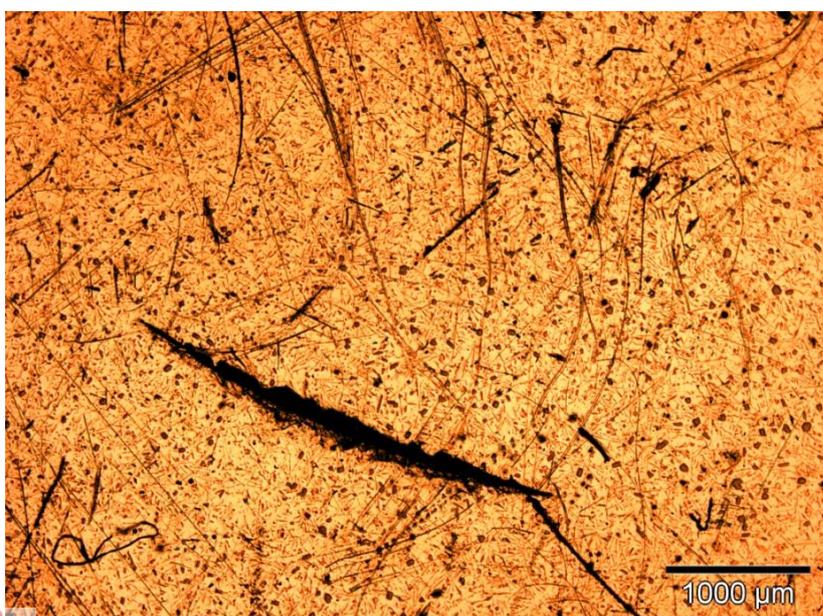


Imagen 1

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.

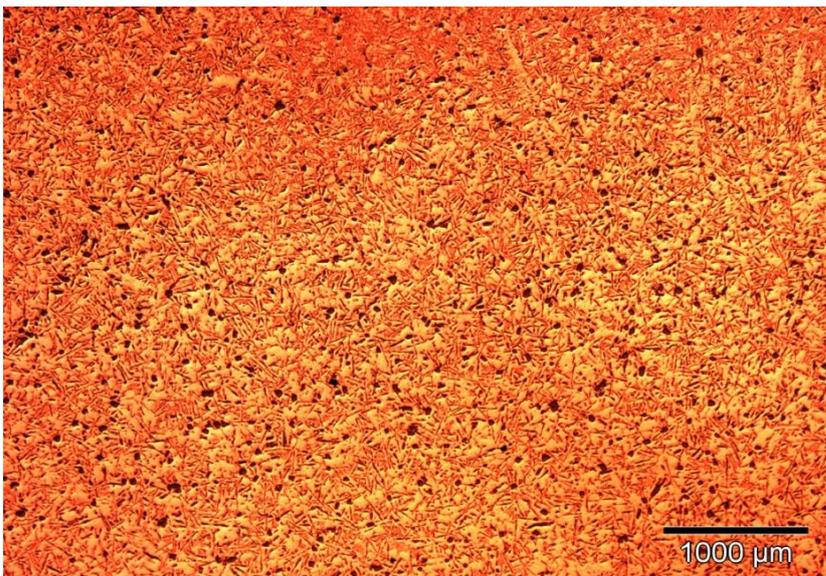


Imagen 2

Aluminio-silicio x25, tras el proceso de restauración.

A este nivel de aumentos los cristales proeutécticos se intuyen en la superficie repartidos homogéneamente por toda la muestra.

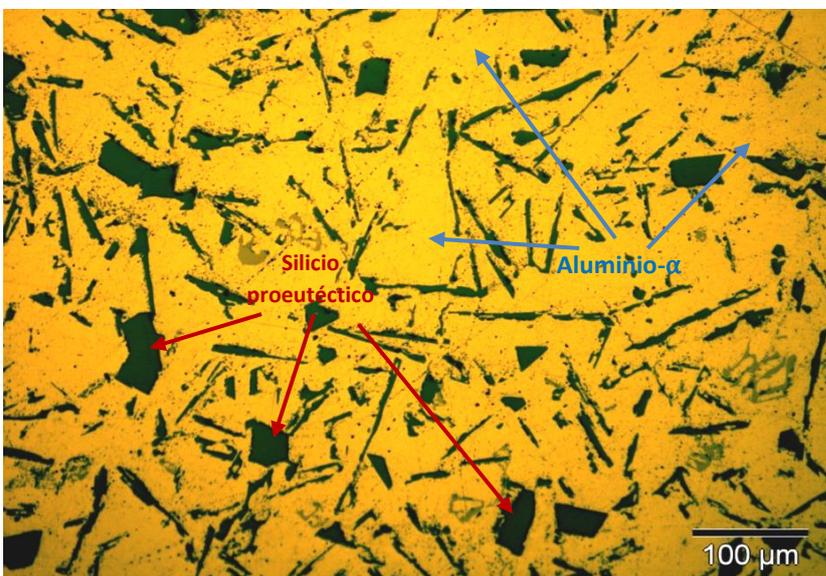


Imagen 3

Aluminio-silicio x200, tras el proceso de restauración.

La fase amarilla corresponde al aluminio α , mientras que los cristales poligonales oscuros corresponden al silicio proeutéctico.

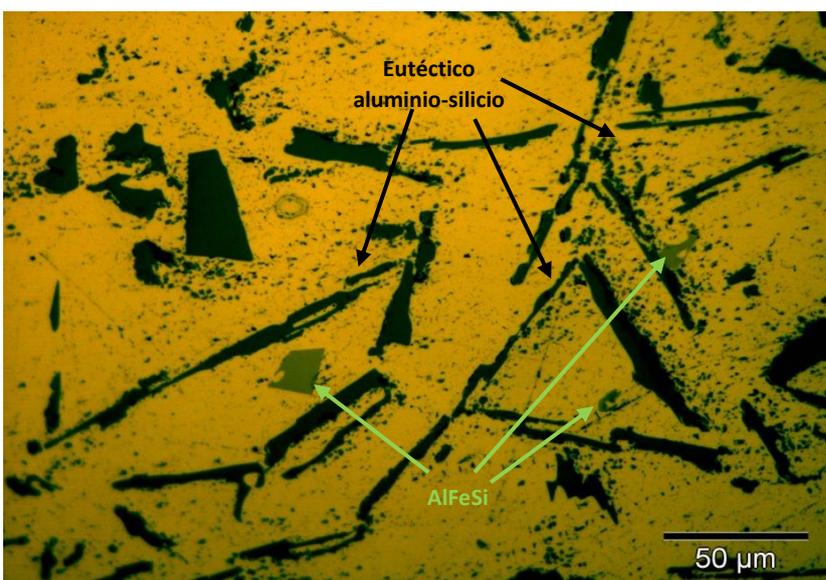


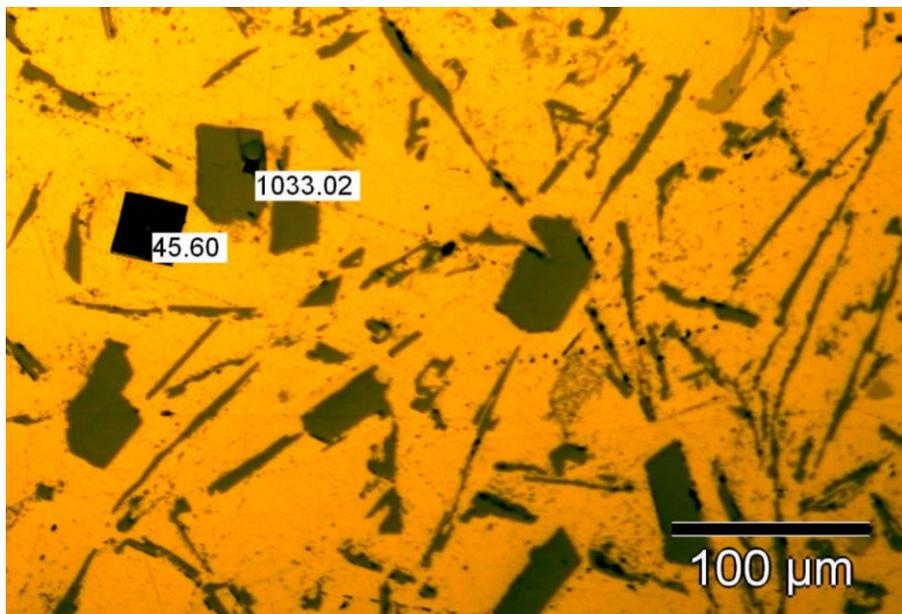
Imagen 4

Aluminio-silicio x500, tras el proceso de restauración.

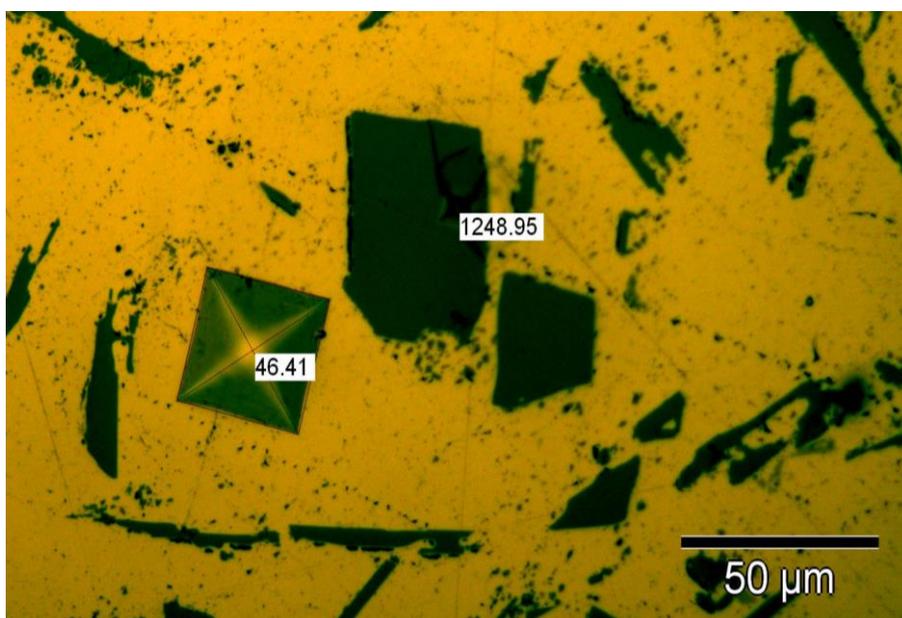
En esta microfotografía a grandes aumentos podemos observar los pequeños compuestos intermetálicos de AlFeSi en este caso de color marrón claro.

Dureza

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



Dureza en las 2 fases de la muestra (x200).



Dureza en ambas fases de la muestra (x500).

Dureza	Microdurómetro	Medida indentaciones Vickers
431,76 HV	\sum Aluminio- α = 48,24 HV	\sum Aluminio- α = 49,92 HV
	\sum Si-proeutético = 487,9 HV	\sum Si-proeutético = 1140,98 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:

$$\begin{aligned}
 \text{Dureza aluminio} - \alpha &= \frac{\text{Dureza (microdurómetro)} + \text{Dureza (análisis de imagen)}}{2} = \\
 &= \frac{48,24 + 49,92}{2} = \mathbf{49,08 \text{ HV}}
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 \text{Dureza Si} - \text{proeutético} &= \frac{\text{Dureza (microdurómetro)} + \text{Dureza (análisis de imagen)}}{2} \\
 &= \frac{487,9 + 1140,98}{2} = \mathbf{814,44 \text{ HV}}
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 \text{Dureza global} &= \% \text{ aluminio-}\alpha \times 49,08 + \% \text{ Si-proeutético} \times 814,44 = \\
 &= \mathbf{0,5 \times 49,08 \text{ HV} + 0,5 \times 814,44 \text{ HV} = 431,76 \text{ HV}}
 \end{aligned}$$

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

Observemos la **extraordinaria dureza de los cristales de silicio proeutético**, comparada con la dureza de la matriz de aluminio- α .

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 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

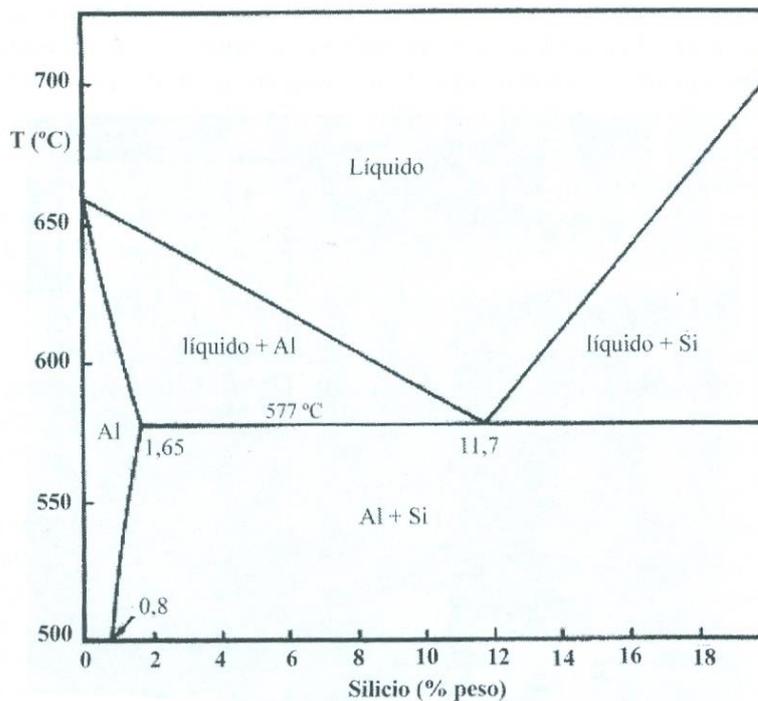


Diagrama de equilibrio binario aluminio-silicio

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

(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 ennegrecen con el tiempo.

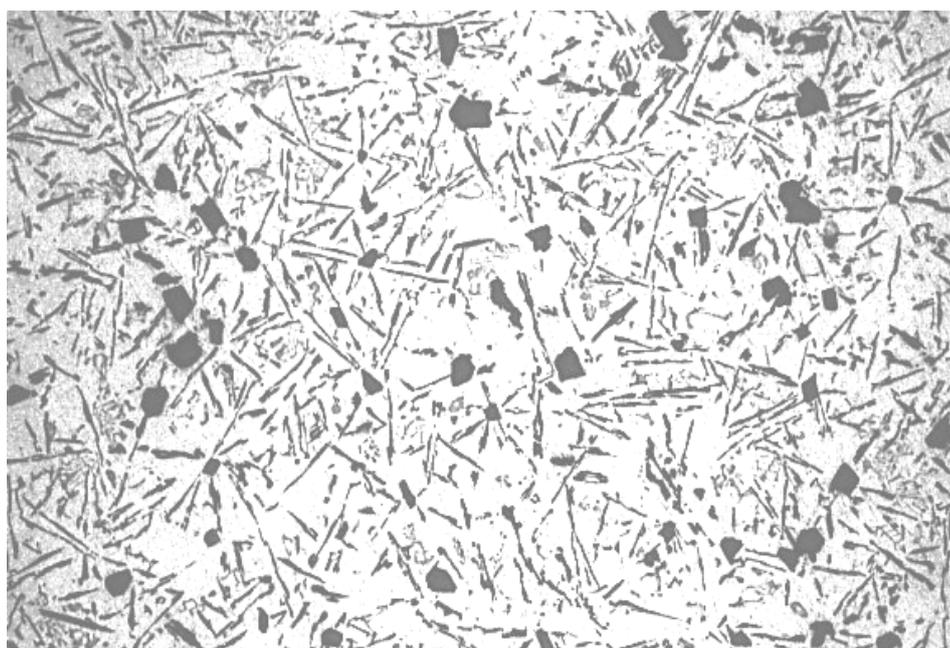
Entre las posibles aleaciones del sistema Al-Si, la que tiene interés industrial es, precisamente, la aleación eutéctica. Se utiliza profusamente para piezas moldeadas de pequeño espesor, como por ejemplo, cárteres de motores de explosión, radiadores, aparatos eléctricos, etc. Su interés se fundamenta 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 fosfuro 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.

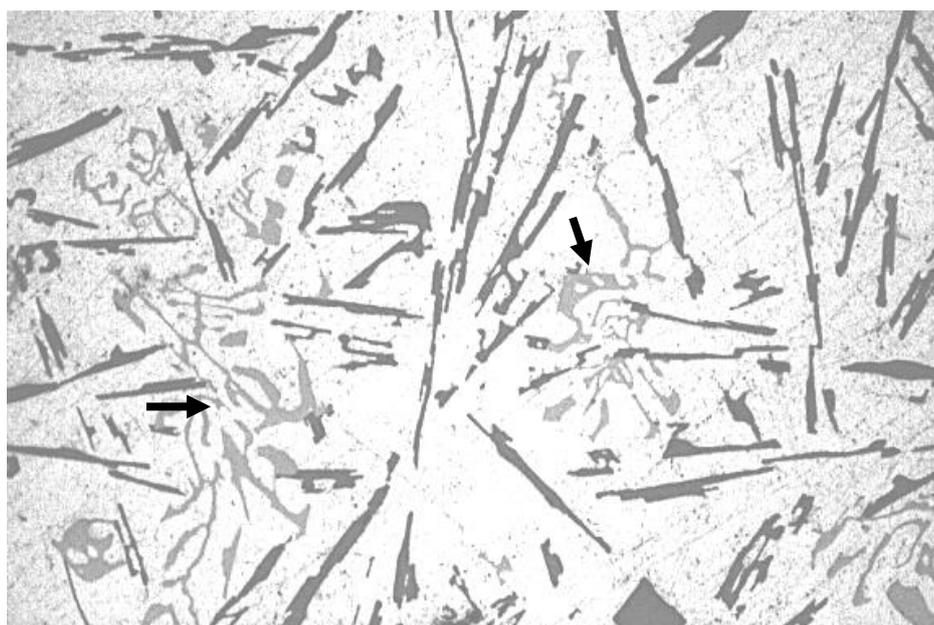
La probeta F-4 es un siluminio, es decir, una aleación de Al con 12% de Si que presenta la estructura acicular a que nos hemos referido. El Siluminio con esta estructura suele recibir el nombre de Siluminio no modificado. A $100\times$ suele verse el Si como constituyente relativamente gris oscuro; aparece en forma de plaquetas y en formas poligonales. Esta forma poligonal, característica de Si proeutéctico, indica que existe una notable anisotropía de energía interfacial entre los núcleos de crecimiento y el líquido eutéctico. También se advierte

Si en forma de plaquetas. En los contornos de la muestra (en el borde curvado), en periferia, el Si aparece algo más fino y redondeado. A más aumentos, por ejemplo a 500 ×, puede apreciarse también la presencia de otro constituyente de color gris más pálido, que es la fase Fe-Si-Al (señalado mediante flechas); se encuentra generalmente en forma de pequeños arabescos, aunque no es una fase muy frecuente en el conjunto de la probeta

Probeta F – 4. Moldeada en arena. Estado pulido ×100.



Probeta F – 4. Moldeada en arena. Estado pulido x500.



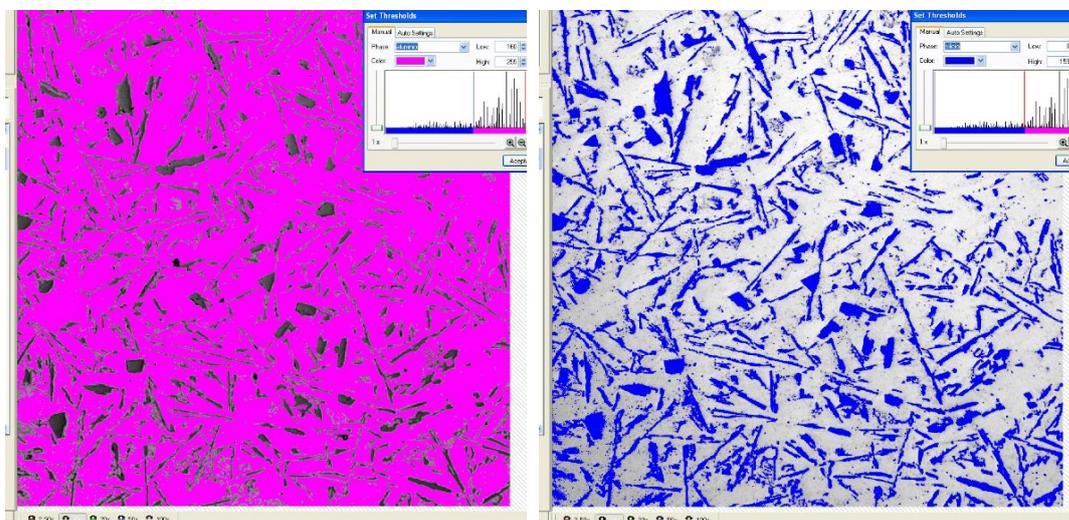
Características Mecánicas del Siluminio

<i>Fundido en</i>	<i>Resistencia a la tracción (kg/mm²)</i>	<i>Límite elástico (kg/mm²)</i>	<i>Alargamiento (%)</i>
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

Análisis de fase



Análisis de fase: eutéctico aluminio-silicio (rosa) y agujas proeutéticas de silicio (azul) (x100).

silicio: 0 - 159	Area	aluminio: 160 - 255	Area	agujas proeutecticas Si: 0 - 14	Area	aluminio: 147 - 255	Area
μm^2	%	μm^2	%	μm^2	%	μm^2	%
244074,57	21,87	871804,80	78,13	291902,62	22,36	1013632,14	77,64

Una vez realizado el análisis de fase con el programa análisis de imagen, vemos que la presencia de agujas proeutéticas es importante dando una media de 22,12%. Para obtener este porcentaje hemos realizado la medición de fases en dos zonas diferentes de la muestra, mostrando en esta ficha dos mediciones de fases realizadas por el programa.

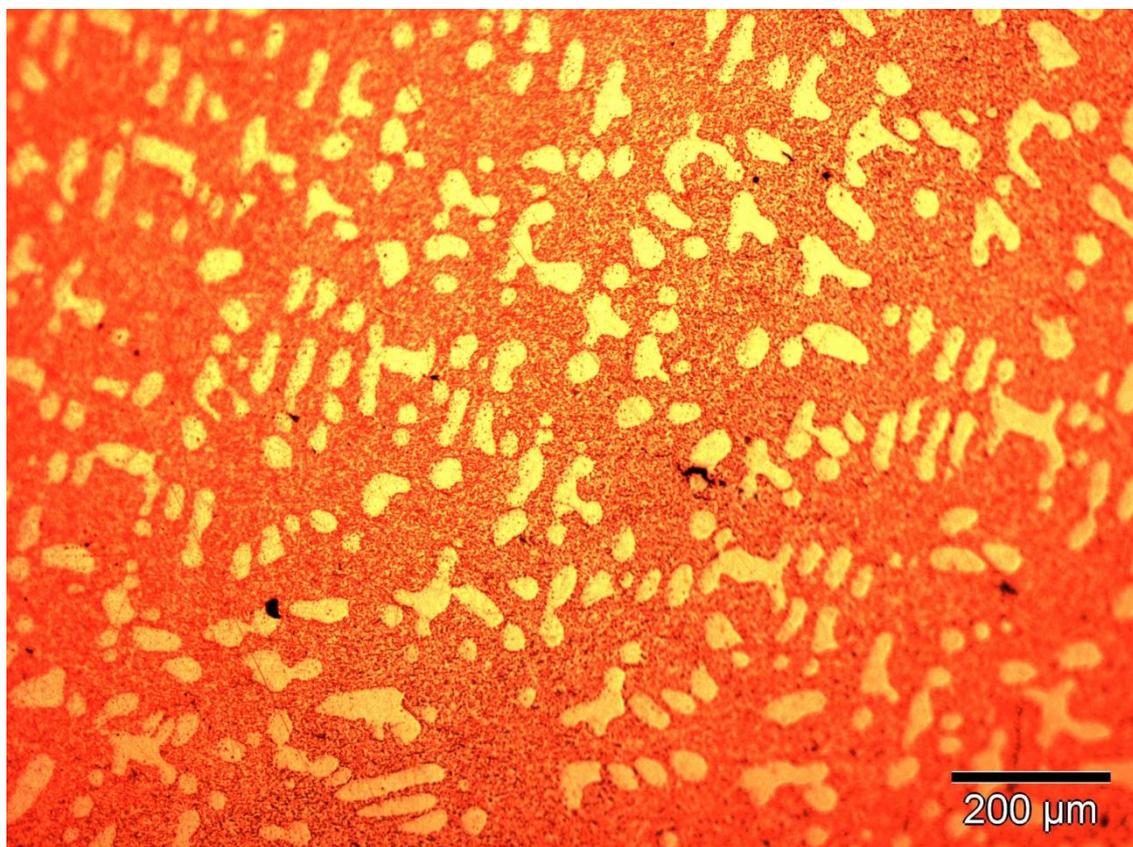
Como se puede observar la definición de colores que identifica a una y otra fase es muy precisa obteniendo unos resultados muy próximos de una medición a otra ya que la distribución de las agujas de silicio por toda la matriz es bastante homogénea.

Para las diferentes mediciones en las dos zonas hemos modificado ligeramente el rango de valores que determina un color u otro.

PROPORCIÓN DE FASES	Aluminio-silicio (%)	Agujas de silicio (%)
Análisis de imagen_1 (x200)	78,13	21,87
Análisis de imagen_2 (x200)	77,64	22,36
Análisis de imagen (media)	77,88	22,12

6.5.9 Estudio de aleación aluminio-silicio (para fundición)

Aleación aluminio-silicio (para fundición) (16)



Estructura	Dendritas de aluminio en el eutéctico aluminio-silicio. El silicio no aparece ya en forma de cristales poligonales.		
Aleación	Aluminio-silicio (para fundición).		
Composición	Al 88,41%	Si 11,00%	Mg 0,40%
Ataque	Sin ataque.		
Dureza 48,6 HV	<u>Microdurómetro</u>		<u>Medida indentaciones Vickers</u>
	\sum Aluminio- α = 40,96 HV \sum Eutéctico Al-Si = 50,94 HV		\sum Aluminio- α = 45,11 HV \sum Eutéctico Al-Si = 57,37 HV
Fabricación	Moldeo en carcasa.		
Tratamiento posterior	Afinado.		

La microfotografía corresponde a una muestra de aleación de **aluminio-silicio para fundición** (moldeo), de 88,41% Al, 11,00% Si y 0,4% Mg. El material ha sido moldeado **en carcasa y posteriormente** se le ha aplicado **un tratamiento de afinado**. En esta microestructura se puede observar la presencia de grandes dendritas proeutécticas de aluminio- α , de color claro, sobre el fondo del eutéctico aluminio-silicio, compuesto por granos finísimos de silicio en una matriz de aluminio- α . 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 11% Si modificado o afinado con Na. Las propiedades mecánicas de las 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 11,7% 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. El 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%.

Estas aleaciones **se utilizan** en tratamientos térmicos con precipitación a alta temperatura. Por esto se utiliza en 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

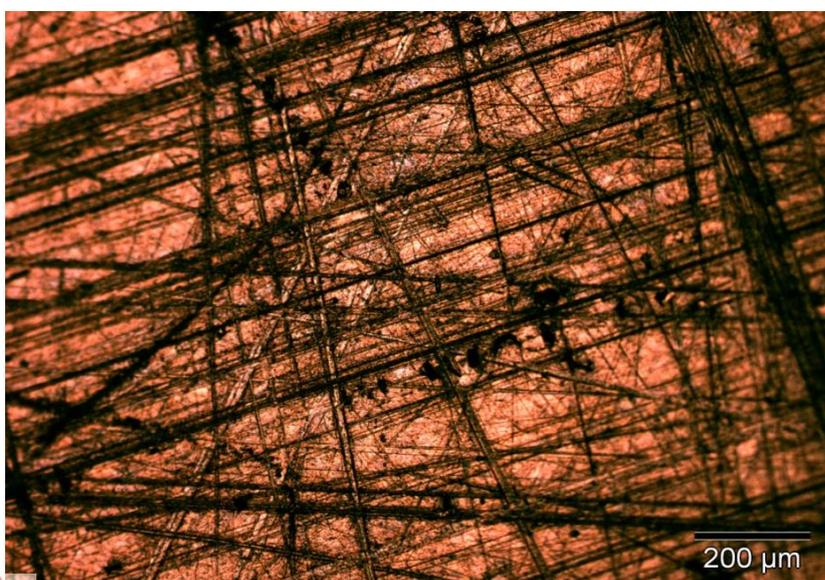


Imagen 1

Aluminio-silicio 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.

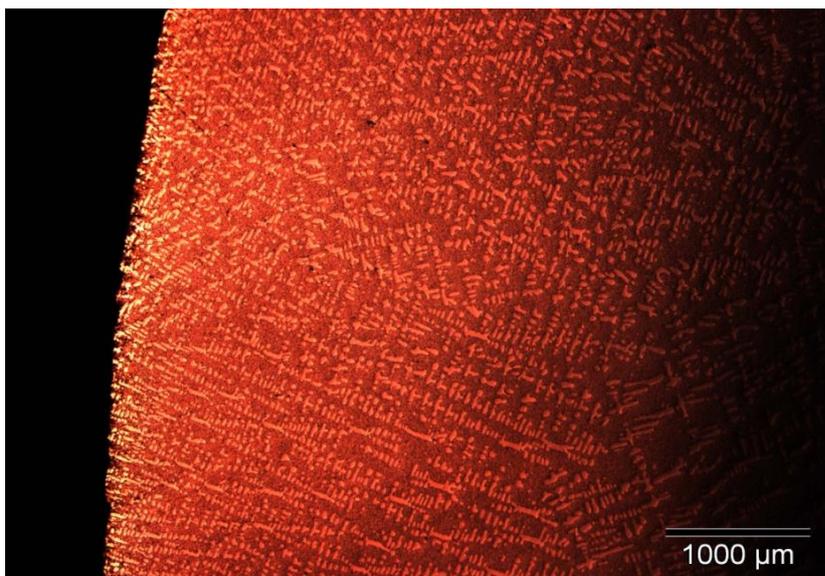


Imagen 2

Aluminio-silicio x25, tras el proceso de restauración.

Se aprecia una distribución uniforme de las dendritas de aluminio por toda la muestra.

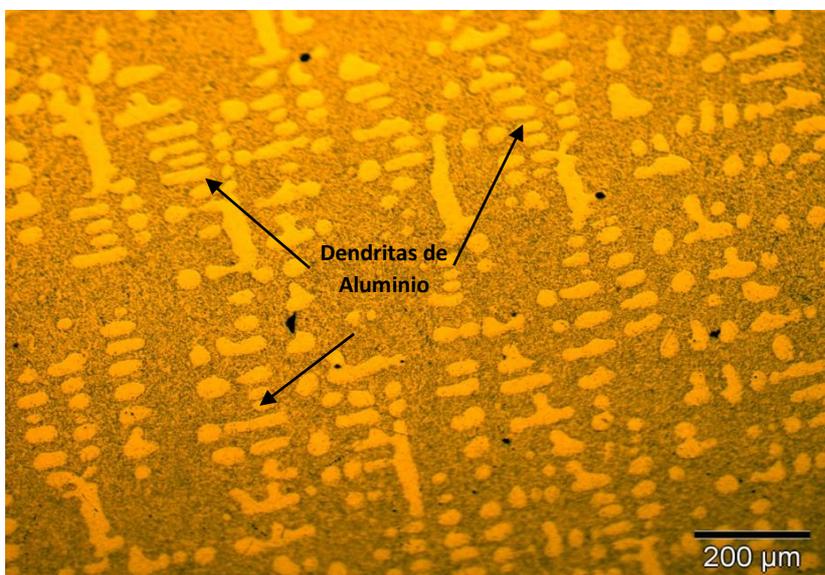


Imagen 3

Aluminio-silicio x100, tras el proceso de restauración.

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 granos finísimos de silicio en una matriz de aluminio- α .

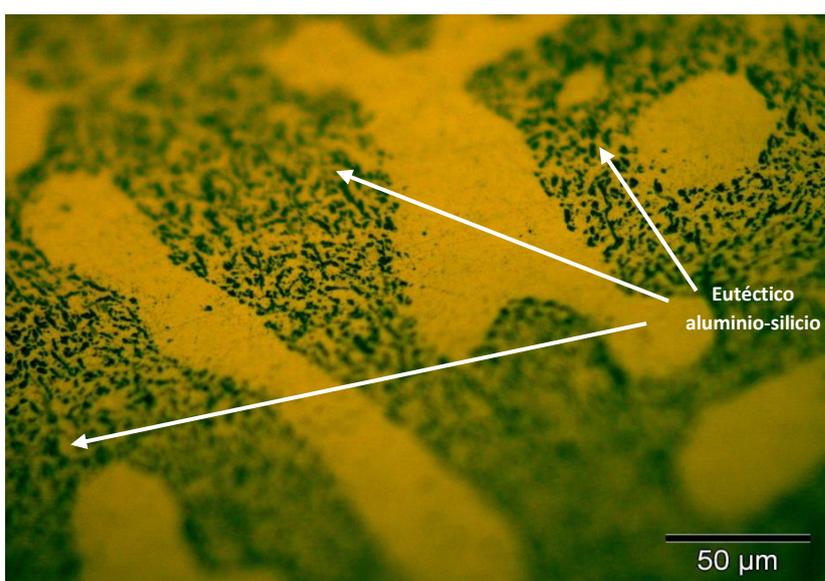


Imagen 4

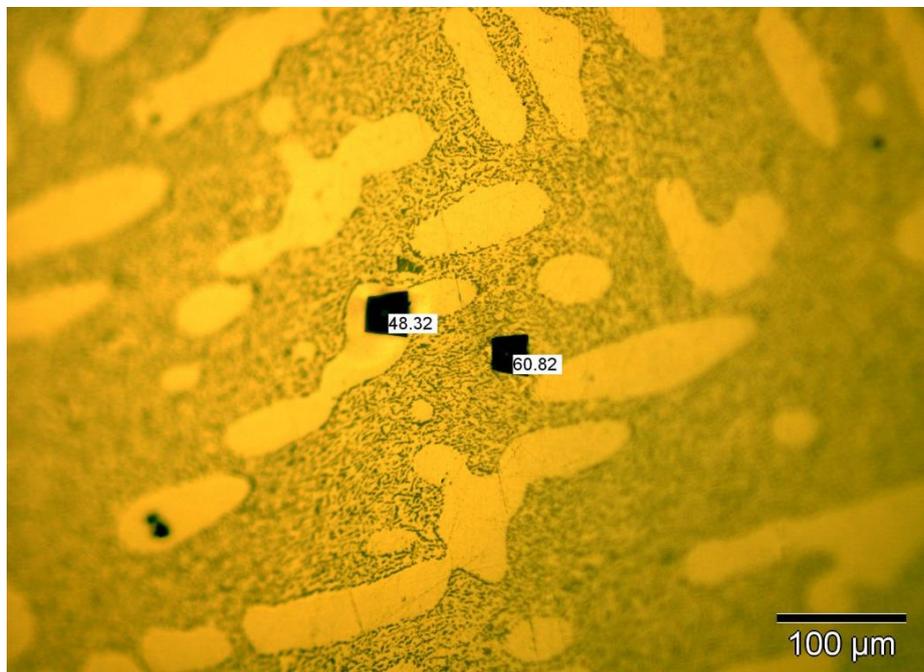
Aluminio-silicio x500, tras el proceso de restauración.

Siluminio del 11% Si **modificado o afinado con Na** lo cual produce un grano extremadamente fino en lugar de las agujas o láminas en que cristaliza el silicio en las aleaciones sin modificar.

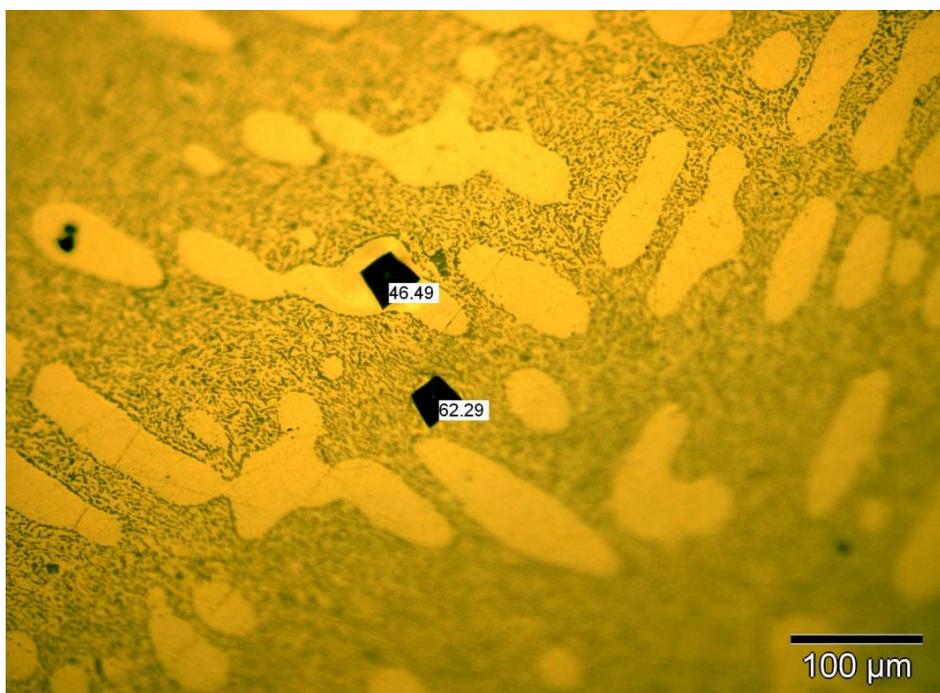
Mejora de las propiedades mecánicas como su ductilidad, resistencia al choque, resistencia mecánica e incluso la corrosión.

Dureza

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



Dureza medida en ambas fases (x200).



Dureza medida en ambas fases (x200).

Dureza	Microdurómetro	Medida indentaciones Vickers
48,6 HV	\sum Aluminio- α = 40,96 HV	\sum Aluminio- α = 45,11 HV
	\sum Eutéctico Al-Si = 50,94 HV	\sum Eutéctico Al-Si = 57,37 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:

$$\begin{aligned}
 \text{Dureza aluminio-}\alpha &= \frac{\text{Dureza (microdurómetro)} + \text{Dureza (análisis de imagen)}}{2} = \\
 &= \frac{40,96 + 45,11}{2} = \mathbf{43,04\ HV}
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 \text{Dureza eutéctico Al-Si} &= \frac{\text{Dureza (microdurómetro)} + \text{Dureza (análisis de imagen)}}{2} \\
 &= \frac{50,94 + 57,37}{2} = \mathbf{54,16\ HV}
 \end{aligned}$$

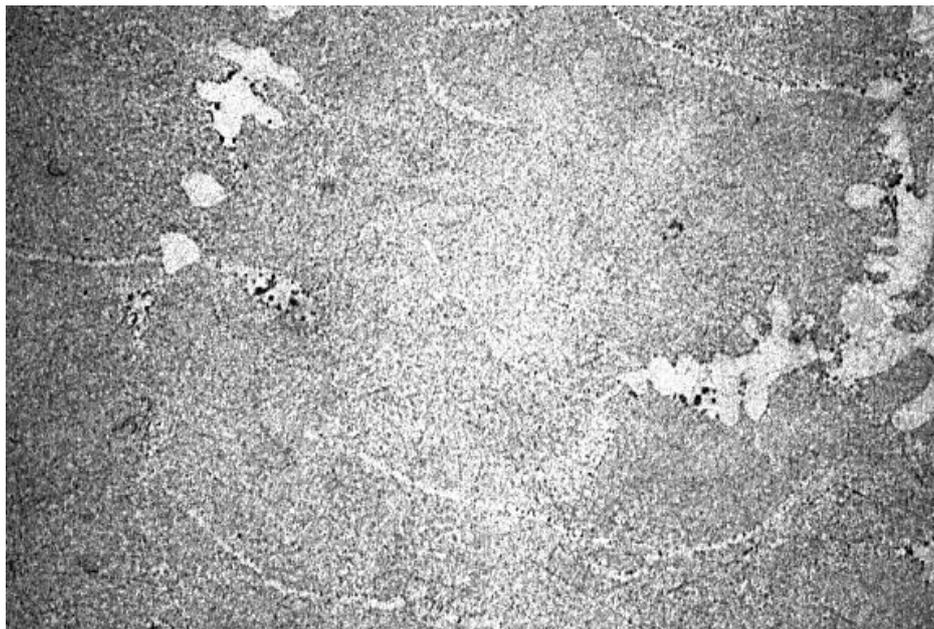
$$\begin{aligned}
 \text{Dureza global} &= \% \text{ aluminio-}\alpha \times 43,04 + \% \text{ eutéctico Al-Si} \times 54,16 = \\
 &= \mathbf{0,5 \times 43,04\ HV + 0,5 \times 54,16\ HV = 48,6\ HV}
 \end{aligned}$$

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

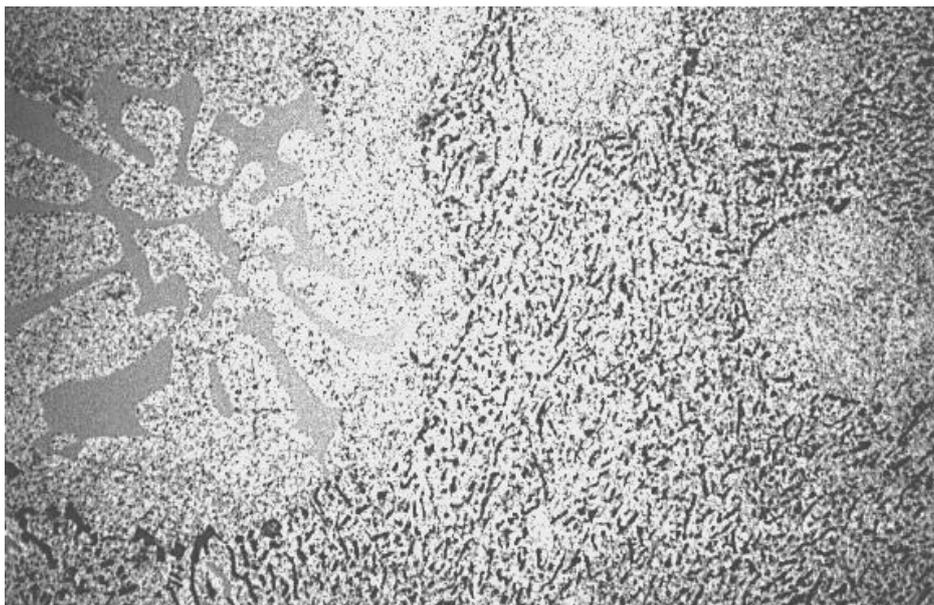
Aleaciones de aluminio-silicio afinadas o modificadas

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 12% 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 13% de Si y su temperatura

564 °C en vez de 577 °C. Lógicamente, como resultado de esta modificación del punto eutéctico, la aleación de 12% 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.



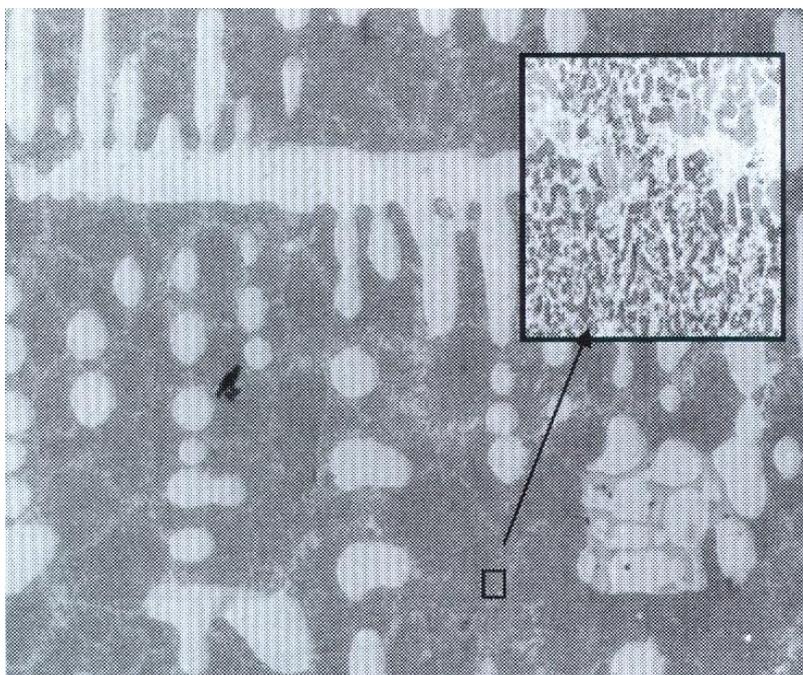
Probeta F – 5. Modificada con Na. Estado pulido. x100.



Probeta F – 5. Modificada con Na. Estado pulido. x500.

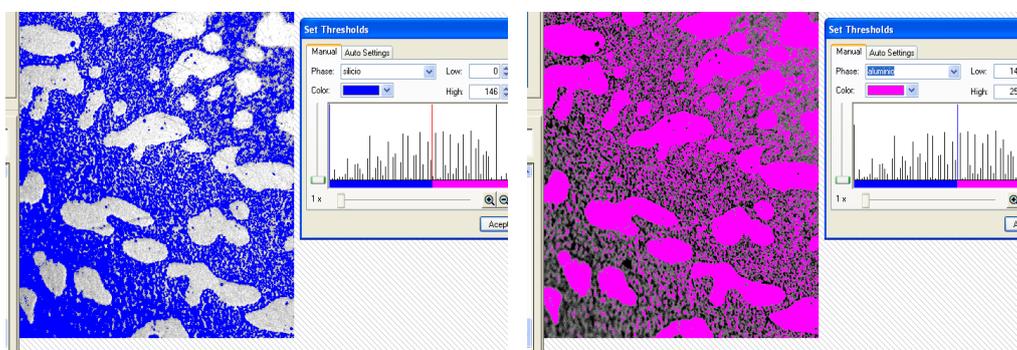
Decíamos anteriormente que la naturaleza acicular se atribuía a la presencia de fósforo introducido como impureza del Si y que originaba, sobre gérmenes de fosfuro de aluminio, la formación de Si con tendencia al crecimiento laminar. Según algunos, el papel del sodio consiste en neutralizar el fósforo, 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.

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.

Análisis de fase



Análisis de fase: eutéctico aluminio-silicio (azul) y dendritas de silicio (rosa) (x100).

aluminio-silicio: 0 - 168	Area	dendritas silicio: 169 - 253	Area	aluminio-silicio: 0 - 162	Area	dendritas silicio: 163 - 253	Area
μm^2	%	μm^2	%	μm^2	%	μm^2	%
138100,42	66,22	70438,04	33,78	120580,42	57,82	87958,05	42,18

Una vez realizado el análisis de fase con el programa análisis de imagen, vemos que la presencia de dendritas de silicio es importante dando una media de 37,98%. Para obtener este porcentaje hemos realizado la medición de fases en dos 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 muy precisa obteniendo unos resultados muy próximos de una medición a otra ya que la distribución de las dendritas de silicio por toda la matriz es bastante homogénea.

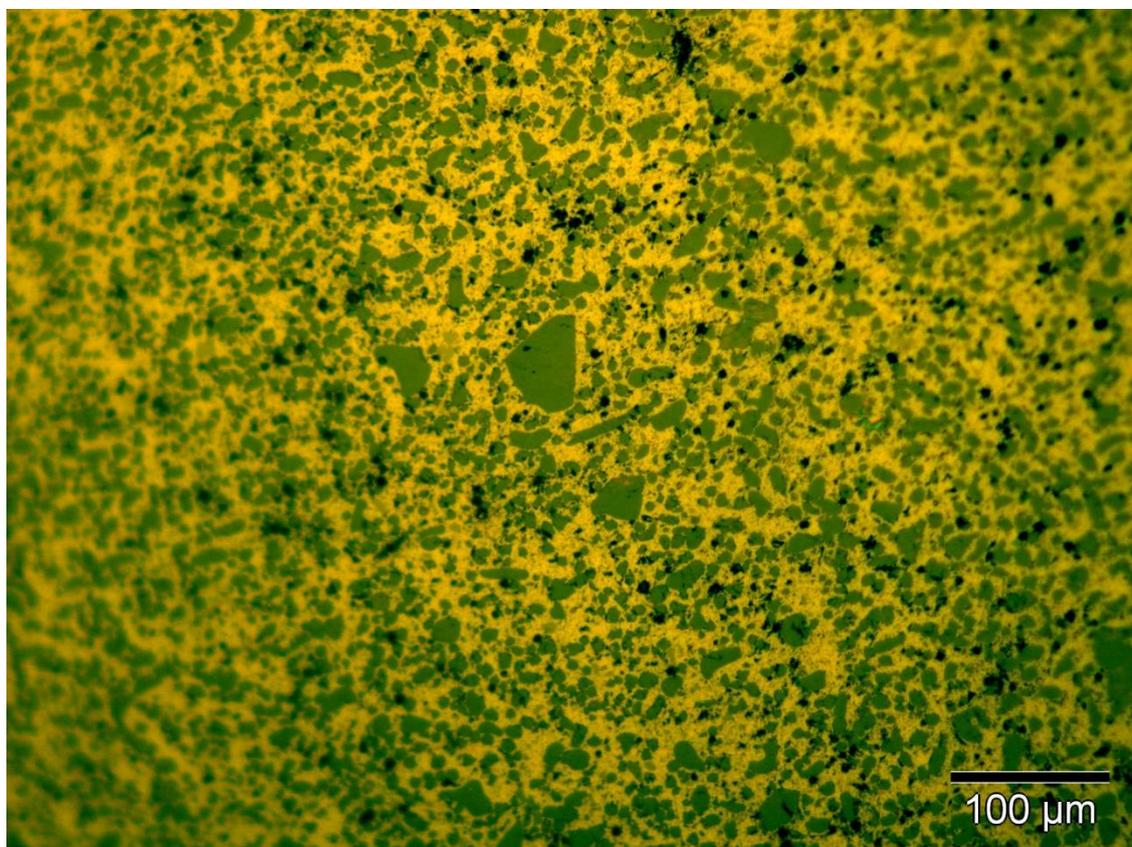
Para las diferentes mediciones en las dos zonas hemos modificado ligeramente el rango de valores que determina un color u otro.

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 más pequeña que en las demás muestras.

PROPORCIÓN DE FASES	Aluminio-silicio (%)	Dendritas de silicio (%)
Análisis de imagen_1 (x200)	66,22	33,78
Análisis de imagen_2 (x200)	57,82	42,18
Análisis de imagen (media)	62,02	37,98

6.5.10 Estudio de aleación aluminio-silicio (para laminación)

Aleación aluminio-silicio (para laminación) (20)



Estructura	Adoquines de silicio orientados por la laminación en una matriz de aluminio.		
Aleación	Aluminio-silicio (para laminación).		
Composición	Al 86,5-89%	Si 11-13,5%	Fe trazas
Ataque	Sin ataque.		
Dureza	<u>Microdurómetro</u>	<u>Medida indentaciones Vickers</u>	
38,96 HV	Σ Fases = 38,84 HV	Σ Fases = 39,09 HV	
Fabricación	Laminado.		
Tratamiento posterior	Recocido.		

Σ : Media aritmética de las durezas obtenidas con el microdurómetro en cada fase.

La **microfotografía** corresponde a una muestra de aleación de **aluminio-silicio para laminación** (forja), de 86,5-89% Al, 11-13,5% Si y tazas de Fe. El material ha sido conformado por **laminación** y **posteriormente** se le ha aplicado **un tratamiento de recocido**. 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 laminación, sobre una matriz de aluminio- α , de color claro sobre el fondo del eutéctico aluminio-silicio, compuesto por granos finísimos de silicio en una matriz de aluminio- α .

Como **observaciones** sobre esta aleación podemos explicar el papel que desempeña en ella el **recocido contra acritud**. Tiene por objeto eliminar la acritud adquirida por el material al deformarse en frío (laminación) o a temperaturas inferiores a la recristalización. Con este tratamiento no sólo recobran los granos deformados su forma poliédrica, sino que también, si la deformación ha sido muy intensa, se rompen los granos y constituyéndose los fragmentos en núcleos de recristalización, se produce una nueva estructura granular más fina. A este fenómeno se le conoce con el nombre de germinación. Si la deformación sólo ha sido moderada, no se produce germinación y el material queda con el grano poliédrico, pero grueso. Las temperaturas de recocido contra acritud dependen de la aleación, oscilando en general entre 300°C y 400°C, ya que la temperatura de recristalización a la que debe superarse oscila entre 200°C y 300°C.

Esta aleación no es tratable térmicamente, es decir, no se produce en ella envejecimiento o endurecimiento por precipitación de ningún compuesto intermetálico, debido a la ausencia de magnesio en la aleación aluminio-silicio. **Se empleará**, por tanto, en **aplicaciones** que no requieran gran dureza ni resistencia mecánica, pero sí resistencia a la corrosión, tales como plegado o estampación de chapas para la fabricación de llantas de automóviles, componentes eléctricos, hojas metálicas finas (“papel”), latas para bebidas, aplicaciones arquitectónicas, metal de relleno en soldadura, recipientes, componentes marinos, etc.

Restauración y observación

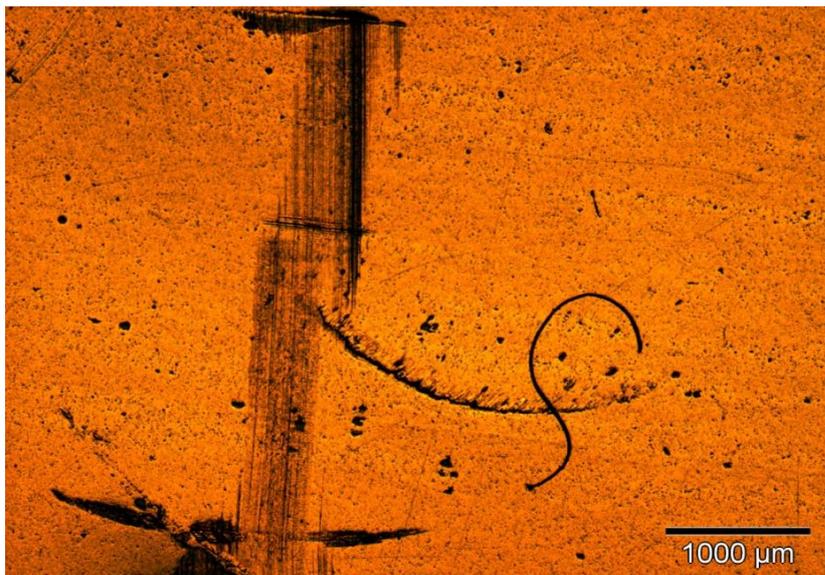


Imagen 1

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.

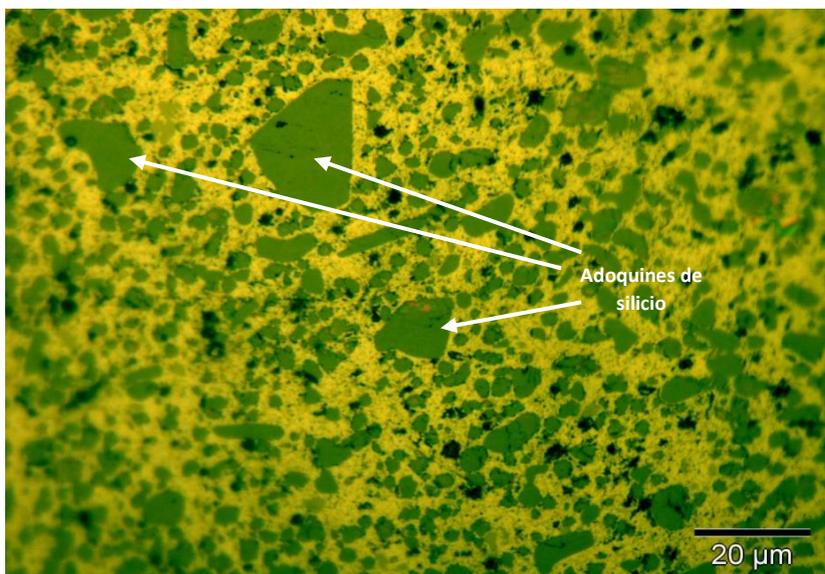


Imagen 3

Aluminio-silicio x1000, tras el proceso de restauración.

Los adoquines de silicio se reparten por la superficie uniformemente siendo sus geometrías y tamaños diferentes.

El recocido tiene por objeto eliminar la acritud adquirida por el material al deformarse en frío (laminación).

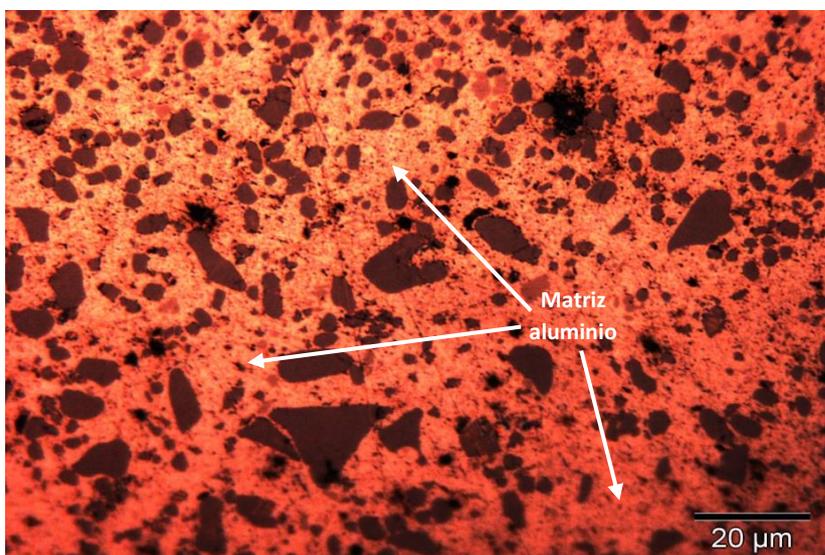


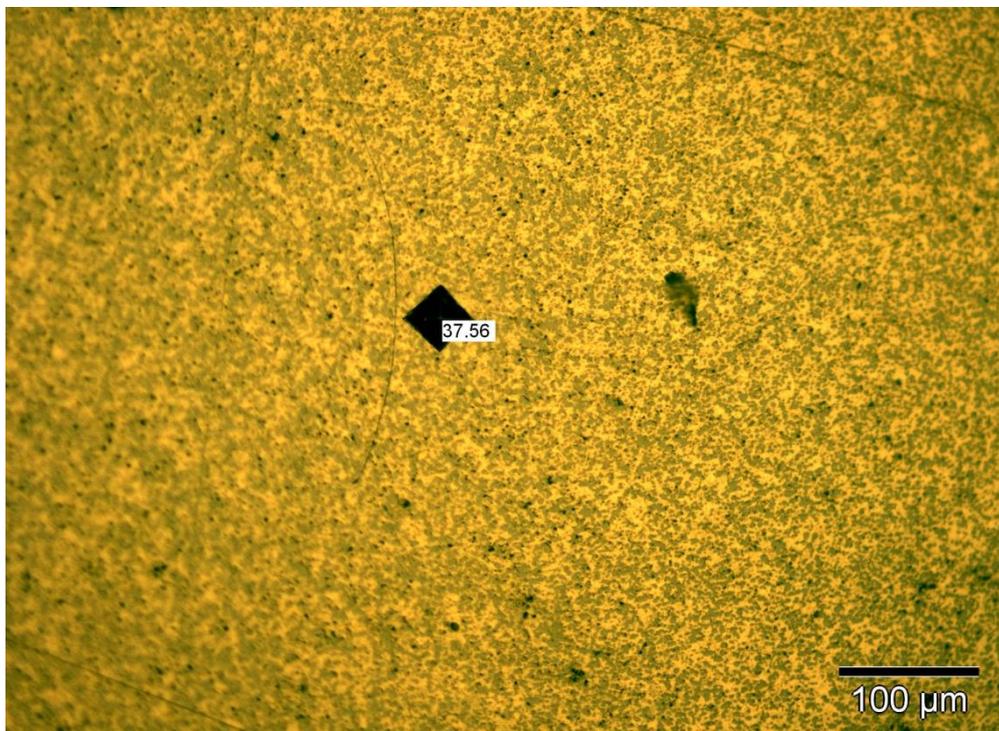
Imagen 4

Aluminio-silicio x500, tras el proceso de restauración.

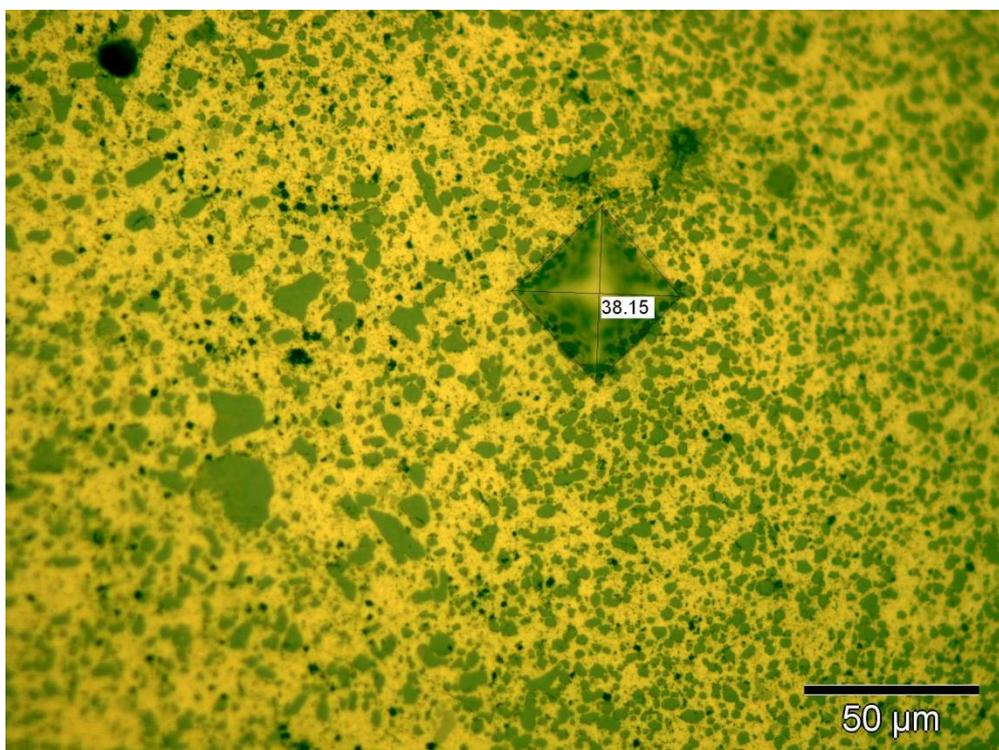
Con este tratamiento los granos recobran su forma poliédrica y si la deformación ha sido muy intensa, se rompen los granos constituyéndose los fragmentos en núcleos de recristalización.

Dureza

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



Dureza medida entre fases (x200).



Dureza medida entre fases (x500).

Dureza	<u>Microdurómetro</u>	<u>Medida indentaciones Vickers</u>
38,96 HV	\sum Fases = 38,84 HV	\sum Fases = 39,09 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**):

$$\begin{aligned} \text{Dureza global} &= \frac{\text{Dureza (microdurómetro)} + \text{Dureza (análisis de imagen)}}{2} = \\ &= \frac{38,84 + 39,09}{2} = \mathbf{38,96 HV} \end{aligned}$$

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

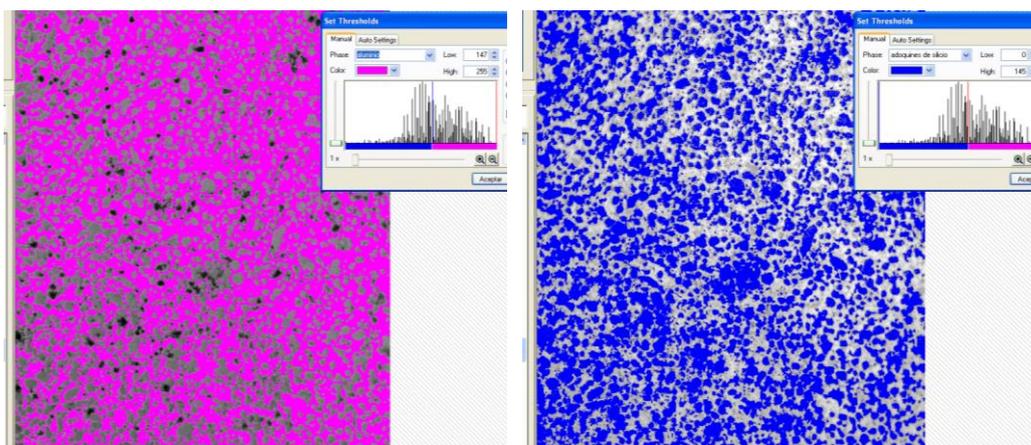
Recocido contra acritud.

Tiene por objeto eliminar la acritud adquirida por el material al deformarse en frío o a temperaturas inferiores a la recristalización. Con este tratamiento no sólo recobran los granos deformados su forma poliédrica, sino que también, si la deformación ha sido muy intensa, se rompen los granos y constituyéndose los fragmentos en núcleos de recristalización, se produce una nueva estructura granular más fina. A este fenómeno se le conoce con el nombre de germinación. Si la deformación sólo ha sido moderada, no se produce germinación y el material queda con el grano poliédrico, pero grueso.

Las temperaturas de recocido contra acritud dependen de la aleación, oscilando en general entre 300°C y 400°C, ya que la temperatura de recristalización a la que debe superarse oscila entre 200°C y 300°C. Es conveniente pasar con rapidez esa zona de temperaturas de recristalización, sobre todo, si las piezas no han sido muy deformadas, para evitar un excesivo crecimiento del grano. De todas maneras, si las piezas no han sido muy deformadas, no deben someterse al recocido contra acritud, porque aumentaría siempre el tamaño del grano.

El tiempo de permanencia a la temperatura máxima debe ser lo más breve posible y oscilará entre 2 y 8 horas, según la aleación, no debiendo sobrepasarse el tiempo máximo señalado de permanencia a la temperatura de recocido, para evitar también el crecimiento del grano. Por esto mismo se aconseja introducir las piezas en el horno, una vez que esté a la temperatura del recocido, para abreviar la duración de la elevación de la temperatura de la pieza.

Análisis de fase



Análisis de fase: aluminio (rosa) adoquines silicio (azul) (x100).

adoquines de silicio: 0 - 145	Area	aluminio: 147 - 255	Area	adoquines de silicio: 0 - 145	Area	aluminio: 147 - 255	Area
μm^2	%	μm^2	%	μm^2	%	μm^2	%
289272,17	44,79	356586,52	55,21	227992,86	30,16	512094,11	67,74

Una vez realizado el análisis de fase con el programa análisis de imagen, vemos que la presencia de adoquines de silicio es importante dando una media de 38,53%. Para obtener este porcentaje hemos realizado la medición de fases en dos zonas diferentes de la muestra, mostrando en esta ficha dos mediciones de fases realizadas por el programa.

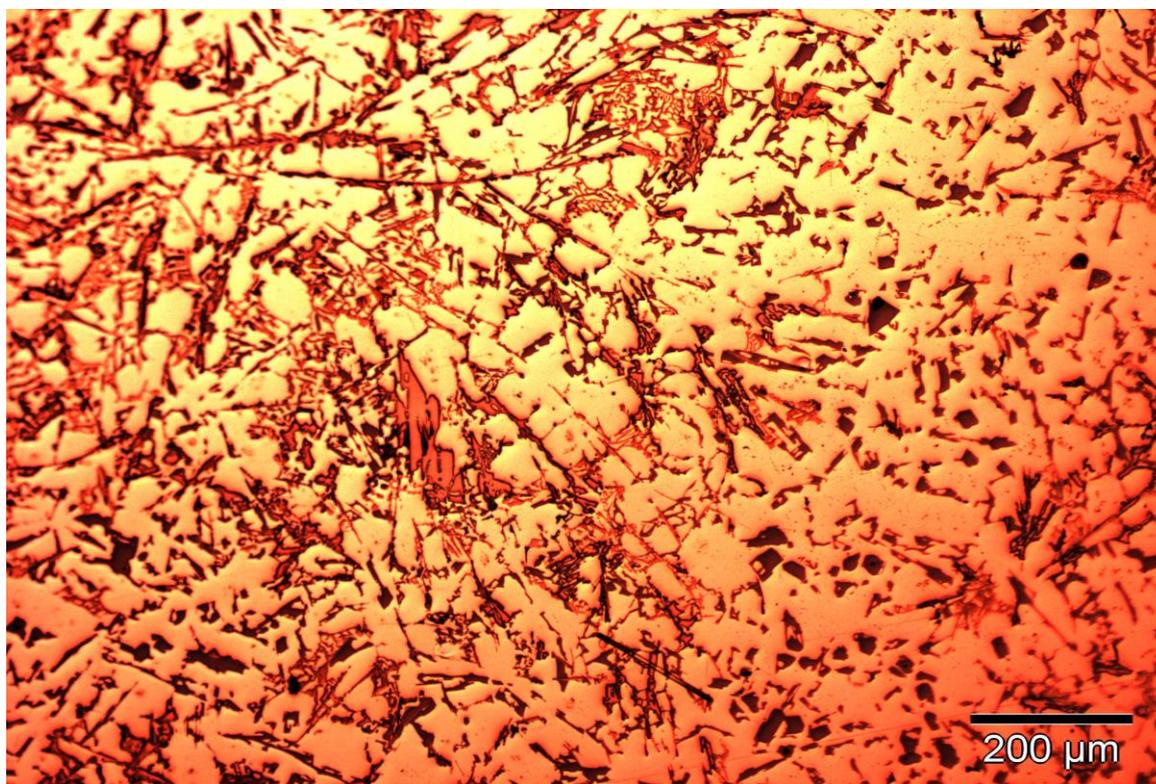
Como se puede observar la definición de colores que identifica a una y otra fase es muy precisa obteniendo unos resultados muy próximos de una medición a otra ya que la distribución de los adoquines de silicio por toda la matriz es bastante homogénea.

Para las diferentes mediciones en las dos zonas no hemos modificado el rango de valores que determina un color u otro para obtener unos resultados más exactos.

PROPORCIÓN DE FASES	Aluminio (%)	Adoquines de silicio (%)
Análisis de imagen_1 (x200)	55,21	44,79
Análisis de imagen_2 (x200)	67,74	30,16
Análisis de imagen (media)	61,47	38,53

6.5.11 Estudio de aleación aluminio-silicio (para fundición)

Aleación aluminio-silicio (para fundición) (22)



Estructura	Silicio y aluminio primarios. Eutético grosero (“basto”).									
Aleación	Aluminio-silicio (para fundición).									
Composición	Al	Si	Cu	Mg	Ni	Fe	Mn	Zn	Pb	
	83,33%	12,73%	1,2%	1,06%	0,85%	0,56%	0,15%	0,12%	trazas	
Ataque	Sin ataque.									
Dureza 353,61 HV	<u>Microdurómetro</u>					<u>Medida indentaciones Vickers</u>				
	\sum Aluminio- α = 68,1 HV					\sum Aluminio- α = 69,86 HV				
	\sum Eutético Al-Si = 159,12 HV					\sum Eutético Al-Si = 146,32 HV				
	\sum Silicio = 849,2 HV					\sum Silicio = 829,04 HV				
Fabricación	Moldeo en carcasa (coquilla).									
Tratamiento posterior	Afinado con fósforo, no homogeneizado. Estabilizado a 200 - 300 ° C.									

\sum : Media aritmética de las durezas obtenidas con el microdurómetro en cada fase.

La **microfotografía** corresponde a una muestra de aleación de **aluminio-silicio para fundición** (moldeo), de 83,33% Al, 12,73% Si y numerosos aleantes más. El material ha sido moldeado en **carcasa** 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.

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

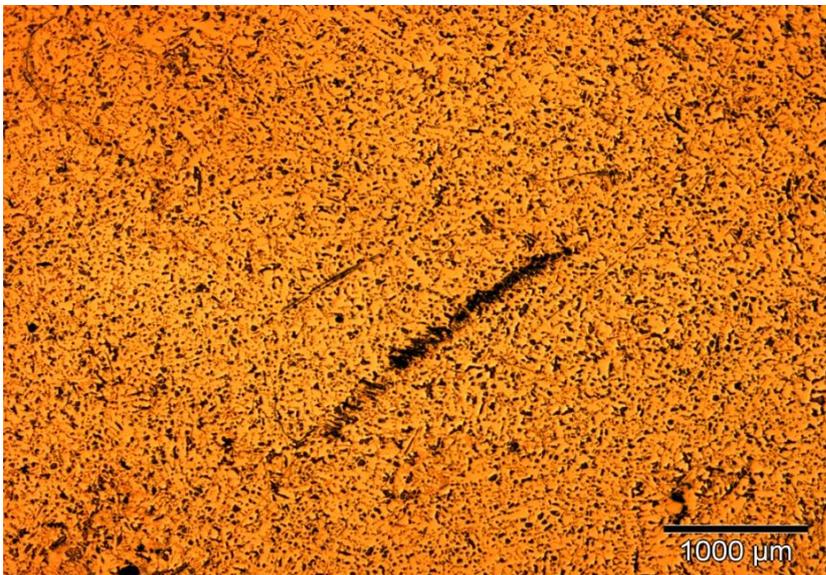


Imagen 1

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.

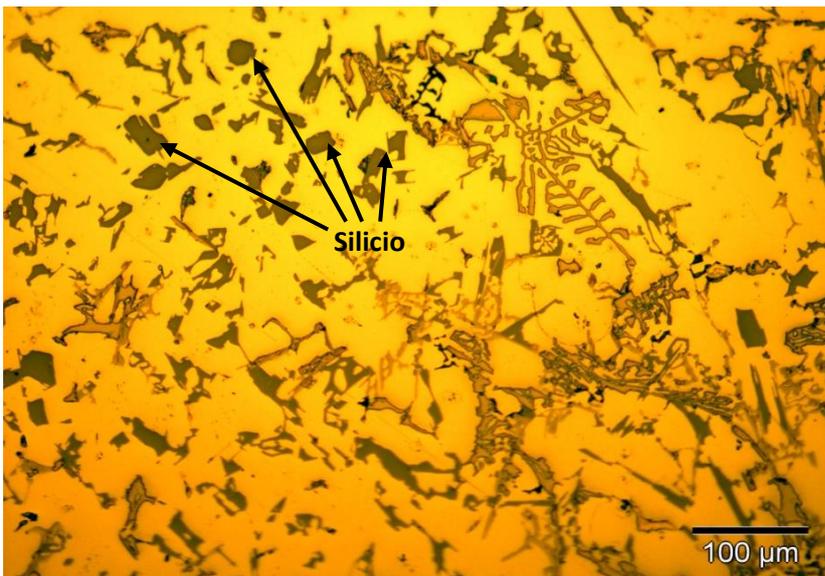


Imagen 2

Aluminio-silicio x200, tras el proceso de restauración.

En esta microfotografía se puede observar cristales de aluminio y silicio primarios muy irregulares y un eutéctico ternario de Al-Si-Al₃Ni de estructura basta o grosera.

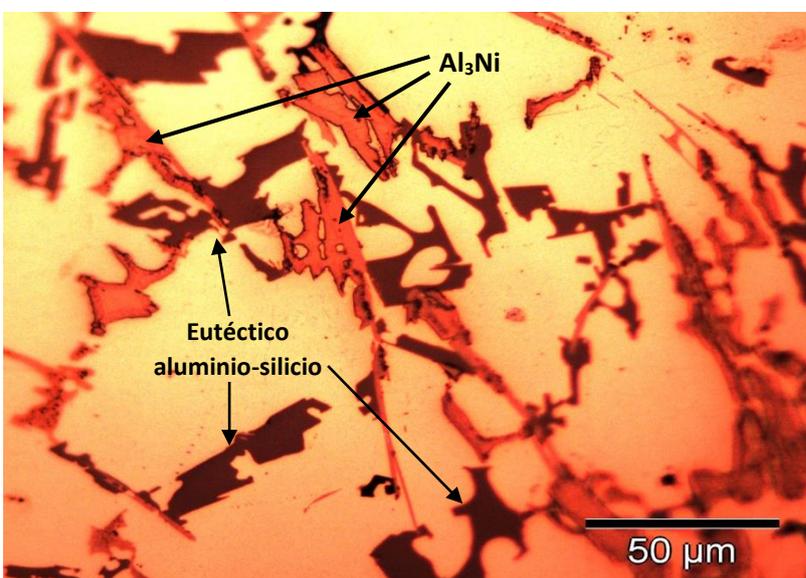


Imagen 3

Aluminio-silicio x500, tras el proceso de restauración.

Los cristales de Al₃Ni son alargados y de geometrías no uniformes, en este caso de color rojo-anaranjado.

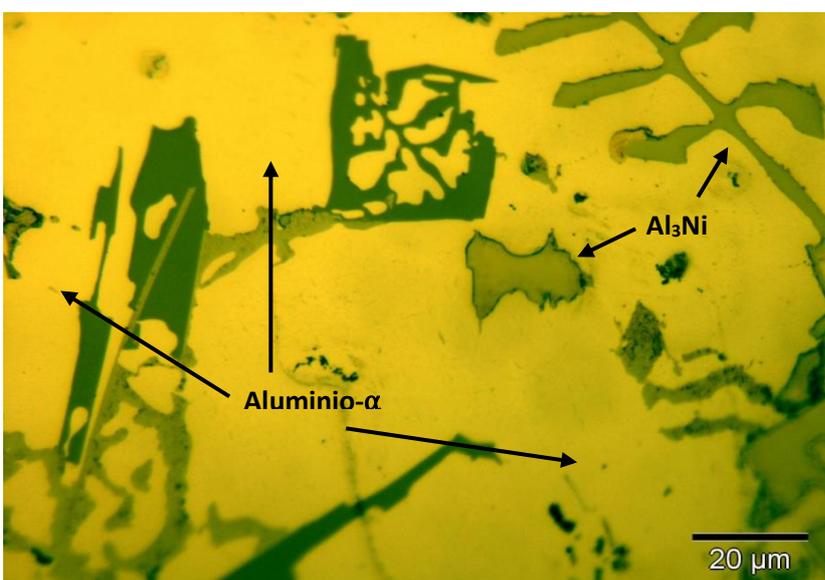


Imagen 4

Aluminio-silicio x1000, tras el proceso de restauración.

En esta microfotografía grandes aumentos diferenciamos el eutéctico aluminio silicio y el Al₃Ni por su diferente color, siendo sus geometrías bastante parecidas.

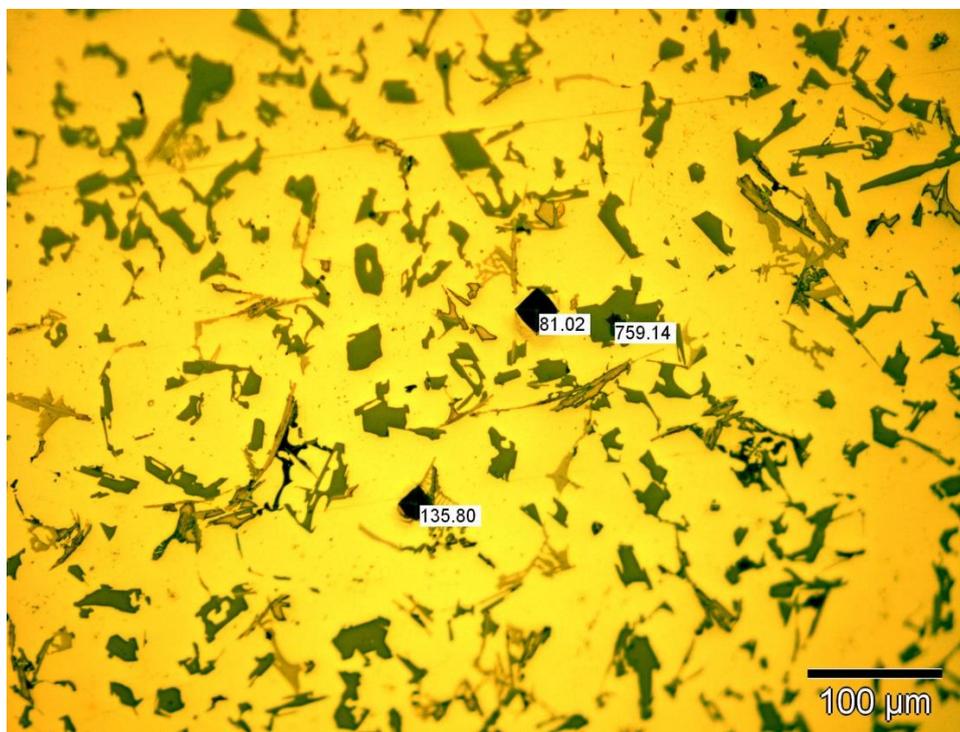
En amarillo se muestra la matriz aluminio α.

Dureza

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



Dureza medida en ambas fases (x200).



Dureza medida en ambas fases (x200).

Dureza	Microdurómetro	Measure vickers indentations
353,61 HV	\sum Aluminio- α = 68,1 HV	\sum Aluminio- α = 69,86 HV
	\sum Eutéctico Al-Si = 159,12 HV	\sum Eutéctico Al-Si = 146,32 HV
	\sum Silicio = 849,2 HV	\sum Silicio = 829,04 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:

$$\begin{aligned}
 \text{Dureza aluminio} - \alpha &= \frac{\text{Dureza (microdurómetro)} + \text{Dureza (análisis de imagen)}}{2} = \\
 &= \frac{68,1 + 69,86}{2} = \mathbf{68,98 \text{ HV}}
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 \text{Dureza eutéctico Al} - \text{Si} &= \frac{\text{Dureza (microdurómetro)} + \text{Dureza (análisis de imagen)}}{2} = \\
 &= \frac{159,12 + 146,32}{2} = \mathbf{152,72 \text{ HV}}
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 \text{Dureza silicio} &= \frac{\text{Dureza (microdurómetro)} + \text{Dureza (análisis de imagen)}}{2} = \\
 &= \frac{849,2 + 829,04}{2} = \mathbf{839,12 \text{ HV}}
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 \text{Dureza global} &= \% \text{ aluminio-}\alpha \times 68,98 + \% \text{ eutéctico Al-Si} \times 152,72 + \% \text{ silicio} \times 839,12 = \\
 &= \mathbf{0,33 \times 68,98 \text{ HV} + 0,33 \times 152,72 \text{ HV} + 0,33 \times 839,12 \text{ HV} = 353,61 \text{ HV}}
 \end{aligned}$$

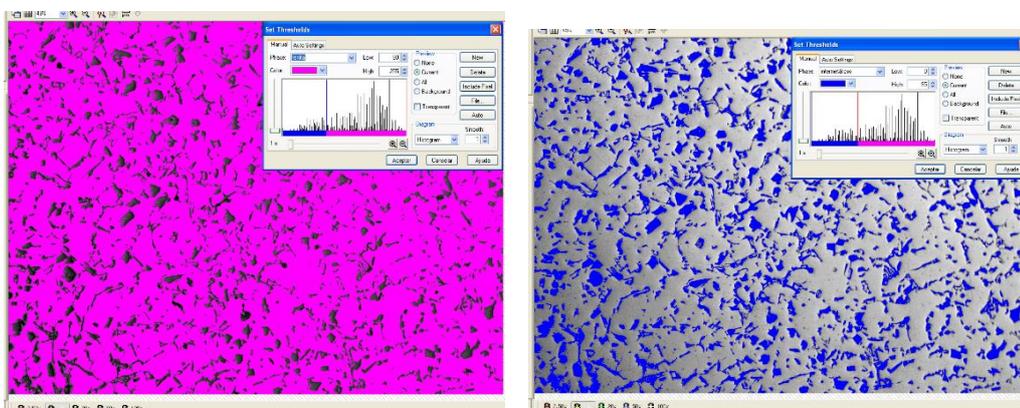
Las huellas obtenidas en el ensayo de microdureza corresponden a indentaciones realizadas con 50 g de carga.

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.

Análisis de fase



Análisis de fase: aluminio (rosa) silicio primario (azul) (x100).

silicio primario: 0 - 90		aluminio: 91 - 255		silicio primario: 0 - 90		aluminio: 91 - 253	
Area	Area	Area	Area	Area	Area	Area	Area
μm^2	%	μm^2	%	μm^2	%	μm^2	%
245749,01	16,07	1283255,66	83,93	232673,88	15,22	1295880,88	84,75

Una vez realizado el análisis de fase con el programa análisis de imagen, vemos que la presencia de silicio primario es importante dando una media de 15,66%. Para obtener este porcentaje hemos realizado la medición de fases en dos 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 muy precisa obteniendo unos resultados muy próximos de una medición a otra ya que la distribución del silicio primario por toda la matriz es bastante homogénea. Para las diferentes mediciones en las dos zonas no hemos modificado el rango de valores que determina un color u otro para obtener unos resultados más exactos.

PROPORCIÓN DE FASES	Aluminio (%)	Silicio primario (%)
Análisis de imagen_1 (x200)	83,93	16,07
Análisis de imagen_2 (x200)	84,75	15,22
Análisis de imagen (media)	84,34	15,66

6.5.12 Estudio de aleación aluminio-cobre-titanio (para fundición)

Aleación aluminio-cobre-titanio (para fundición)(26)



Estructura	El Al ₂ Cu en disolución durante la homogeneización no aparece ya en la matriz de aluminio. Sólo el Al ₆ Cu ₂ Fe permanece bajo la forma de agujas finas.							
Aleación	Aluminio-cobre-titanio (para fundición).							
Composición	Al	Cu	Si	Fe	Ti	Mn	Mg	
	94,451%	4,82%	0,32%	0,22%	0,17%	0,019%	trazas	
Ataque	Sin ataque.							
Dureza	<u>Microdurómetro</u>				<u>Medida indentaciones Vickers</u>			
114,79 HV	Σ Fases = 112,48 HV				Σ Fases = 117,10 HV			
Fabricación	Moldeo en arena.							
Tratamiento posterior	Mantenido a 500 °C. Templado en agua. Relajación de tensiones internas/retenidas ("distensionado") 140 °C.							

Σ : Media aritmética de las durezas obtenidas con el microdurómetro en cada fase.

La **microfotografía** corresponde a una muestra de aleación de **aluminio-cobre-titanio para fundición** (moldeo), de 4,82% Cu y 0,17% Ti. El material ha sido **moldeado en arena**. **Posteriormente**, se le ha aplicado un **temple de maduración**, manteniendo el material a 500°C y enfriándolo, seguidamente, **en agua**. A continuación, se le ha practicado un **tratamiento de “distensionado”** a 140°C durante 20 horas.

Como consecuencia, se obtiene un material muy duro y resistente. El Al_2Cu en disolución durante la homogeneización no aparece ya en la matriz de aluminio. Sólo el $\text{Al}_6\text{Cu}_2\text{Fe}$ permanece bajo la forma de agujas finas.

Restauración y observación

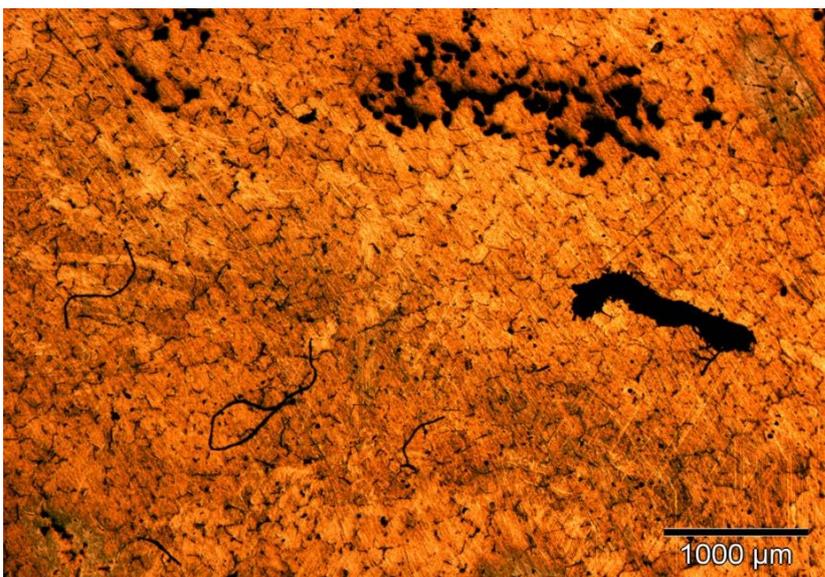


Imagen 1

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.

Se puede observar la matriz de aluminio- α (amarillo) y las agujas finas del compuesto $\text{Al}_6\text{Cu}_2\text{Fe}$ n pequeña proporción y dispersas por la matriz.

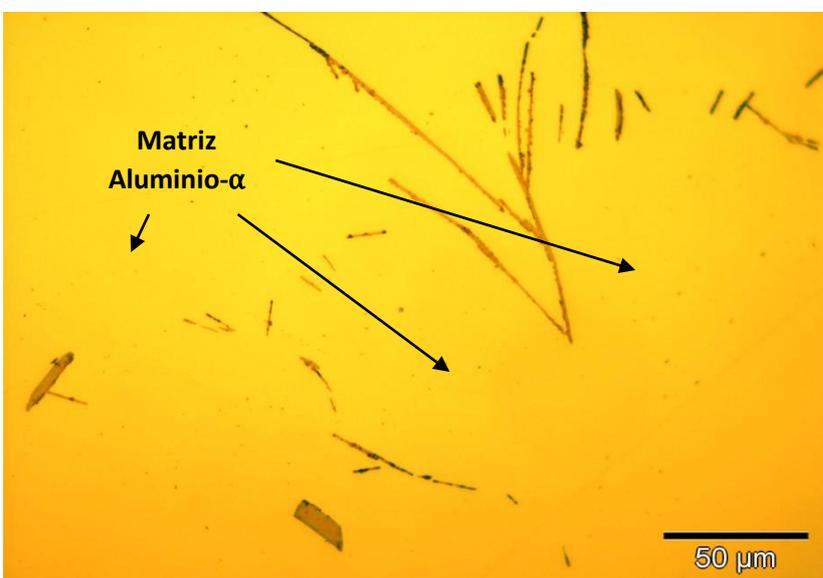


Imagen 3

Aluminio-silicio x500, tras el proceso de restauración.

Como consecuencia, se obtiene un material muy duro y resistente. El Al_2Cu en disolución durante la homogeneización no aparece ya en la matriz de aluminio.

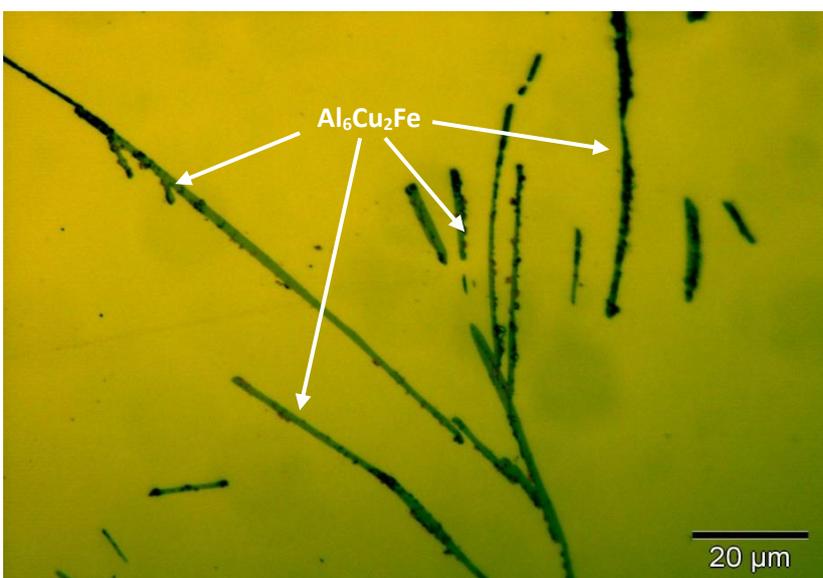


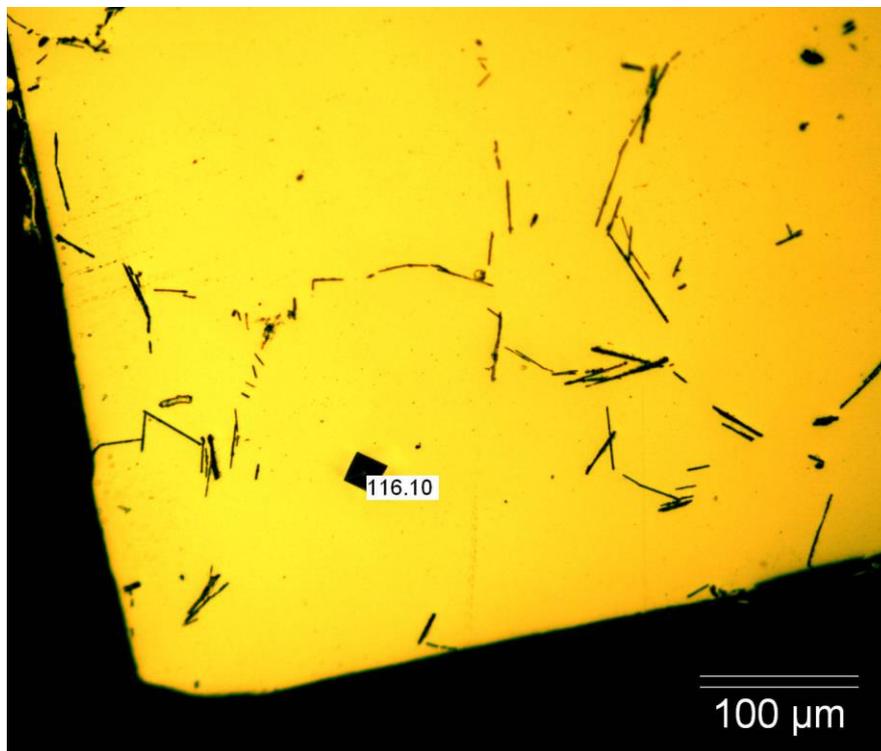
Imagen 4

Aluminio-silicio x1000, tras el proceso de restauración.

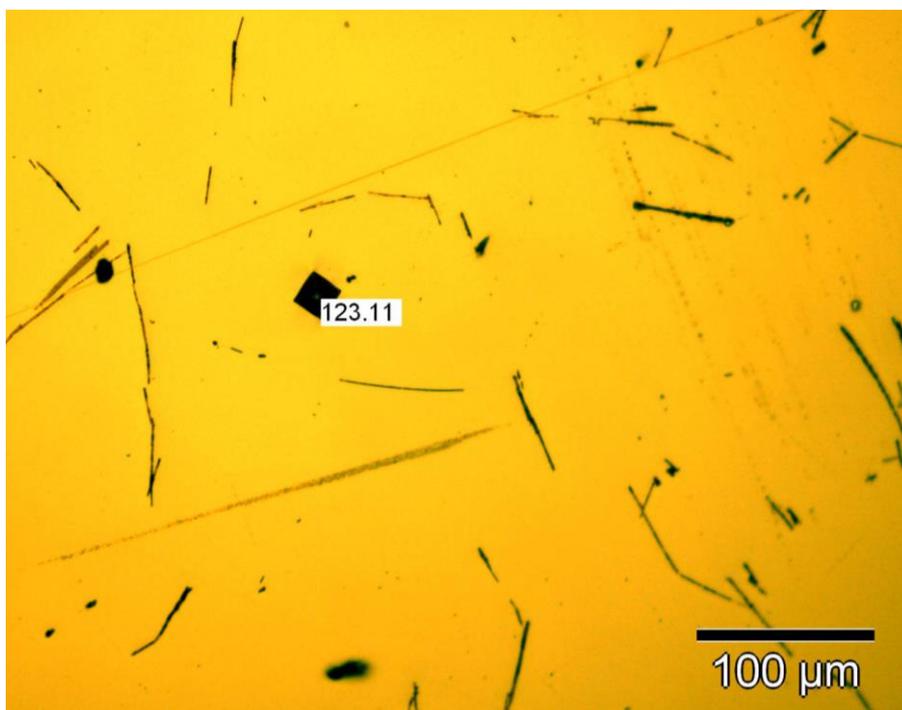
En esta microfotografía a grandes aumentos podemos observar el compuesto $\text{Al}_6\text{Cu}_2\text{Fe}$ en forma de agujas muy finas de color oscuro.

Dureza

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 medida en la periferia (x200).



Dureza medida en zona central (x200).

Dureza	Microdurómetro	Medida indentaciones Vickers
114,79 HV	\sum fases = 112,48 HV	\sum fases = 117,10 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**):

$$\begin{aligned}
 \text{Dureza global} &= \frac{\text{Dureza (microdurómetro)} + \text{Dureza (análisis de imagen)}}{2} = \\
 &= \frac{112,48 + 117,10}{2} = \mathbf{114,79 HV}
 \end{aligned}$$

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

Propiedades, aplicaciones y aptitudes tecnológicas

Algunas de las **aplicaciones** de esta aleación de aluminio-cobre-titanio son 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, tuberías para cartolas de camiones para el transporte de madera, tubos estirados para flechas de tiro con arco, etc.

Algunas **observaciones** de esta aleación son que esta es una de las aleaciones vulgarmente llamadas “Duraluminio”. Al no tener contenido de plomo, ha sido llamada a cubrir el campo de la aleación ENAW 2030 ó su similar ENAW 2007 (Norma DIN) que van a ser eliminadas.

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 T4 hasta 6 mm. y T451 (templadas y traccionadas para eliminar tensiones) a partir de 8 mm.

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)
72,500	2,79	510-645	22,9

Conduc. térmica (W/ m K)	Resistividad eléctrica ($\mu\Omega$ cm)	Conduc. eléctrica (% IACS)	Potencial disolución (V)
134	0,34	T4-34	- 0,69

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 nombrado en la mecanización (Estado: T4) 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 fría máx a 40°C		4 días mínimo

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

Algunas de las propiedades típicas de esta aleación son:

	Estado	T4	T4510	T4511	Masa diámetro	Masa sección	mínimo
	Barras y pletinas extruidas	Carga de rotura Rm MPa	<25	-	-	380	
Límite elástico Rp 0,2 MPa		-	-	-	260		
Alargamiento mín.% A		-	-	-	12		
Barras y pletinas extruidas	Carga de rotura Rm MPa	>25	75	400			
	Límite elástico Rp 0,2 MPa	-	-	270			
	Alargamiento mín.% A	-	-	10			
Barras y pletinas extruidas	Carga de rotura Rm MPa	>75	150	390			
	Límite elástico Rp 0,2 MPa	-	-	260			
	Alargamiento mín.% A	-	-	9			
Barras y pletinas extruidas	Carga de rotura Rm MPa	>150	200	370			
	Límite elástico Rp 0,2 MPa	-	-	240			
	Alargamiento mín.% A	-	-	8			

- Carga de Rotura
- Límite elástico
- Alargamiento

Las **características mecánicas** a diferentes temperaturas las podemos ver en la siguiente tabla:

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
T4	550	365	28	450	290	24	440	285	23	425	275	22	395	270	18
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
T4	275	205	15	110	90	35	60	50	45	41	34	65	30	24	70

Rm N/mm² ; Rp N/mm² ; A 5,65 %.

Según normas A.A.

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.

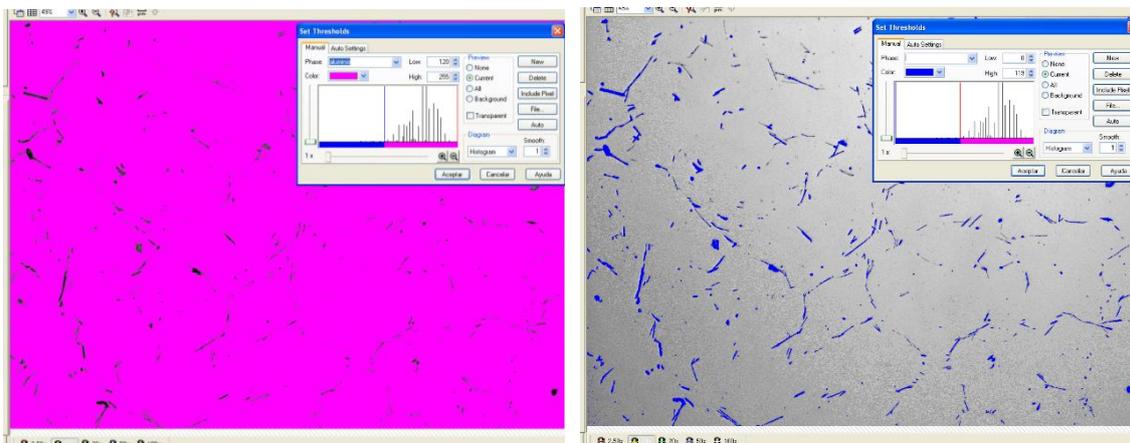
La maduración produce un aumento de volumen que puede ser bastante importante, lo que debe ser tenido en cuenta, sobre todo, si las piezas son de maduración natural y, por tanto, el aumento de volumen se produce espontánea y a veces inesperadamente.

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 -6º 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

Análisis de fase



Análisis de fase: aluminio (rosa) Al₆Cu₂Fe (azul) (x500).

Al ₆ Cu ₂ Fe: 0 - 107	Area	aluminio: 108 - 253	Area
μm ²	%	μm ²	%
23548,38	1,54	1505438,67	98,46

Al ₆ Cu ₂ Fe: 0 - 107	Area	aluminio: 108 - 253	Area
μm ²	%	μm ²	%
23703,59	1,55	1505240,14	98,45

Una vez realizado el análisis de fase con el programa análisis de imagen, vemos que la presencia de Al₆Cu₂Fe es baja, dando una media de 1,545. El Al₂Cu en disolución durante la homogeneización no aparece ya en la matriz de aluminio. Sólo el Al₆Cu₂Fe permanece bajo la forma de agujas finas.

Para obtener este porcentaje hemos realizado la medición de fases en dos 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 muy precisa obteniendo unos resultados muy próximos de una medición a otra ya que la distribución de Al₆Cu₂Fe por toda la matriz es bastante homogénea.

Para las diferentes mediciones en las dos zonas no hemos modificado el rango de valores que determina un color u otro para obtener unos resultados más exactos.

PROPORCIÓN DE FASES	Aluminio (%)	Al ₆ Cu ₂ Fe (%)
Análisis de imagen_1 (x200)	98,46	1,54
Análisis de imagen_2 (x200)	98,45	1,55
Análisis de imagen (media)	98,455	1,545

7. PRÁCTICAS PARA ESTUDIANTES

7.1 Practica 1. Metalografía y microscopía óptica

7.1.1 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**.

7.1.2 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:

- c) Por crecimiento de diversos núcleos de cristalización de un sistema en solidificación.
- d) Por un proceso de recrystalización 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).

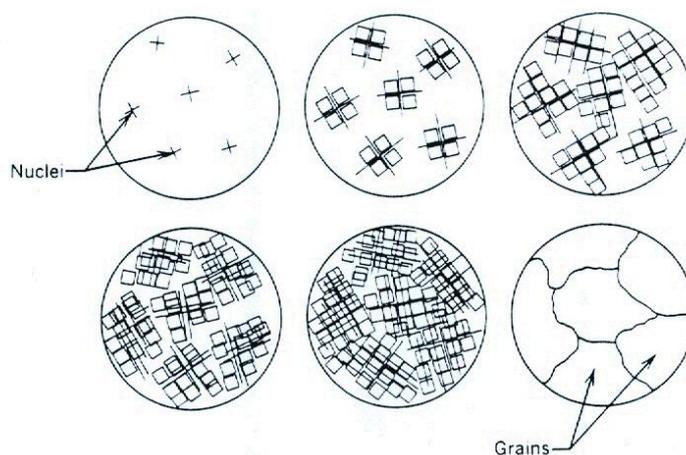


Figura 76: Formación de granos durante la solidificación.

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.

7.1.3 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.

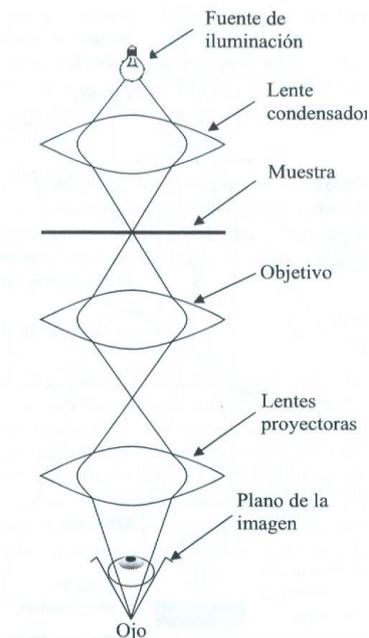


Figura 77: Esquema de un microscopio óptico de luz transmitida.

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 ampliada 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 ampliada por el objetivo y sistema ocular.

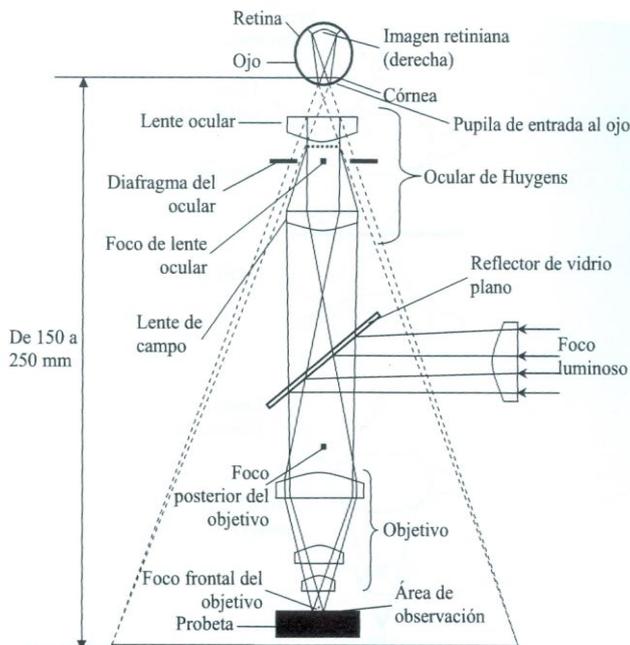


Figura 78: Esquema de un microscopio de luz reflejada. Microscopio metalográfico.

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*.

7.1.4 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.

7.1.5 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 Xenón.

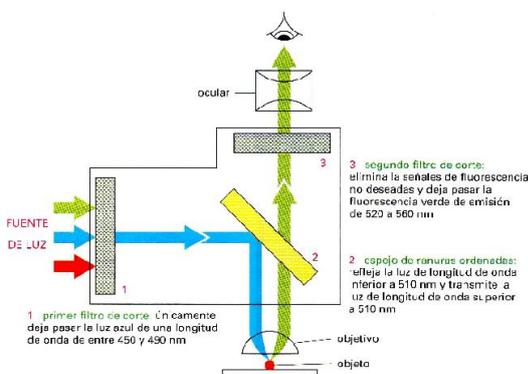


Figura 79: Esquema de microscopio convencional.

7.1.6 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:

$$NA = n \times \sin \alpha$$

Donde **n** es el índice de refracción del medio entre muestra y objetivo (aire o aceite) y **alfa** 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.



Figura 80: Objetivos de un microscopio.

7.1.7 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:

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

7.1.8 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.

Campo claro

Es el método de observación más usado. Los aspectos de la superficie normales al rayo incidente aparecen brillantes, las superficies oblicuas aparecen más oscuras.

Campo oscuro

En esta forma de observación los rayos reflejados perpendicularmente son eliminados. Así que los aspectos que en campo claro aparecen brillantes, aquí aparecen oscuros y al revés. La imagen es el negativo del campo claro con mucho contraste en los detalles oblicuos. Es un método particularmente útil para estudiar la estructura de grano.

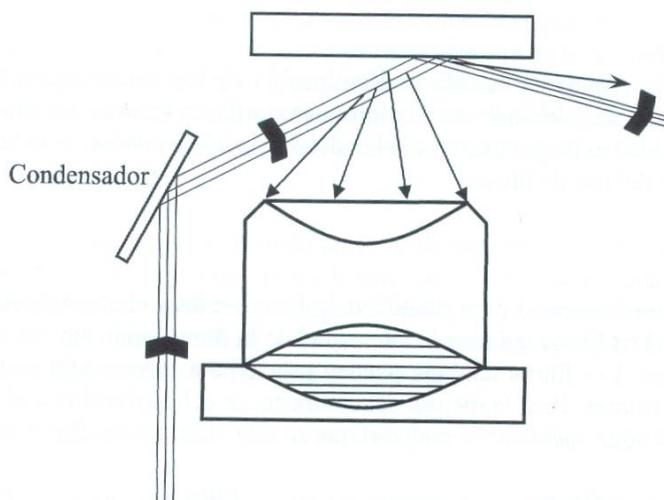


Figura 81: Esquema de la iluminación oblicua utilizada en la técnica del campo oscuro.

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.

Luz polarizada

Se utiliza fundamentalmente para observación de metales ópticamente anisótropos (no cúbicos): estaño, titanio, cinc, magnesio, berilio, bismuto, cadmio, cobalto, y uranio. También para análisis de inclusiones no metálicas. Con metales cúbicos también se han puesto a punto métodos para activar el metal ópticamente a la luz polarizada: ataque, anodizado, etc... En este método de observación la rotación del plano de polarización de la luz es distinta para cada orientación de grano, por lo que cada uno de dichos granos produce una intensidad de luz y color distinto según su orientación (**figura 82**).

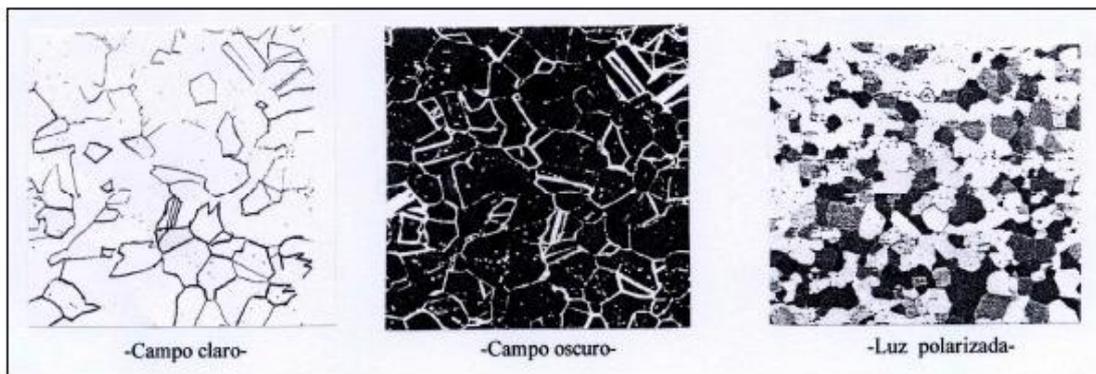


Figura 82: Diferentes formas de observación (luz).

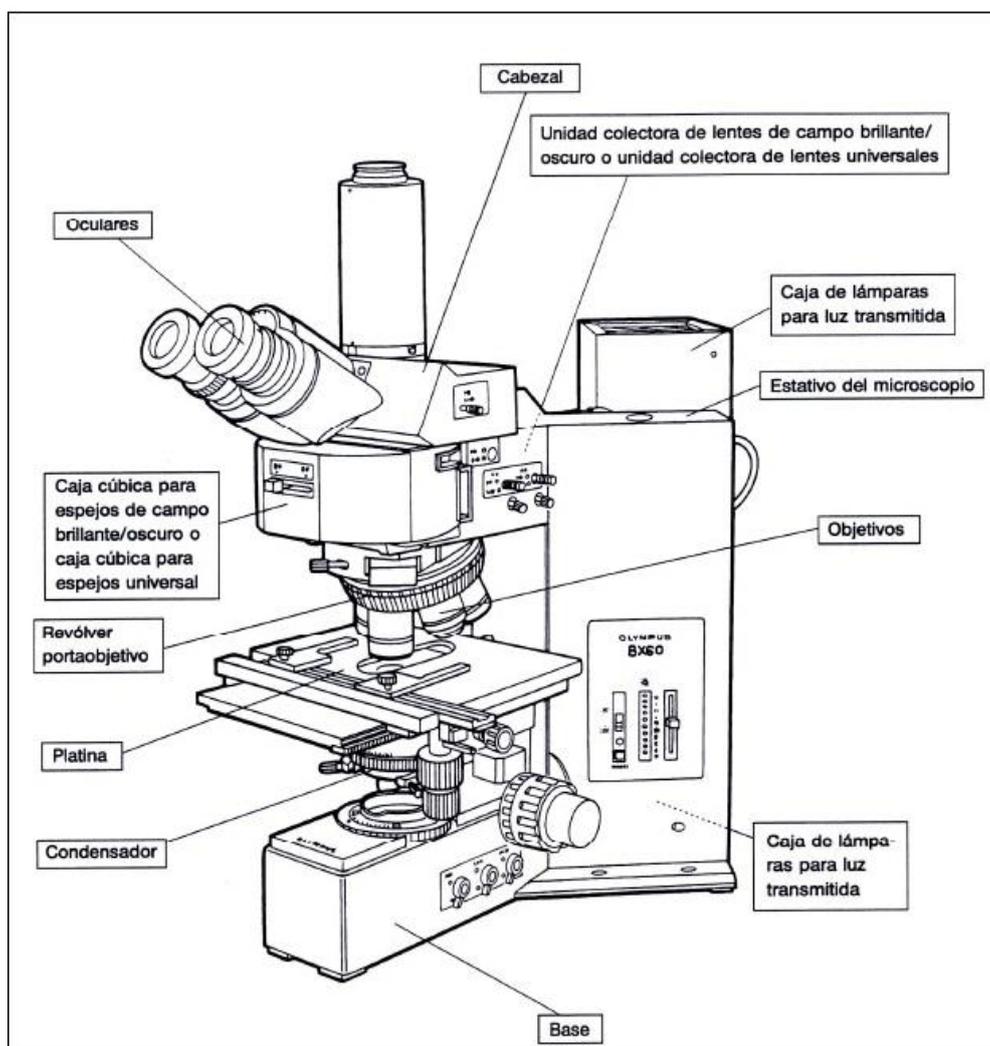


Figura 83: Nomenclatura del microscopio metalográfico.

7.1.9 Preguntas

1. Como se definen los aumentos al microscopio y cuáles son los más comunes.
2. Dibujar las trayectorias de la luz procedente del microscopio metalográfico cuando incide y se refleja sobre la probeta metálica.
 - Solamente pulida
 - Pulida y atacada con el reactivo químico
3. ¿Cuál es la limitación más importante de la microscopía óptica?
4. ¿Cuándo se utiliza la luz transmitida y la luz reflejada?
5. ¿Cuál es la diferencia entre campo claro-campo oscuro?
6. Dibujar un esquema del microscopio metalográfico indicando los nombres de sus diferentes componentes.
7. ¿Qué materiales son aptos para observarlos con luz polarizada?

7.2 Practica 2. Procedimiento metalográfico para observación microscópica

La superficie metálica que se va a observar microscópicamente ha de ser plana y estar pulida. Plana porque la pequeña profundidad de campo de los sistemas ópticos agrandes aumentos no permiten enfocar la imagen simultáneamente en planos situados a distintos niveles; y ha de estar pulida para ofrecer una superficie especular en la que la reflexión de la luz revele solamente detalles propios de la microestructura del material.

7.2.1. Embutición

La embutición de las muestras es el primer paso que se debe dar. Cuando se considere necesario, para una mejor manipulación de la muestra o para evitar la conservación de los bordes o alguna capa constituyente, es necesario montar la muestra en lo que llamamos "inclusión". La pieza debe estar libre de grasa o contaminante que interfiera en la adherencia.

También es necesaria la embutición para poder obtener una superficie plana de las muestras que facilite su manejo, el pulido intermedio y final. Para ello se utiliza la embutidora Struers Labopress (**figura 85**). El procedimiento de **montaje en caliente** consiste en:

1. Se introduce la muestra en el orificio de la prensa hidráulica y se cubre con polvo de resina fenólica. Siempre hay que introducir también la referencia de cada muestra indicando: tipo de acero, tratamiento térmico y espesor de la muestra, para poder tener todas las muestras correctamente identificadas.

2. Mediante un proceso de presión y temperatura determinado para cada tipo de resina, la muestra queda embutida (**figura 84**).



Figura 84: Muestras encapsuladas en resina.



Figura 85: Prensa hidráulica para embutir.

El funcionamiento de la embutidora consta de diferentes pasos. En primer lugar hay que fijar los parámetros de encapsulado en los botones que se pueden ver en la parte inferior izquierda, los cuales los hemos mencionado anteriormente.

Después hay que bajar el pistón que se puede ver en la parte superior izquierda unos 5cm, para introducir una pequeña cantidad de polvo anti-adherente y un poco de resina acrílica ya que en este lado es el lado donde posteriormente tendremos que pulir, por lo que cuanto menos sea la cantidad de resina mejor.

Una vez que hemos alisado dicha capa inicial de resina introduciremos las muestras, donde debe quedar la parte de la etiqueta hacia arriba ya que luego ese va a ser el lado donde podamos identificarlas. Es importante que las muestras queden bien alineadas ya que luego esto reducirá el tiempo de desbaste en el pulido.

Para terminar se baja el pistón hasta el final y se vuelve a añadir una cierta cantidad de resina, en este caso abundante para que después las muestras se puedan manipular cómodamente. Una vez añadida la resina se cerrará la cámara del pistón con el cierre que se puede ver en la parte superior derecha y se empezará el proceso de encapsulado

7.2.2. Desbaste grueso e intermedio (grinding)

El objetivo del **esmerilado grueso** es eliminar de la superficie de la muestra, que fue deformada por el proceso anterior, las irregularidades producidas por la operación de corte y lograr un solo plano de pulido para las etapas posteriores, es decir, una cara lo más rectificadas posible. Se utilizan abrasivos de grano grueso (80 - 320), discos o papeles abrasivos al agua. El agua tiene por objeto refrigerar y barrer de la superficie las partículas de material tanto de la muestra como del abrasivo. Para pasar de un papel a otro se debe obtener una superficie plana, uniforme y las rayas deben estar en una misma dirección.

Una vez logrado esto, se gira la muestra 90° y se precede de la misma forma. Luego ya se está en condiciones de pasar al otro papel. Se recomienda en esta etapa cambiar el agua para que no queden partículas en suspensión.

Esta operación puede realizarse con una cinta de desbaste o bien en el caso de materiales no muy duros como aceros sin templar y fundiciones se puede hacer con lima, aunque aumente algo la distorsión que se produce en la superficie a causa de la fluencia del material. En nuestro caso utilizaremos discos de papel de lija.

De cualquier manera que se practique el pulido de desbaste siempre se debe cuidar que la presión no sea exagerada para que la distorsión no sea muy importante, ni la temperatura de la superficie se eleve demasiado.

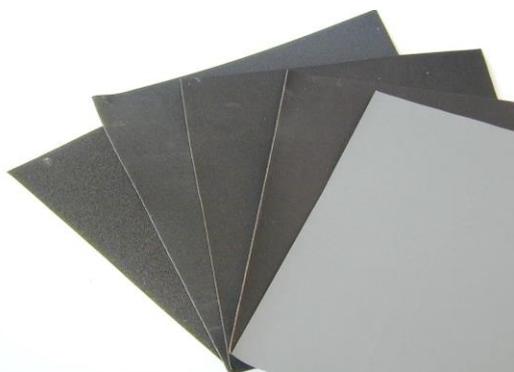


Figura 86: Papeles para esmerilado manual.

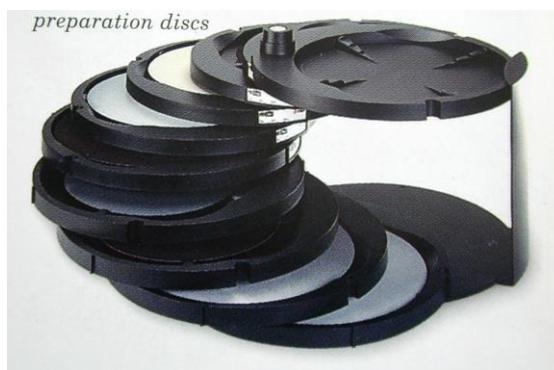


Figura 87: papeles para esmerilado mecánico.

La finalidad del **esmerilado intermedio** es eliminar las rayas producidas durante el pulido de desbaste, ya que estas rayas interfieren en el estudio microscópico, por lo que hay que intentar eliminarlas totalmente con los diferentes pulidos.

La presión que se aplica a la probeta no debe ser exagerada ya que esto aumenta la distorsión y además pueden aparecer rayas profundas. La presión debe ir disminuyendo a medida que se avanza en la operación de los diferentes pulidos. Cuando los metales a pulir son demasiado blandos es conveniente impregnar los abrasivos con un lubricante adecuado.

El tiempo utilizado y el éxito del pulido fino dependen en mucho del cuidado durante los pasos de pulido previo ya que el pulido debe ser un proceso gradual en el que se vayan eliminando las rayas provocadas por los procesos de pulido anteriores para evitar defectos en el pulido fino o final.

El proceso es exactamente igual que en el pulido de desbaste aunque eliminando la etapa inicial en la que se eliminaba el material plástico de la pastilla, por lo que solo hace falta fijarse en que las caras de las muestras queden uniformemente pulidas.

El procedimiento es igual al anterior con papeles (400-2500).

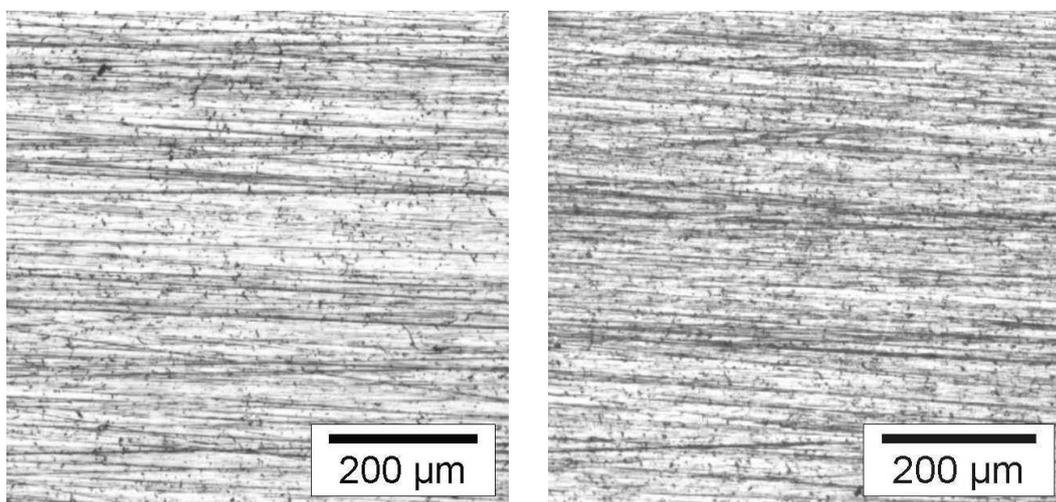


Figura 88: Macrofotografías del esmerilado intermedio a (x100).

7.2.3. Pulido (con diamante o alúmina)

Se utiliza para eliminar de la superficie las rayas finas producidas en la última operación de desbaste y conseguir una superficie sin rayas y con características especulares. Se realiza en paños especiales colocados en platos giratorios. Se debe utilizar lubricante (etilenglicol). En general la elección del paño, tamaño de grano del diamante y el lubricante, dependen del material a pulir.

Básicamente, se pueden utilizar dos tipos de paños: con pelo (pana, terciopelo, lanas) y sin pelo (seda natural). Se debe elegir el que más se adapte al tipo de material a examinar. En el caso del pulido de muestras de fundición se debe realizar con paños sin pelo para evitar el arrancamiento de grafito.

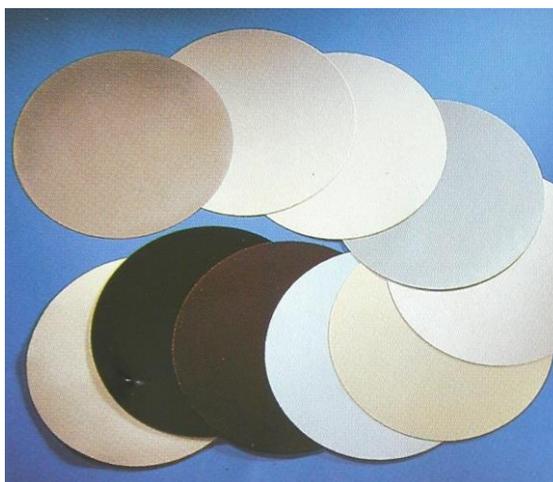


Figura 89: Paños para el pulido con diamante.

El éxito del pulido y el tiempo empleado en la operación dependen en gran manera del cuidado con que se haya realizado el desbaste. Si una probeta tiene rayas profundas y gruesas, que no se han eliminado en la última de desbaste, se pierden el tiempo y el trabajo si se pretende eliminarlas en el pulido fino.

Se debe cuidar que la humedad del paño sea la adecuada, es decir, si la humedad es excesiva la acción abrasiva se retardará demasiado y si es escasa la probeta tiende a mancharse.

Si bien es muy cierto que cuanto más pulida este la superficie más clara será la imagen que obtengamos en el microscopio, muchas veces no es necesario llegar hasta un pulido perfecto, sino que bastará con que la densidad de rayas en la superficie sea lo suficientemente baja y preferentemente en una sola dirección.

Si con un aumento de (X500) se pueden distinguir porciones lisas más o menos grandes entre las rayas, entonces el pulido puede darse por terminado.

Dado que las zonas rayadas serán más atacadas que las zonas lisas, si la densidad de rayas es muy alta y si a su vez están en dos o más direcciones, el oscurecimiento de las rayas durante el ataque cubrirán los detalles de la estructura del material.

La preparación de metales blandos y dúctiles es difícil en el sentido de que el metal blando fluye con mucha facilidad y se generan capas de metal distorsionado que enmascaran la verdadera estructura (Aluminio y sus aleaciones, Cobre y sus aleaciones, plomo, etc.)

Por otra parte la conservación de algunas inclusiones en las muestras de acero o las láminas de grafito de las funciones requiere de técnicas algo más específicas de preparación. Así por ejemplo la preparación de una muestra de fundición requiere un pulido cuidadoso sobre un paño sin pelo, en una sola dirección, y con la humedad adecuada para que las láminas de grafito no sean arrancadas durante este proceso.

De esto se desprende que la preparación de las muestras no es un procedimiento estricto para cualquier tipo de material, sino que en general es necesario un estudio más o menos cuidadoso del tema de acuerdo al tipo de material a analizar y a los resultados que se pretendan obtener.

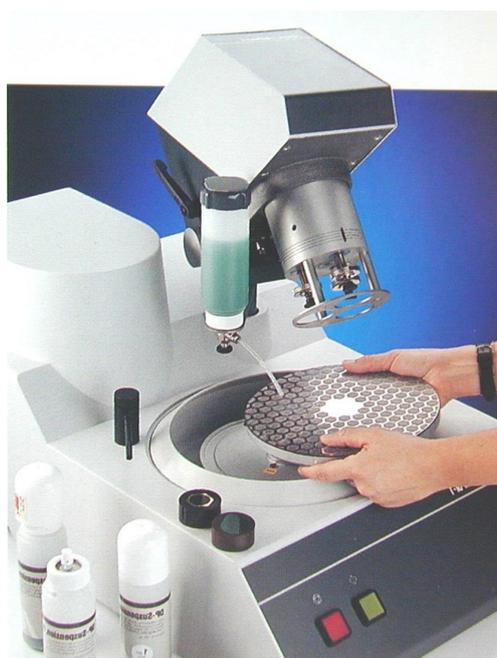


Figura 90: Pulidora metalográfica.

7.2.4 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 corroen la muestra de forma controlada y selectiva creando una rugosidad superficial consecuencia de la microestructura del material.

Los reactivos pueden ser de propósito general como el NITAL 2 (ácido nítrico al 2 % en alcohol etílico) u otros más específicos. El ataque se realiza de varias formas siendo de las más empleadas la inmersión de la superficie de la probeta en el reactivo elegido durante un cierto tiempo (**figura 91**). Otra posibilidad es pasar un algodón impregnado en el reactivo por la superficie pulida. También se puede hacer un ataque electroquímico, necesitándose una fuente de alimentación y un cátodo adecuado.



Figura 91: Ataque químico por inmersión.

Los reactivos atacan a diferente velocidad áreas de diferente orientación cristalina, imperfecciones cristalinas o diferente composición, de tal forma que la superficie brillante que se observaba con la muestra simplemente pulida se convierte en un mosaico concreto de zonas claras y oscuras, haciéndose visible lo que llamamos microestructura, tal como vemos en la **figura 92**.

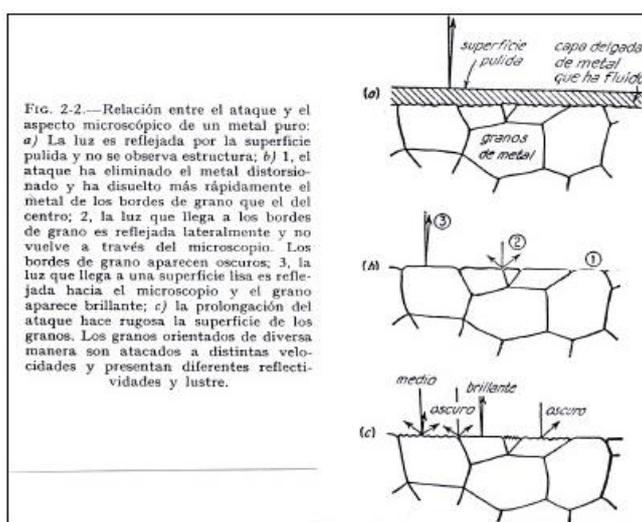


Figura 92: Diferencia de ataque sobre la superficie.

Los reactivos más utilizados de ataque micrográfico se muestran en la siguiente tabla:

Aleación	Reactivo	Condiciones	Características
ACEROS	100 ml alcohol etílico 96% 1-10 ml ácido nítrico (NITAL)	Segundos a minutos	Utilizable para aceros al carbono, aceros aleados y fundición gris. Las segregaciones pueden producir un ataque irregular.
	100 ml alcohol etílico 96% 2-4g ácido pícrico (PICRAL)	Segundos a minutos (precaución)	Reactivo para todo tipo de aceros, con o sin tratamiento térmico.
	100 ml alcohol etílico 96% 2-4 g ácido clorhídrico	5-10 minutos	Distinguir entre martensita cúbica y tetragonal. Aceros al Ni.
	45 ml glicerol 15ml ácido nítrico 30 ml ácido clorhídrico (VILELLA)	Segundos a minutos (precaución)	Aceros inoxidable con alto contenido en Cr. Aceros moldeados al Cr-Ni.
COBRE	100-200 ml alcohol etílico 20-50 ml ácido clorhídrico 5-10 g cloruro férrico	Segundos a minutos	Cobre y todos los tipos de cuproaleantes. Contrasta el grano.
	80 ml agua destilada 5ml ácido sulfúrico 10g dicromato potásico	3-30 segundos. Inmediatamente antes de su uso añadir dos gotas de ácido clorhídrico	Cobre y todos los tipos de cuproaleantes. Se puede usar después del reactivo anterior
ALUMINIO	190 ml agua destilada 5-10 ml ácido nítrico 3-6 ml ácido clorhídrico 2-4 ml ácido fluorhídrico	10 a 30 segundos. Usar recién hecho	Para la mayoría de las aleaciones de aluminio. Excepto las que tengan alto contenido en silicio.
	100 ml agua destilada 1-2g de hidróxido sódico	5-10 seg. a 50 °C.	Cobre y todos los tipos de cuproaleantes. Se puede usar después del reactivo anterior
ZINC	100 ml agua destilada 20 ml óxido de cromo 1.5g sulfato sódico	2-3 minutos	Uso general en aleaciones de zinc.
NIQUEL	20-100 ml agua destilada 2-25 ml ácido clorhídrico 5-8g cloruro férrico	5-6 segundos	Aleaciones Ni-Fe, Ni-Cu y Ni-Ag.
CADMIO	98 ml alcohol etílico 2 ml ácido nítrico	Segundos a minutos	Uso general de aleaciones de cadmio.
MAGNESIO	100 ml alcohol etílico 96% 1-8 ml ácido nítrico	Segundos a minutos	Uso general en aleaciones de magnesio.

7.2.5 Preguntas

1. Explica brevemente las fases operatorias para la preparación metalográfica de la muestra.
2. ¿Qué precauciones deben tomarse al extraer la muestra?
3. ¿Qué es la embutición? ¿Para qué se realiza?
4. ¿Cuál es la razón de lavar las probetas con alcohol etílico después de cada fase?
5. Ventajas e inconvenientes del pulido electrolítico frente al metálico.
6. ¿Qué influencia ejerce el tiempo de ataque?
7. Cita los reactivos que utilizarías para el examen microscópico de un acero al carbono normalizado.
8. ¿En qué condiciones trabaja la prensa embutidora metalográfica? ¿Cuándo es necesaria su utilización?
9. La presión aplicada sobre las probetas tanto manualmente como con la pulidora mecánica, ¿debe de aumentar o disminuir conforme se avanza en la preparación de la muestra? ¿por qué?
10. Cuáles son los de grano más comunes de los papeles de desbaste.
11. ¿De qué depende la elección del paño, tamaño de grano del diamante y el lubricante?
12. ¿Es posible eliminar las rayas profundas con el pulido fino? ¿es práctico?
13. ¿Los diferentes reactivos químicos aplicables a cada aleación, revelan las mismas características estructurales sobre la muestra a analizar?

7.3 Práctica 3: Diagrama Fe-C, estructuras típicas de los aceros y tamaño de grano

7.3.1 Introducción

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:

4. En solución intersticial.
5. Combinado con el hierro formando carburo de hierro Fe₃C.
6. 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:

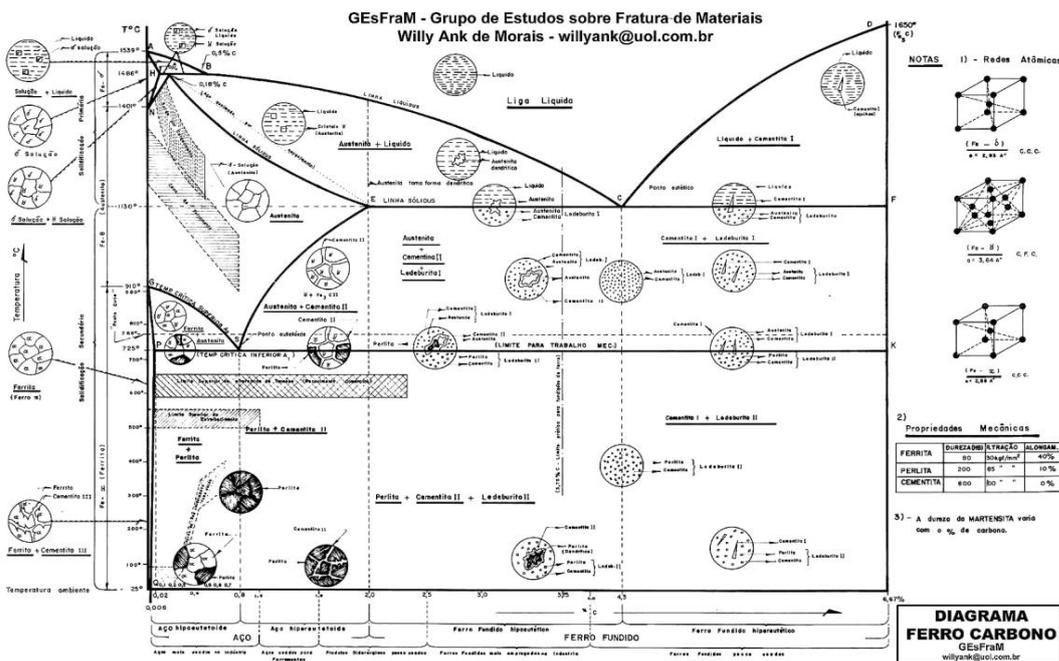


Figura 93: Diagrama equilibrio.

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 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 elementos 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.

7.3.2 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 calentándolos 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 enfríen 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 94** 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.

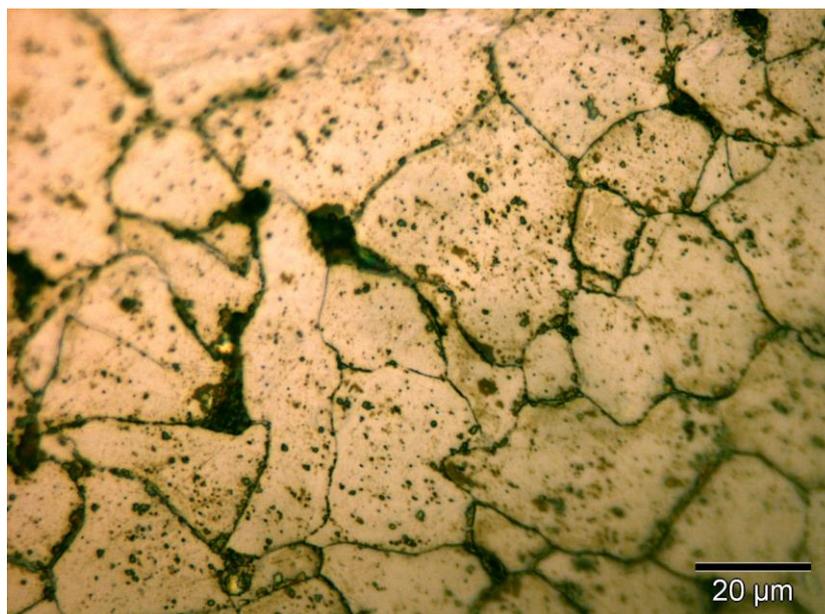


Figura 94: Acero hipoeutectoide con un contenido de carbono del 0,1% (x500).

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 95** se puede observar un acero con un contenido en carbono de 0,35%.



Figura 95: Acero hipoeutectoide de un contenido de carbono de 0,45% (x200).

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 alotomorfa 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 **figura 96** y corresponde a una composición química de 0,25%. La fase gris correspondería al constituyente perlítico.



Figura 96: Acero hipoeutectoide con la fase ferrítica con morfología de placas Widmanstätten.

7.3.3 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 97** se muestra un acero hipereutectoide con un 1,3% C, en el que aparecen una red del compuesto Fe_3C denominado cementita y el resto del acero con el constituyente eutectoide.



Figura 97: Acero hipereutectoide con una composición de carbono del 1,3%.

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 el que el líquido se convierte en austenita y cementita. La austenita cuando llega a la temperatura de 727°C se transforma siguiendo el eutéctico 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 97**. 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.

7.3.4 Estructuras eutéctoides

Eutéctoides, 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 98** para un acero con la composición química del eutéctico, es decir, 0,77%C.



Figura 98: Acero eutécticoide.

Las transformaciones alotrópicas y la existencia de un punto eutéctico 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 eutéctico 727°C y punto crítico superior A_3 a la línea de separación entre la región monofásica γ y la región básica $\alpha+\text{Fe}_3\text{C}$.

7.3.5 Tamaño de grano

El tamaño de grano tiene un notable efecto en las propiedades mecánicas del metal. La temperatura, los elementos aleantes y el tiempo de impregnación térmica afectan al tamaño del grano.

Conforme aumentamos el tiempo de recocido, el número del tamaño del grano según ASTM, disminuye; y conforme a esto, van variando las propiedades mecánicas de los distintos materiales. A mayor número de tamaño de grano (tamaño de grano más pequeño), mayores valores se obtienen de límite elástico al 0,2 %, de resistencia a la tracción y de dureza, y menores valores se obtienen en cuanto a los alargamientos.

Podemos hacernos una idea del tamaño de grano, según el índice G si observamos la siguiente figura:

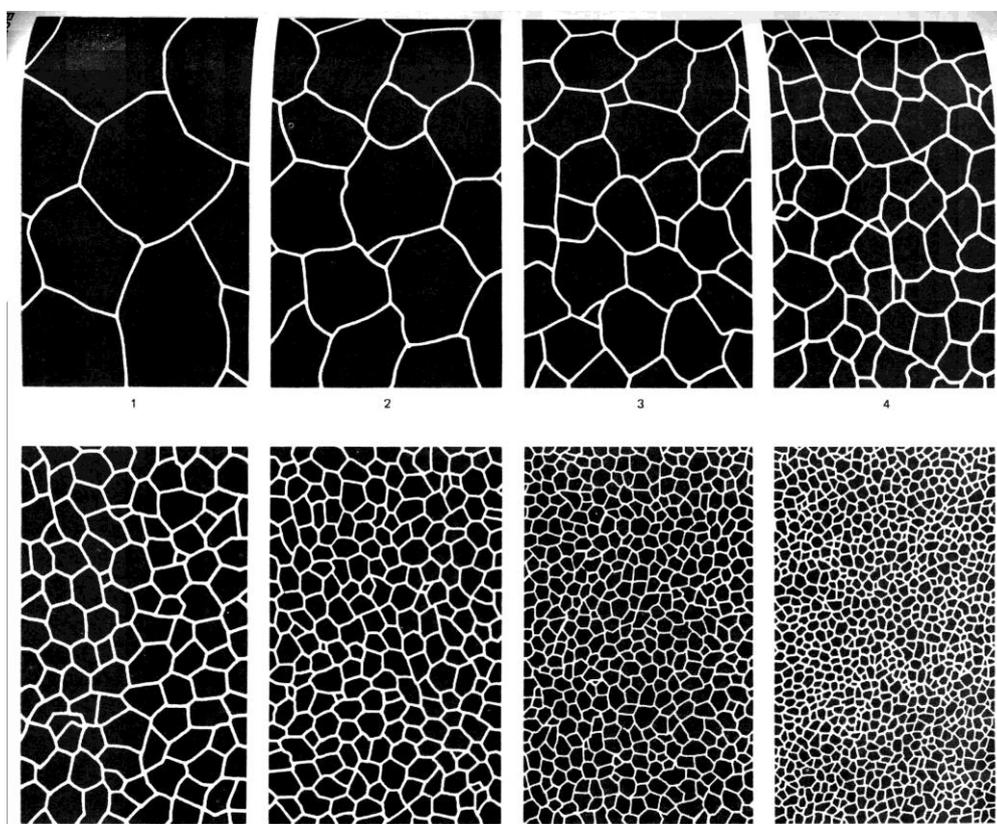


Figura 99: Tamaño de grano según norma ASTM (x100).

Donde G es el número de tamaño de grano de uno al ocho; este método se aplica a metales que han recrystalizado completamente. Según el mismo criterio se considera:

- Grano grueso cuando $G < 5$
- Grano fino cuando $G > 7$

7.3.6 Preguntas

1. Define los constituyentes ferrita, perlita, cementita y austenita e indica el sistema de cristalización.
2. ¿Qué tanto % de C contienen la perlita, cementita y ferrita?
3. ¿Cuál es la diferencia entre perlita globular y laminar? ¿Cómo se transforma la segunda en la primera?
4. ¿Qué factor influye en que las láminas de perlita sean más o menos finas?
5. Haz un esquema que diferencia los granos de ferrita y austenita a T^a ambiente.
6. Representa gráficamente la forma en que aparece la cementita en los aceros hipereutectoides.
7. En la observación de una probeta en la que se detecta la existencia de un 55 % de ferrita, ¿qué tipo de acero es? ¿cuál es su contenido en C?
8. ¿Qué es el grano de un acero?
9. ¿Qué características afectan en la variación del tamaño de grano de un acero?
10. Diferencia entre el grano actual y austenítico.
11. ¿Qué influencias tiene el tamaño de grano en el comportamiento de un acero?
12. ¿Qué es el grado de estirado?
13. Indica el procedimiento para determinar el tamaño de grano
14. Para un acero de 0,45 % de carbono en estado de normalizado
 - a) El acero es hipoeutectoide o hipereutectoide.
 - b) Calcular la cantidad de ferrita proeutectoide y perlita presentes a temperatura ambiente expresadas en porcentaje en peso.
 - c) Calcular la cantidad de ferrita total y cementita eutectoide presente en el acero a temperatura ambiente.
 - d) Dibujar un esquema que muestre la microestructura del acero.



Microfotografía de acero de 0,45% de carbono.

15. La siguiente microfotografía muestra un acero en estado de recocido, presenta una media aproximada del 95 % del área ocupada por perlita y el 5 % por cementita libre (proeutectoide).

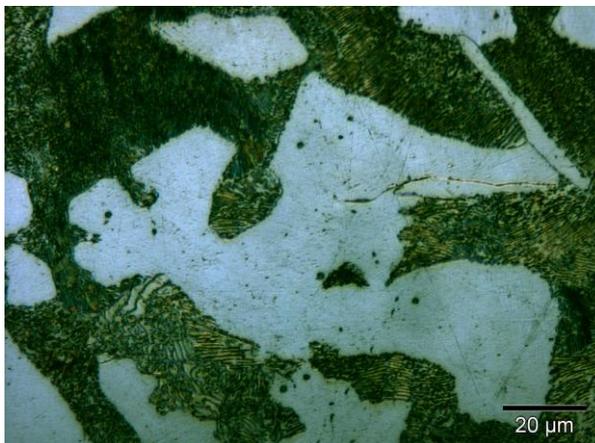


perlita: 0 - 163	Area	martensita: 164 - 255	Area	Perlita: 0 - 199	Area	cementita reticular: 200 - 255	Area
μm^2	%	μm^2	%	μm^2	%	μm^2	%
14550,07	95,16	739,97	4,84	14341,22	93,79	948,83	6,21

- ¿Cuál es el porcentaje en peso de carbono del acero?
- Indicar, razonando la respuesta, su temperatura de temple.

Datos: peso específico (grs./c.c.) de ferrita = 7,86, perlita 7,82 y cementita 7,66

16. Calcular la relación de anchura de las láminas de ferrita con respecto a las de cementita en la perlita laminar, suponiendo que el peso específico de ambas fases es igual a 7,8 grs/c.c. ¿ Cuáles serán las posibles diferencias a observar en el caso de que la perlita haya sido recocida en horno a puerta cerrada o normalizada



Micro. Acero 0,45 % C, se intuyen las láminas de cementita y ferrita dentro de la perlita (x1000).

7.4 Práctica 4: Tratamientos térmicos y fases metaestables de los aceros

Los tratamientos térmicos son operaciones de calentamiento y enfriamiento de los metales, mediante los cuales se logran principalmente cambios de su estructura cristalina, de su estructura micrográfica (grano) y de su constitución. La composición química permanece inalterable.

Los tratamientos térmicos fundamentales son tres: el **recocido**, el **temple** y el **revenido**.

7.4.1 Recocido

El recocido es un tratamiento térmico consistente en un calentamiento a temperaturas adecuadas y de duración determinada, seguido del enfriamiento **lento** de la pieza tratada.

El objetivo del recocido es destruir estados anormales de los metales y aleaciones. Y como las anomalías constitucionales y estructurales, en general, endurecen el material, al destruirlas con el recocido se consigue ablandar los metales. Prácticamente, por tanto, podemos decir que el objeto del recocido es ablandar los metales y aleaciones para poder trabajarlos mejor.

Se practican cuatro clases fundamentales de recocidos, según la clase de anomalía que se trata de corregir: el recocido de **homogeneización**, el recocido de **regeneración**, el recocido **contra acritud** y el recocido de **estabilización**.

El **recocido de homogeneización** tiene por objeto destruir la heterogeneidad química de la masa de un metal o aleación, producida por una solidificación defectuosa. Se realiza a temperaturas relativamente elevadas, cercanas a la de fusión, y se aplica principalmente a las aleaciones de metales no féreos propensas a segregaciones.

El **recocido de regeneración** tiene por objeto destruir la dureza anormal producida en una aleación por un enfriamiento rápido involuntario o voluntario (temple). Se realiza también a temperaturas elevadas, aunque, en general, inferiores a las del recocido de homogeneización, y se aplica exclusivamente a las aleaciones templables, es decir, a las que se endurecen con enfriamientos rápidos.

El **recocido contra acritud** tiene por objeto destruir el endurecimiento producido por la deformación en frío de los metales. Es decir, la acritud. Se realiza a temperaturas muy poco superiores a la recristalización, y se aplica a todos los metales y aleaciones que endurecen por deformación e frío.

El recocido de ablandamiento tiene por objeto ablandar el acero por un procedimiento rápido y económico. Con este tratamiento no se suelen obtener las menores durezas, pero en muchos casos las que se consiguen son suficientes para mecanizar perfectamente los materiales. El proceso consiste en calentar el acero hasta una temperatura, que siendo inferior a la crítica A_{c1} , sea lo más elevada posible y enfriar luego al aire. Las durezas que se obtienen en ciertos aceros de herramientas y de construcción de alta aleación, después de este tratamiento, suelen ser alguna vez demasiado elevadas para el mecanizado

El recocido subcrítico globular se utiliza en ocasiones para obtener en los aceros al carbono de muy baja aleación una estructura globular de muy baja dureza, en cierto modo parecida a la que se obtiene en el recocido globular de austenización incompleta, se les

somete a los aceros a unas temperaturas inferiores pero muy próximas a la crítica A_{c1} , debiendo luego enfriarse el acero lentamente en el horno.

7.4.2 Temple

Consiste el temple en el calentamiento de algunas aleaciones seguido de un enfriamiento muy rápido para impedir la transformación normal del constituyente obtenido en el calentamiento.

Hay dos clases de temple: el temple **estructural o martensítico** y el temple de **precipitación**.

El **temple estructural o martensítico** se aplica frecuentemente a los aceros y consiste en el calentamiento para obtener la austenita, seguido de un enfriamiento muy rápido para obtener la martensita, que es una solución sólida sobresaturada de carbono en hierro alfa tetragonal.

La martensita es una fase que se origina en la transformación sin difusión de la austenita. Al no haber difusión, esta transformación tiene lugar casi instantáneamente.

La transformación martensítica se da en otras aleaciones además de las férreas y su característica principal es la de ser una transformación sin difusión.

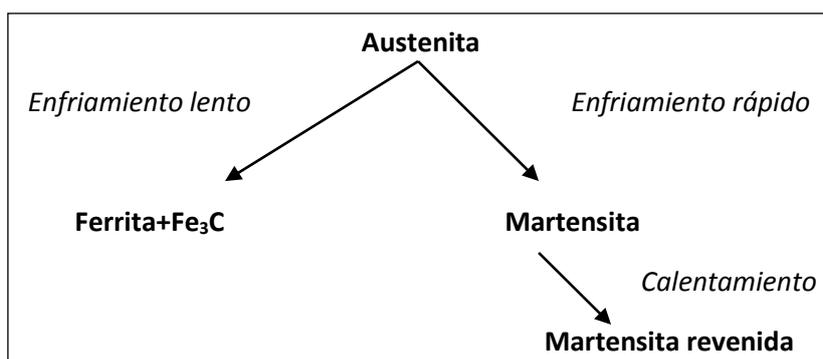
El objeto del temple martensítico es, fundamentalmente, aumentar la dureza y resistencia mecánica.

El **temple de precipitación** se aplica principalmente a algunas aleaciones de aluminio, magnesio y cobre. Se denomina así porque el endurecimiento se obtiene por la precipitación de un compuesto químico.

Mientras que en el temple martensítico el endurecimiento es instantáneo, en el temple de precipitación la aleación va endureciendo después del enfriamiento, progresivamente. Es necesario, incluso, acelerar el endurecimiento por calentamiento.

Este comportamiento distinto es debido a que el constituyente obtenido al final del enfriamiento es el mismo que se había obtenido en el calentamiento por no haber tenido tiempo a transformarse, dado la gran velocidad de enfriamiento. Es precisamente después del enfriamiento cuando la aleación se va endureciendo por la precipitación progresiva del compuesto químico.

La causa del endurecimiento por temple de precipitación estriba en que las partículas finas de precipitado constituyen obstáculos que se oponen a los desplazamientos de las dislocaciones.



7.4.3 Revenido

El revenido es un tratamiento complementario del temple y se aplica, por tanto, **exclusivamente a los metales templados**.

Hay dos clases de revenidos. El **revenido normal** y el **revenido de endurecimiento**.

El revenido normal, o simplemente el revenido, se aplica a las aleaciones tratadas con temple martensítico. Con este tratamiento se consigue mejorar la tenacidad de las piezas templadas, a costa de disminuir su dureza.

La temperatura del calentamiento es, naturalmente inferior a la del temple, y cuanto más se aproxima a esta y mayor es la permanencia a la temperatura máxima, mayor es la disminución de la dureza y la mejora de la tenacidad; es decir, mayor es la intensidad de revenido. La velocidad del enfriamiento no tiene ninguna influencia en el resultado del tratamiento.

El revenido de endurecimiento o maduración artificial, como más comúnmente se conoce, se aplica a las aleaciones tratadas con temple de precipitación. Su objeto es precisamente acelerar la precipitación del compuesto químico que endurece el material, y por tanto, este revenido produce un efecto contrario al revenido normal, ya que endurece en lugar de ablandar. Las temperaturas de la maduración artificial dependen de la aleación que se trata, lo mismo que la permanencia a estas temperaturas. La velocidad de enfriamiento tampoco tiene influencia en este tratamiento.

Los tres tratamientos citados son los fundamentales; pero luego existen variedades de aplicación, que se diferencian en la temperatura, velocidades de enfriamiento, etc... para el acero, por ejemplo, existen hasta catorce variedades de los tres tratamientos térmicos fundamentales.

7.4.4 Tratamientos en los que hay cambio de composición

En esta clase de tratamientos, además de considerar el tiempo y la temperatura como factores fundamentales, hay que tener también en cuenta el medio o la atmósfera que envuelve el metal durante el calentamiento y enfriamiento. Estos tratamientos se suelen utilizar para obtener piezas que deben tener gran dureza superficial para resistir el desgaste u una buena tenacidad en el núcleo.

Cementación: por medio de este tratamiento se modifica la composición de las piezas, aumentando el contenido de carbono de la zona periférica, obteniéndose después, por medio de temple y revenidos, una gran dureza superficial que le proporciona resistencia al desgaste y aumenta el límite de fatiga. Como se realiza en aceros de no más de 0,35 % C, el núcleo conserva su capacidad de absorber energía de impacto.

La profundidad de la capa debe ser tal que no se produzcan deformaciones permanentes en ella. Por lo tanto será tanto mayor, cuanto más grande sea el esfuerzo al que está sometida la misma. Si solo se requiere resistencia al desgaste, se usan capas de baja profundidad (0,1-0,5 mm).

La cementación se realiza a temperaturas superiores a A_{c1} (900° a 950° C) de modo que el carbono se difunde en la red cristalina de hierro γ ; cuando se alcanza el límite de saturación de la austenita, en la superficie se puede formar una capa de cascarilla. Por esto se observa raramente; en las condiciones normales, durante la cementación sobre A_{c1} se forma solo austenita y después de su enfriamiento lento, los productos de su transformación (ferrita y cementita).

La capa cementada tiene una cementación variable de carbono en su espesor, decreciente hacia el interior de la pieza; el objetivo es obtener la composición eutectoide en la superficie.

La **descarburación** es el proceso contrario a la carburación, es decir, dirigidas a disminuir el contenido de carbono en los metales (normalmente de acero). La descarburación ocurre cuando el carbono en el metal reacciona con los gases presentes en la atmósfera.

7.4.5 Estructuras típicas del temple

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

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.

En la figura 100 se muestra la microestructura correspondiente a un acero de 0,1 % C, 1,44 % Mn y 0,81 % Si después de ser recocido a 800°C durante distintos tiempos (60 y 600 segundos) y luego templado en agua, logrando apreciarse el incremento en la fracción de martensita a medida que transcurre el tiempo de recocido: 30% y 53% respectivamente.

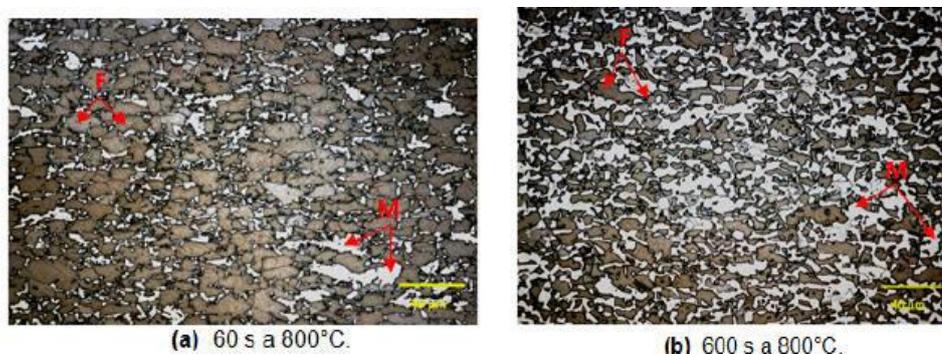


Figura 100: Acero recocido durante diferentes tiempos.

Austenita

Es la solución sólida de carbono en Fe γ (FCC), cuya máxima solubilidad, 2 % C, se da a los 1130° C. Está presente en los aceros a temperaturas superiores a Ac1. Por encima de Ac3 o Ac_m, los aceros comunes son completamente austeníticos. Se la incluye dentro de las estructuras de temple pues a partir de ella, cuando el enfriamiento es suficiente rápido para impedir la difusión del carbono, se forma la estructura típica del temple, martensita. En aceros aleados o hipereutectoides, se encuentra a temperatura ambiente ya que no alcanzan a transformar completamente a martensita durante el temple; en este caso se la denomina “austenita retenida”. También se encuentra a temperatura ambiente en aceros inoxidable de alto níquel, denominados austeníticos, y en los indeformables de alto Mn (12 %).

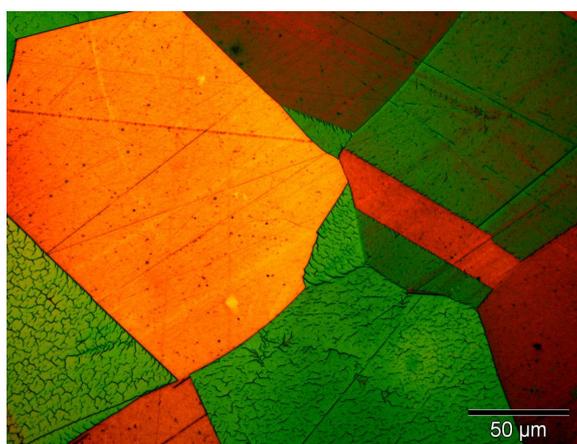


Figura 101: Granos de austenita (x500).

Martensita

Se obtiene por enfriamiento rápido de la austenita, sin que actúe la difusión. Es una solución sólida sobresaturada de C en hierro α , por lo que la estructura cristalina es tetragonal centrada. Su elevada dureza aumenta con el porcentaje de C; no obstante, cuando se supera el 0,75% C queda algo de austenita sin transformar, y el promedio de dureza decrece ligeramente.

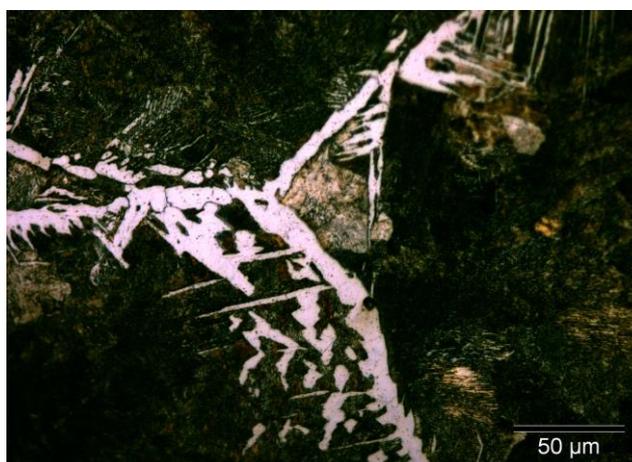


Figura 102: Granos de perlita rodeados por cementita reticular (blanca).

Bainita

Es un constituyente intermedio entre la austenita y la martensita, propio del tratamiento isotérmico denominado *Austempering*. Se trata de un agregado de cementita y ferrita, el último constituyente descubierto por Bain.

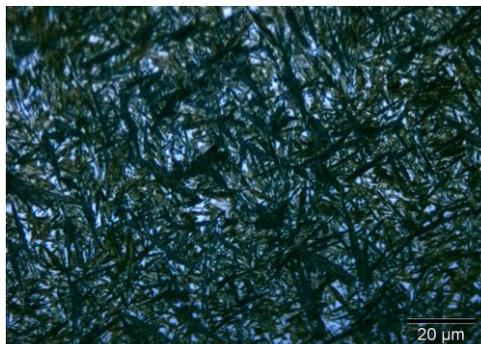


Figura 103: Agujas de bainita inferior (negras) sobre un fondo blanco de martensita.

Sorbita

Es un agregado fino de cementita e hierro α . Se obtiene, como el caso anterior, por transformación de la austenita a temperatura constante entre 600 y 650° C; el constituyente resultante es también intermedio entre la austenita y la martensita. Sólo con grandes aumentos se puede definir su forma de pequeños "gusanillos" o como granos blancos muy finos sobre un fondo oscuro, separados a 100 – 250 μm . A veces se confunde con la perlita, pero su aspecto es menos definido.

Troostita

En un agregado extremadamente fino de cementita e hierro α . Se produce por enfriamiento de la austenita a una velocidad ligeramente inferior a la denominada "crítica de temple" o por transformación isotérmica de la austenita a temperatura comprendida entre 500 y 600° C.

Su forma es nodular oscura, con estructura radial y aparece acompañando a la martensita, situándose en los bordes de grano austeníticos. Observada a grandes aumentos revela laminillas similares a la perlita, orientadas hacia un nódulo central. La distancia interlaminar es de 100 μm .



Figura 104: Nódulos de troostita (negros) sobre un fondo azul de martensita.

Carburos

Son fases muy duras que se forman al combinarse el C con algunos elementos aleantes. Pueden ser:

- a) Carburos simples: formados por un elemento especial combinado con el C.
- b) Carburos dobles: formados por un elemento especial e hierro con C.
- c) Carburos compuestos: formados por mezclas de carburos simples con carburos de hierro.

Los carburos de elementos de aleación, como el Cr, Ni, Mo, Mn, W, V, etc., se ponen de manifiesto como "lagunas blancas" al microscopio. Tienen puntos de fusión bajos; sin embargo, una vez solidificados, tienen una gran dureza (70 -80 HRC) siendo las estructuras más duras que se encuentran en los aceros, superando a la martensita.

Cuando se trata de aceros indeformables (12 - 13 % Cr y 2 % C) o aceros rápidos (18 % W y 4 % Cr), que contienen alto Cr y es necesario que los carburos se encuentren muy bien distribuidos, se lleva al material a muy alta temperatura (aproximadamente 1300° C) y se deja el tiempo necesario para que los carburos se disocien, y difundan sus elementos en la matriz. Luego, cuando se enfría (aprox. 800° C) el carburo precipita en forma de partículas, más pequeñas y mejor distribuidas.

Una de las propiedades más importantes de los aceros con carburos es la facultad que poseen de conservar su dureza cuando son calentados a temperaturas relativamente elevadas, mientras que los aceros al C templados, de estructura martensítica, se ablandan mucho más rápidamente. Por eso se los utiliza para fabricar herramientas que conservan su poder cortante aun trabajando casi al rojo.

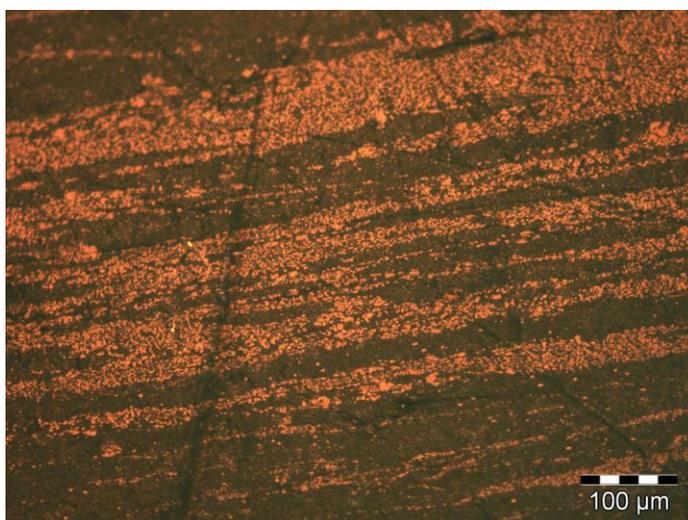


Figura 105: Carburos complejos de Wolframio y de cromo formado bandas.



Distribución y efecto de los elementos aleantes

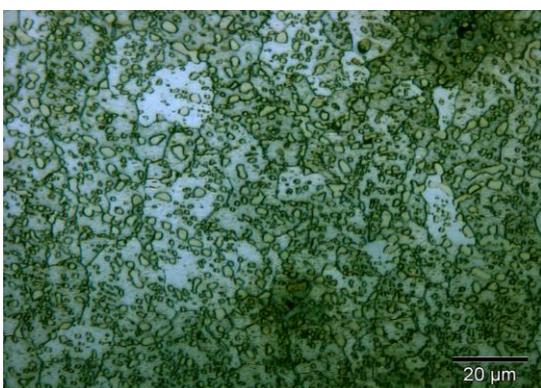
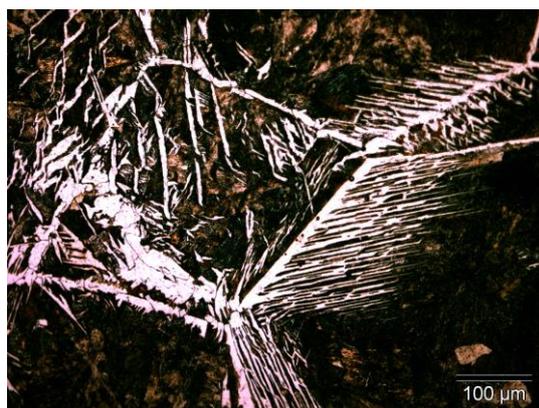
La presencia de elementos de aleación: Cr, Ni, Mo, W, etc. no se puede determinar en el examen microscópico, porque las estructuras perlíticas, bainíticas, martensítica, etc., son exactamente iguales en un acero al C común o en aceros aleados. En cambio, después de idénticos tratamientos térmicos, las estructuras finales obtenidas serán distintas. Por ejemplo, un acero de 0,30 % C calentado a 850° C y enfriado al aire, da una estructura perlítica; en cambio, en un acero con 0,30 % C, 1,25 % Cr, 5 % Ni, 0,60 % Mo, con el mismo tratamiento, resultará martensita como estructura final. No obstante, examinadas aisladamente, no se puede distinguir si esas estructuras provienen de un acero al C o de uno aleado.

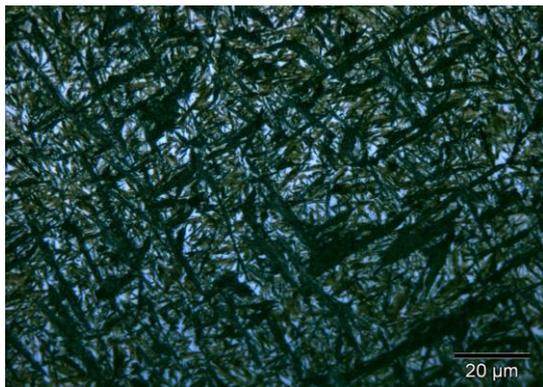
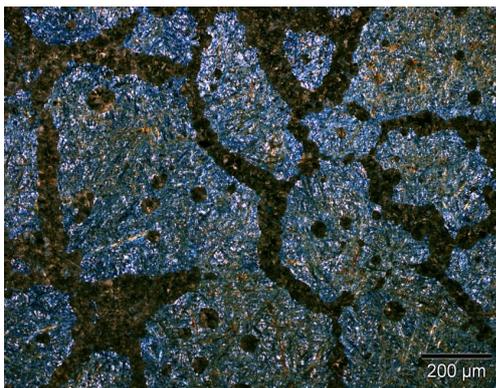
Los diferentes elementos aleantes se pueden encontrar en los aceros recocidos, en alguna de estas formas:

- a) Disueltos en la ferrita, como Ni, Cr, Mn, Cu, Al, Si, P.
- b) Combinados con el C: tienen tendencia a formar carburos, simples, dobles o compuestos; como Cr, Mo, Mn, W y V.
- c) Combinados con otros elementos: formando inclusiones no metálicas
- d) Dispersos formando fases raras, como el Cu cuando su porcentaje supera el 0,75 %.

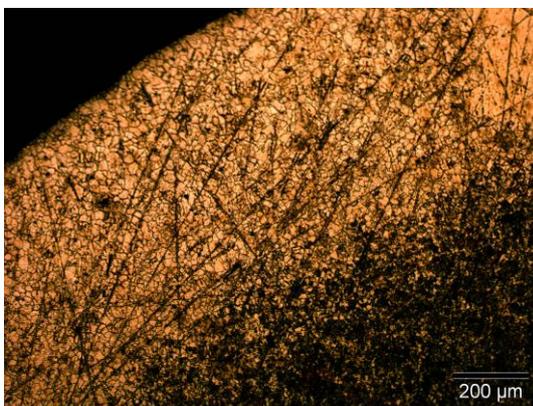
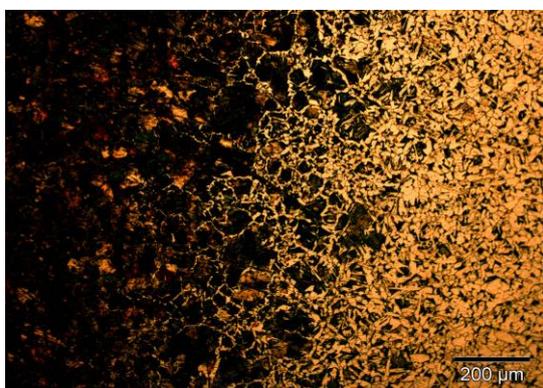
7.4.6 Preguntas

1. ¿Cuáles son los constituyentes metaestables de los aceros?
2. ¿Qué es la martensita? ¿Qué porcentaje de C contiene?
3. Describe el proceso de formación de la martensita.
4. Define la troostita y explica el proceso de su formación.
5. Describe la sorbita y su formación.
6. ¿Qué es la bainita y cuando se presenta?
7. Explica cuando y como aparece la austenita retenida.
8. Explica y dibuja un esquema de las modificaciones que causa el revenido en un acero templado.
9. Que tipos de carburos hay y con qué elementos químicos se suele combinar el C.
10. ¿Qué factores influyen principalmente en el temple?
11. El tamaño de grano austenítico. ¿tiene influencia sobre el temple? ¿cómo actúa?
12. ¿Porque se producen deformaciones en el temple?
13. Menciona los defectos y accidentes más frecuentes en el temple.
14. Nombra los diferentes tipos de recocidos y cuál es su función.
15. Es posible realizar un revenido sin antes realizar el temple del material.
16. Cuáles son los dos tipos de revenido principales.
17. ¿Por qué la martensita tras el temple provoca mayor aumento del volumen del material y se originan tensiones más fuertes que con la austenita?
18. Define si puedes la microestructura de cada una de las microfotográficas siguientes aproximando el % de carbono y si ha sufrido algún tratamiento térmico posterior.





19. ¿Qué es la carburación y la descarburación? ¿Para qué se utiliza la primera y porque ocurre la segunda? De las siguientes microfotografías ¿cuál es cada una y porque?



20. ¿Qué tipos de acero se emplean en la cementación?
21. ¿Qué porcentaje de máximo de carbono se puede conseguir por cementación? ¿Qué porcentaje se recomienda? ¿Por qué?
22. En función de que factores viene dado el espesor de la capa cementada.
23. ¿Cuáles pueden ser las causas de la falta de dureza después de la cementación y tratamientos posteriores?
24. Indica alguno de los defectos más frecuentes en la cementación.

7.5 Práctica 5: Metalografía de aleaciones de aluminio

7.5.1 Aleaciones de aluminio de fundición

Son aquellas aleaciones que se utilizan en fundición para la fabricación de piezas obtenidas por colada en moldes de arena (colada en arena), en moldes de acero (colada en coquilla) y mediante inyección. Aunque se han desarrollado una gran cantidad de aleaciones de aluminio de colada, existen **seis tipos de aleaciones principales**:

7. Aluminio-cobre
8. Aluminio-Silicio
9. Aluminio-cinc-magnesio
10. Aluminio-cobre-silicio
11. Aluminio-magnesio
12. Aluminio-estaño

Para designar aleaciones de aluminio de colada, se utiliza un sistema numérico de cuatro dígitos que incorpora un decimal. El primer dígito indica el aleante mayoritario o grupo, de la forma siguiente:

- 1XX.X:** Aluminio \geq 99,00%
- 2XX.X:** Cobre
- 3XX.X:** Silicio con adiciones de cobre y magnesio
- 4XX.X:** Silicio
- 5XX.X:** Magnesio
- 7XX.X:** Cinc
- 8XX.X:** Estaño
- 9XX.X:** Otros elementos

Los dos dígitos siguientes no tienen un significado importante, simplemente sirven para identificar las diferentes aleaciones de este grupo. En el caso del grupo 1XX.X, indican el grado de pureza del aluminio. Finalmente, el último dígito indica en qué forma se encuentra el producto.

7.5.2 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 mediante tratamientos térmicos de solubilización, temple y recocido.

En la parte inferior 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 Al_2Cu 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%-6%** ya que son las que responden más favorablemente a los tratamientos de endurecimiento.

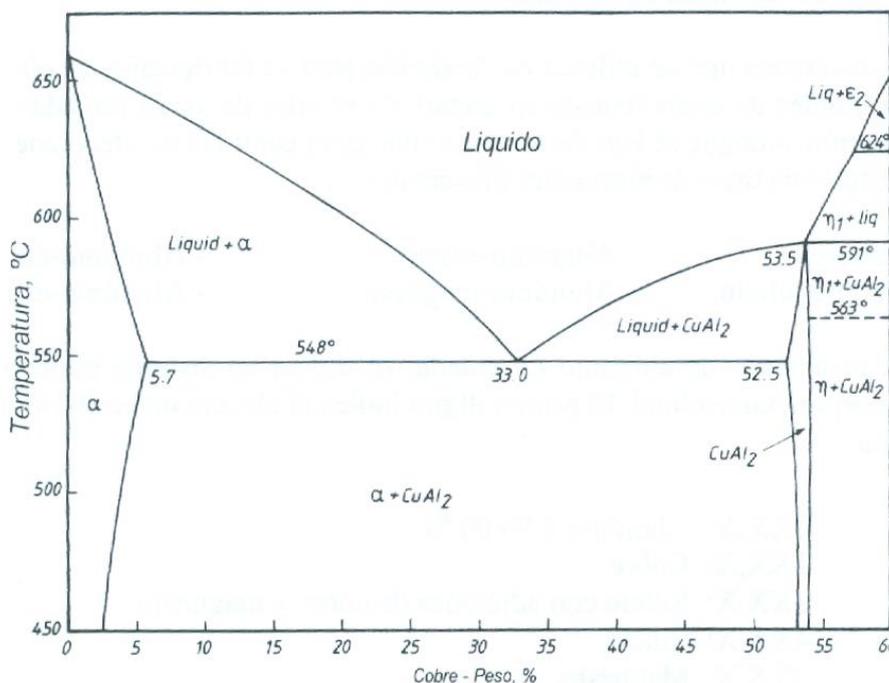


Figura 106: Diagrama de equilibrio de fases binario aluminio-cobre.

Micrografías

Aluminio 92 %; cobre 8 %

Se observan dendritas de fase α y, en los espacios interdendríticos, el eutéctico ($\alpha+Al_2Cu$). 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

$$\text{cálculo: } \alpha_{\text{proeut}} = \frac{33 - 10}{33 - 5,7} = 0,84(84\%)$$

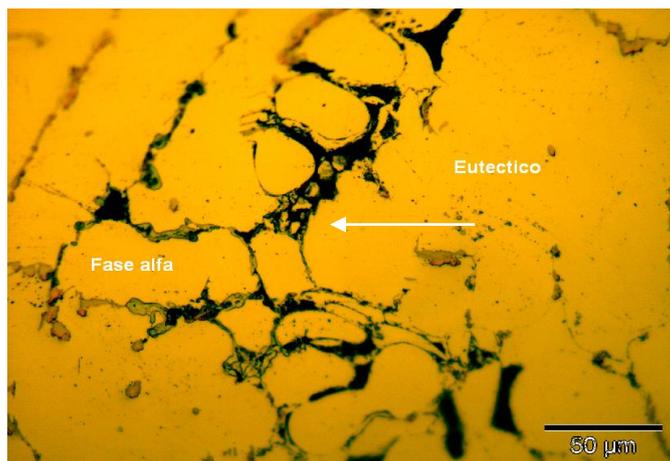


Figura 107: Ataque químico con nitrato férrico (X400).

Aluminio 65 %, cobre 35 %

De acuerdo con el diagrama de equilibrio, se trata de una aleación hipereutética ya que tiene un contenido superior al 33% en cobre. Su microestructura está constituida por una matriz de fase Al_2Cu proeutectoide producida a temperaturas superiores a $550^{\circ}C$ y el eutético ($\alpha+Al_2Cu$) en los espacios interdendríticos. En general, son aleaciones que no se utilizan mucho ya que **presentan gran fragilidad** por la presencia del intermetálico Al_2Cu .

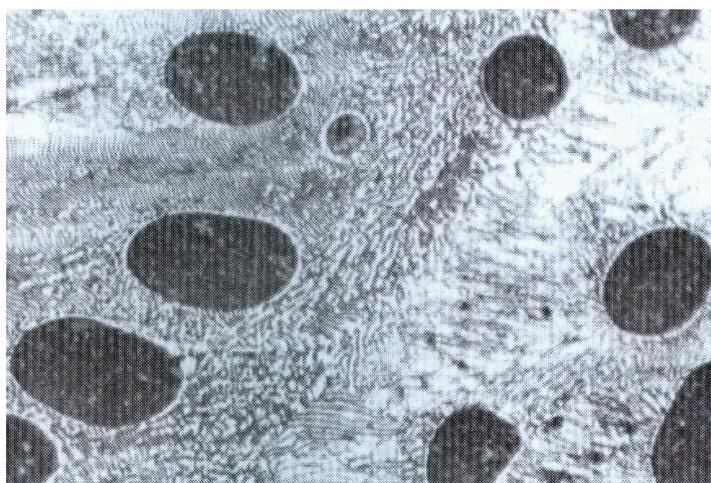


Figura 108: Ataque con nitrato férrico al 10% (x400).

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 109** siguiente se presenta una aleación Alpac 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 $AlFeSi$.



Figura 109: Aleación Alpac - 86,42 % Al, 12,95% Si, 0,24% Fe ($\times 100$).

En la **figura 110** se presenta la aleación Alpac 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 $\times 1000$.

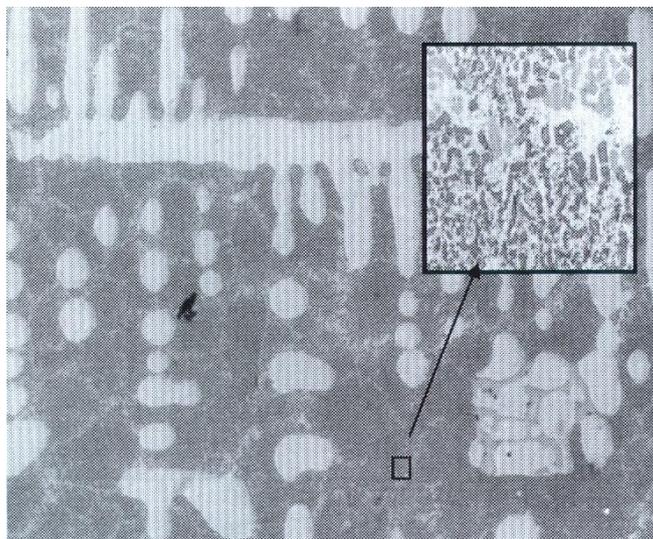


Figura 110: La misma aleación que la anterior pero modificada, con una zona ampliada $\times 1000$.

7.5.3 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 el diagrama de equilibrio 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

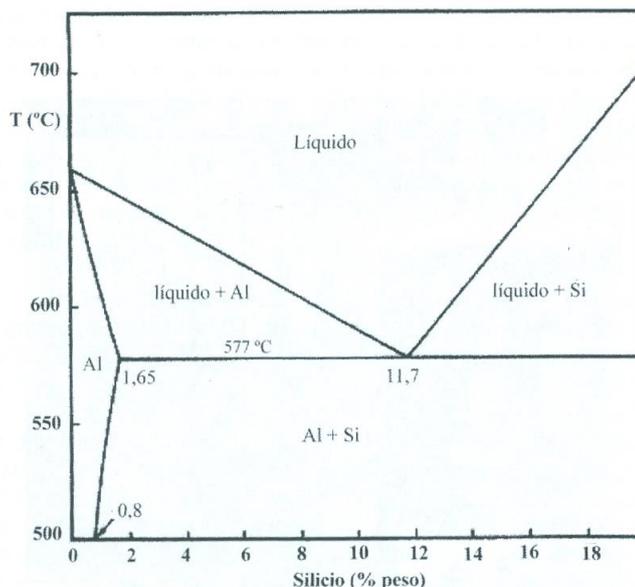


Figura 111: Diagrama de equilibrio binario aluminio-silicio.

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.

Micrográficas

Aluminio 87 %; Silicio 13 %

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).

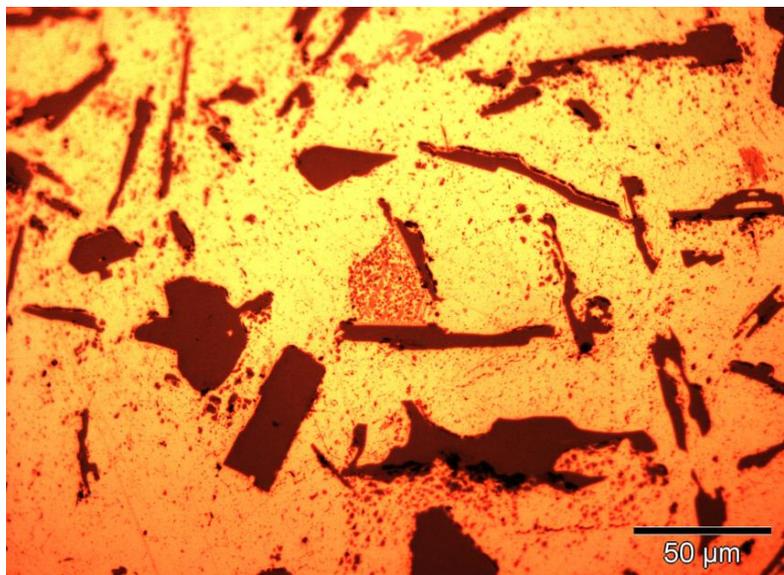


Figura 112: Sin ataque(x500).

Aluminio 93 %; Silicio 7 %

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

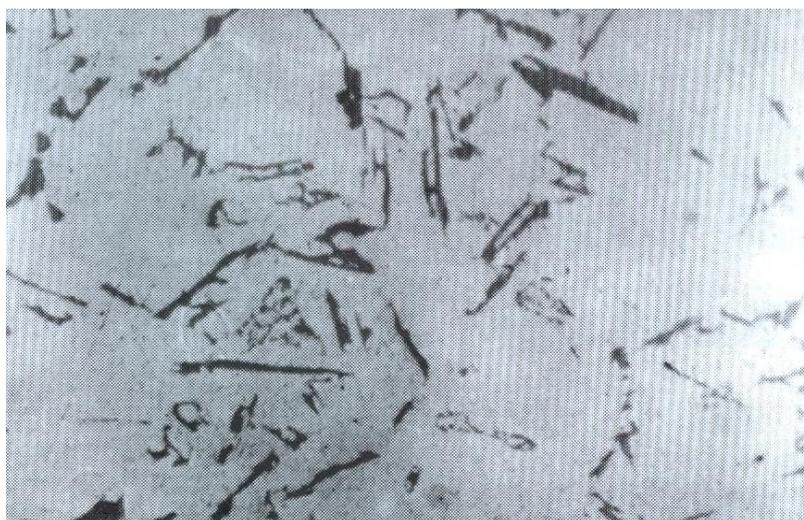


Figura 113: Ataque con nitrato férrico.

7.5.4 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 y mejora la mecanibilidad pero tiene el inconveniente de aumentar la corrosión, por lo que se recomienda un anodizado de protección, 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 **figura 114** se muestra la microestructura formada por una matriz de fase α con cristales de silicio y fase CuAl_2 de tamaño grosero.



Figura 114: Matriz de α con cristales de silicio y Al_2Cu .

7.5.5 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 115**, 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.

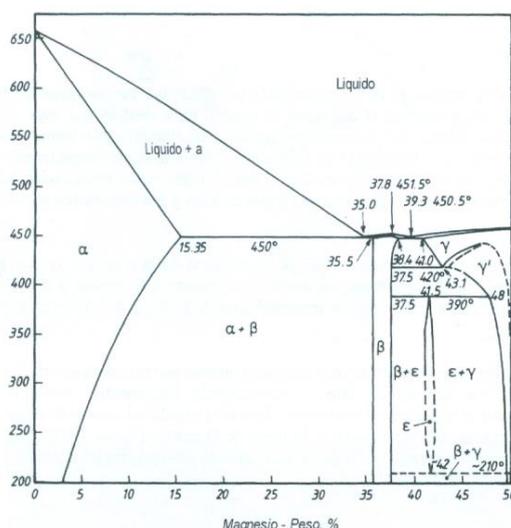


Figura 115: Diagrama de equilibrio binario aluminio-magnesio.

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 116** siguiente se ilustra cómo varía la microestructura de esta aleación cuando se somete a un tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación: solubilización a $430^{\circ}C$ durante 4 horas, seguida de un temple en agua y envejecimiento a $250^{\circ}C$ 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.

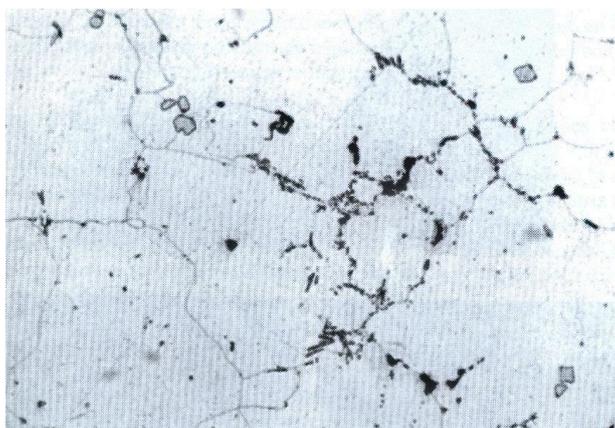


Figura 116: Proceso de precipitación por envejecimiento.

7.5.6 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 117 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 general, las aleaciones de forja tratables térmicamente son de los tipos siguientes: aluminio-cobre-magnesio; aluminio-magnesio-silicio o aluminio-zinc-magnesio.

Micrografías

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

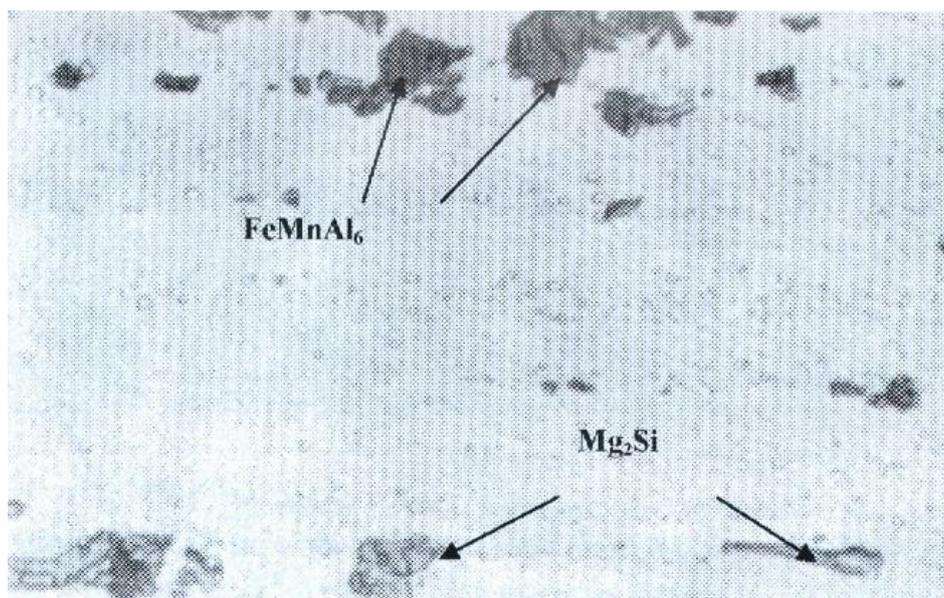


Figura 117: Material extruido con presencia de precipitados (x1000).

7.5.7 Preguntas

1. ¿Cuáles son las principales aleaciones de aluminio para fundición y para que se utilizan?
2. ¿Qué propiedades mecánicas se favorecen con la adición de cobre al aluminio y que porcentajes son los más utilizados industrialmente?
3. En una aleación de 90% aluminio y 10 % cobre, ¿Cuál es la proporción de fase α proeutéctica?
4. ¿Por qué no se utilizan mucho las aleaciones de aluminio-cobre? ¿En que influye presencia del intermetálico Al_2Cu ?
5. ¿Que son las aleaciones “modificadas”, con que adición de elementos se consiguen y que propiedad mecánica principal consiguen mejorar?
6. ¿Por qué se utilizan cada vez más las aleaciones aluminio-silicio y que mejoras supone la adición de este elemento químico?
7. ¿A que contribuye la adición de cobre?
8. ¿Qué se consigue con el “proceso de envejecimiento” en las aleaciones aluminio-magnesio, y cuál es la influencia del magnesio sobre la aleación?
9. ¿Todas las aleaciones forjadas de aluminio son tratables térmicamente?
10. Teniendo en cuenta la situación de una instalación cerca de un ambiente marino en la cual es necesario utilizar unas piezas de aleación de aluminio, que aleación sería mejor ¿aluminio-magnesio o aluminio-cobre? ¿Por qué?
11. ¿Qué aleación funciona mejor en cuanto a la soldadura? ¿Por qué?

7.6 Práctica 6: Medida de dureza en metales

Los ensayos Brinell y Vickers se basan en los mismos principios de funcionamiento y ejecución, diferenciándose fundamentalmente en el tipo de penetrador utilizado y el tipo de materiales que suelen ser objeto del ensayo. Estos dos ensayos, junto con el Rockwell (detallado en otra práctica), son los tres métodos más utilizados para medir la dureza de un material por penetración.

7.6.1 Dureza Brinell

Principio de funcionamiento

El método es muy sencillo, consiste en medir la resistencia de un material al ser comprimido con una bola de acero templado muy duro, de diámetro establecido con una carga y un tiempo determinados.

El penetrador dejará una huella en el material (en este caso un casquete esférico) que será mayor cuanto más blando sea el material. Así para medir la dureza, esta será proporcional a la carga utilizada e inversamente proporcional a la superficie generada:

$$\text{HB (dureza Brinell)} = \frac{P(\text{KP})}{S (\text{mm}^2)}$$

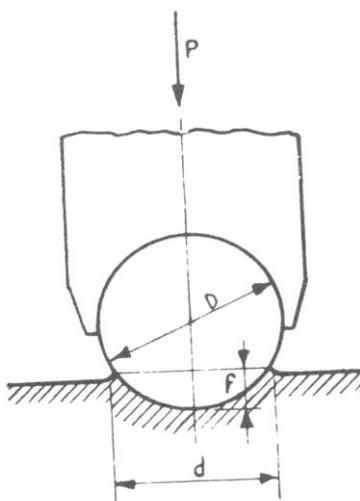


Figura 118: Esquema indentador Brinell.

Como se puede ver en la **figura 118**, la superficie es igual a:

$$S = \pi D f = \frac{1}{2} \pi D (D - (D_2 - d_2) \frac{1}{2})$$

Sustituyendo:

$$HB \text{ (dureza Brinell)} = \frac{2P}{\pi D(D - (D^2 - d^2)^{0.5})}$$

Donde:

- **D** es el diámetro del penetrador en mm.
- **d** es el diámetro de la huella en mm.
- **P** es la carga en Kp.

Elección de la carga y diámetro de la bola

El ensayo se estableció inicialmente para una carga de 3000 Kp y un diámetro de la bola de 10mm, que daba buenos resultados para aceros con un espesor mayor de 6mm.

Sin embargo para otro tipo de materiales (como latones, plomo o aluminio) o espesores menores el resultado no era óptimo, esto era debido a que el penetrado imprimía una huella tal que en el resultado influía la dureza de la plataforma colocada debajo de la pieza (que se realiza de un material muy duro).

Para resolver este problema se recurre a la elección de cargas y bolas que produzcan menores deformaciones. Se comprobó que para que el ensayo fuera repetible y fiable las huellas debían ser semejantes y cumplir la siguiente relación:

$$K = \frac{P}{D^2}$$

Donde K es una constante que depende del tipo de material a ensayar. Un ejemplo se puede ver en la **tabla 10**:

Material	K
Hierros y aceros	30
Cobre, bronce y latones	10
Aleaciones ligeras	5
Estaño y plomo	2,5

Tabla 10: Constante K para ensayo de dureza Brinell según el tipo de material

Dependiendo del espesor de la pieza se utilizan los diferentes diámetros **tabla 11**:

Espesor de la probeta	D
Mayor de 6 mm	10
Entre 6 mm y 3 mm	5
Menor de 3 mm	2,5

Tabla 11: Espesor de la probeta para ensayo Brinell

Una vez elegida la constante K y el diámetro D, la carga ya está fijada. Se pueden usar diámetros y constantes más pequeños para materiales especiales.

Realización del ensayo

Para realizar correctamente el ensayo hay que consultar la norma UNE correspondiente y seguir sus instrucciones pero, en resumen, hay que contar con:

- Una máquina de ensayos que cumpla las exigencias de la normativa correspondiente, en general se trata de una prensa adecuada para poder elegir la carga y el penetrador adecuados (ver **figura 119**).
- Un microscopio graduado que nos permita medir el diámetro de la huella con una precisión de 0,01mm. Generalmente suele estar implementado con la máquina, de forma que parece un penetrador más (ver **figura 120**).



Figura 119: Prensa para ensayo Brinell.



Figura 120: Microscopio Integrado.

Hay que tener una serie de precauciones para la realización correcta del ensayo, se debe cuidar que:

- La superficie de la pieza a ensayar sea totalmente plana, sin ningún defecto y completamente limpia de residuos como grasas o aceites. La carga se aplica normal a la superficie. Se pueden ensayar superficies curvas rectificando una zona de tamaño adecuado.
- Que el espesor de la pieza sea superior a 10 veces la profundidad de la huella, de forma que no quede ninguna marca en la parte posterior.
- No se deben realizar mediciones cerca del borde de la pieza, por lo menos se debe dejar una distancia de 2 veces el diámetro de la huella.
- La aplicación de la carga debe ser gradual, durante un tiempo que depende del material ensayado, algunos ejemplos mostrados en la siguiente **tabla 12**:

Material	T (s)
Hierros y aceros	10-30
Cobre, bronce y latones	30
Aleaciones ligeras	60-120
Estaño y plomo	120

Tabla 12: Tiempo de aplicación de carga en el ensayo Brinell según material.

Importante: Este ensayo no es válido para materiales con durezas superiores a 500 HB ya que las bolas sufren deformaciones permanentes, el resultado no es válido y la bola ha sido dañada y no sirve para futuros ensayos. Para durezas superiores se usa el ensayo Vickers.

Los **pasos para hacer el ensayo** son:

1. Elección de la constante K, que depende del material (tabla 1).
2. Elección del diámetro D, que depende del espesor de la pieza (tabla 2).
3. La carga $P = K \times D^2$
4. Se selecciona y coloca el penetrado adecuado y se selecciona la carga a utilizar en la máquina.
5. Se regula el tiempo de aplicación de la carga.
6. Se coloca en la plataforma la pieza o muestra de forma que cumpla los requisitos antes comentados.
7. Se acciona la palanca se forma que durante el tiempo seleccionado se aplique la carga, dejando una huella en la muestra en forma de casquete esférico.
8. Se retira la carga y se acciona el aparato para la observación microscópica.
9. Se mide el diámetro de la huella resultante y se aplica la fórmula para calcular la dureza o, más fácil, se mira su equivalente en una tabla de durezas Brinell frente a diámetro de huella.
10. Se designa la dureza mediante el sistema que detalle la normativa vigente, así como las condiciones del ensayo.

7.6.2 Vickers

Este método es similar al Brinell, apareció en 1925 para complementa a éste para materiales de durezas superiores a 400 HB. La principal diferencia entre los dos métodos es el uso en el Vickers de un penetrador de forma y material diferentes. Se sustituye la bola por una pirámide cuadrangular hecha en diamante (material mucho más duro que el anterior), con esto se evita la deformación de la bola para materiales muy duros.

7.6.2.1 Principio de funcionamiento.

El penetrador utilizado en este método es una pirámide cuyas caras opuestas forman un ángulo de 136°, la dureza es una relación, al igual que en la Brinell, entre la carga usada y la superficie de la huella:

$$HV \text{ (dureza Vickers)} = \frac{P \text{ (Kp)}}{S \text{ (mm}^2\text{)}}$$

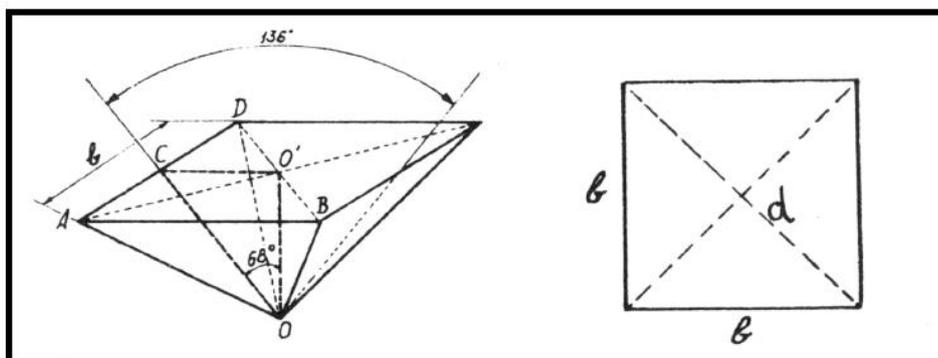


Figura 121: Indentador Vickers.

Como se puede ver en la **figura 121** la superficie es igual a:

$$S = \frac{4b}{2OC} = \frac{4b}{2 \cdot \frac{b}{\sin 68^\circ}} = \frac{b^2}{\sin 68^\circ}$$

$$d^2 = b^2 + b^2 = 2b^2 \rightarrow b^2 = \frac{d^2}{2}$$

$$S = \frac{d^2}{2 \sin 68^\circ} = \frac{d^2}{1,854}$$

Donde:

- d es la diagonal media $\frac{(d_1 + d_2)}{2}$.
- P es la carga en Kp.

Cargas y tiempo de aplicación

Al contrario que en la escala Brinell, la Vickers utiliza únicamente un solo tipo de penetrado (pirámide cuadrangular de diamante), sin embargo se pueden utilizar diferentes tiempo y cargas de aplicación dependiendo del material y espesor de la pieza a ensayar, en principio, sin influencia en el resultado (aunque existen tablas que aconsejan utilizar una u otra carga).

- Se puede elegir una carga entre 1g-1kg.
- El tiempo de aplicación oscila entre 5 a 25 segundos según la carga aplicada y la dureza del material

Realización del ensayo

Para realizar correctamente el ensayo hay que consultar la norma UNE 6507-1[2] correspondiente y seguir sus instrucciones, al igual que en la Brinell, hay que contar con:

- Una máquina de ensayos que cumpla las exigencias de la normativa correspondiente
- Un microscopio graduado (ver **figura 122**).



Figura 122: Equipo de microdureza Vickers HM-200 Series Mitutoyo.

Hay que tener una serie de precauciones para la realización correcta del ensayo, se debe cuidar que:

- La superficie de la pieza a ensayar sea totalmente plana, sin ningún defecto y completamente limpia de residuos como grasas o aceites. La carga se aplica normal a la superficie. Se pueden ensayar superficies curvas rectificando una zona de tamaño adecuado.
- Que el espesor de la pieza sea superior a 1,5 veces la diagonal de la huella, de forma que no quede ninguna marca en la parte posterior.
- Se pueden realizar mediciones en superficies curvas teniendo en cuenta que se debe elegir una carga lo suficientemente pequeña para que la diagonal no se altere en más de 0,01 mm con respecto a la que estaría si fuese perfectamente plana.

Los **pasos para hacer el ensayo** son:

1. Se coloca la muestra sobre el microdurómetro de forma que cumpla los requisitos antes comentados y se selecciona la carga a utilizar en la máquina.
2. Se localiza con el objetivo del microscopio la zona donde se desea aplicar la carga y medir la microdureza.
3. Se juntan a mano moviendo una rueda del visor del microdurómetro, las diagonales que permiten medir la huellas indentadas y se calibran a cero.
4. Se acciona el botón de indentación.
5. Automáticamente se sustituye el objetivo micrométrico (visor), por la pieza que sostiene el indentador coincidiendo el eje de la pirámide del mismo con el eje óptico del microscopio.
6. El indentador se acciona, aplica la carga especificada durante el tiempo conveniente y automáticamente vuelve a modo visor dejando una huella en la muestra en forma de pirámide invertida.
7. Se observa la huella indentada.
8. Se mide las dos diagonales, y el propio microdurómetro obtiene la dureza del material. También se puede apuntar las diagonales obtenidas y realizar los cálculos a mano con las anteriores ecuaciones como método de comprobación.

Según la **norma** es necesario realizar cinco pruebas de dureza en cada muestra, lo más equidistantes posibles y rechazar las dos medidas que más se van de la media, realizando la dureza media con las tres medidas restantes

También se puede medir la dureza Vickers a través del programa análisis de imagen del que dispone el laboratorio. Una vez realizada la huella se coloca la muestra en el microscopio Olympus BX60M, el cual está conectado a un ordenador y se realiza la medición de la huella realizada con el microdurómetro. Debido a la posibilidad de aumentar la zona con los objetivos del microscopio es algo más precisa la dureza obtenida con este programa.

La siguiente macrofotografía muestra la medición de una huella indentada sobre un acero con el programa Análisis de imagen.

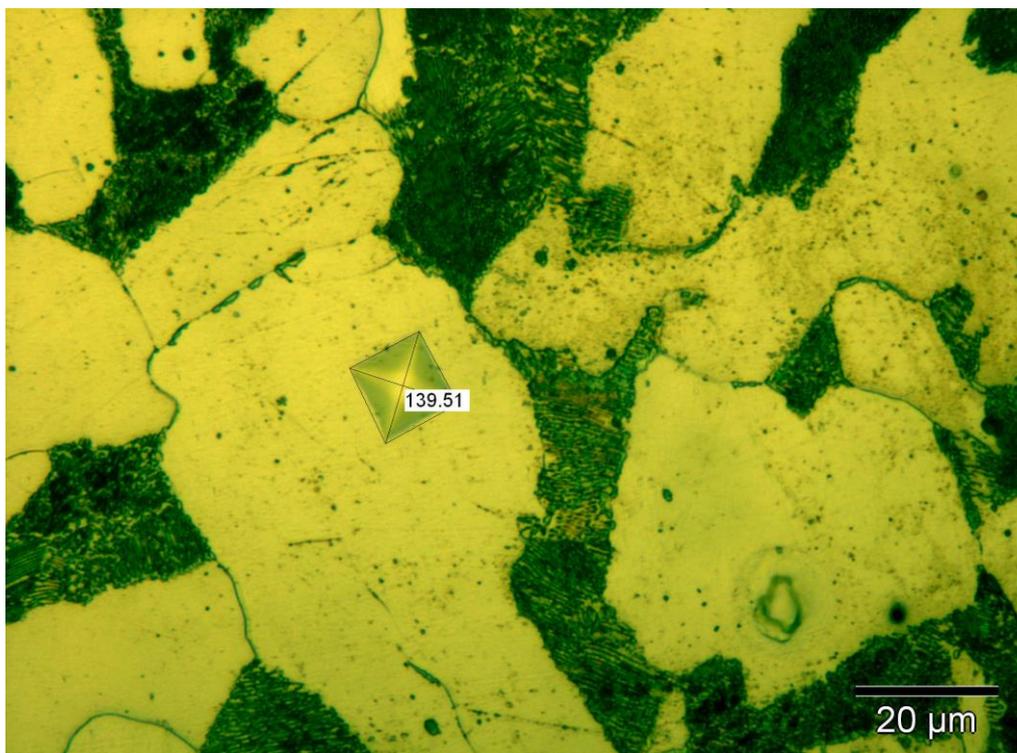


Figura 123: Huella indentada sobre la fase ferrítica de un acero al carbono de 0,1% C (x1000)

7.6.3 El ensayo Rockwell

Introducción

El ensayo Rockwell determina la dureza de un material midiendo la diferencia de profundidad en la penetración de dos cargas. En un ensayo de gran utilidad, pues se realiza con gran facilidad y rápidamente.

El ensayo de desarrolló por primera vez en 1908 por el profesor Ludwig, de Viena, en su libro *Die Kegelprobe*. Este método consiste en medir el incremento en la profundidad de la penetración de un cono de diamante que se fuerza contra el metal, primero con una carga pequeña y luego con otra mayor. La ventaja de este método es que al medir las diferencias de penetración se eliminan muchos errores mecánicos inherentes a una sola medida de tal penetración, como las diferencias en el acoplamiento de partes de la máquina y probeta y, también, los resultantes de ligeras imperfecciones superficiales de la probeta.

La concepción moderna de estos principios de Ludwig se ha llevado a la práctica en la medición de dureza Rockwell, de lectura directa, que hoy en día es la principal ventaja de utilización, su uso directo y rápido. La máquina donde se realizaron las mediciones de dureza de las probetas Jominy se puede ver en la **figura 124**.



Figura 124: Medidor de dureza Rockwell

Penetradores

En el ensayo Rockwell se utilizan varios tipos de penetradores según la escala usada, que depende del material que se va a medir. En aceros las escalas más usadas (al igual que las mediciones realizadas en el laboratorio) son la B y la C, que usan dos tipos de penetradores:

- **Escala B**, usada para aceros no templados, con bajo contenido en carbono y con una dureza Rockwell C menor de 20 HRc, donde se usa una bola de acero duro de 1/16 de pulgada. El rango de valores para dar una medición correcta es de 0 a 100 HRb, en caso de dureza superior se debe usar la escala C, no pudiéndose ensayar materiales de dureza superior porque dañan el penetrador deformándolo, además del consiguiente error en la dureza. Además, y aunque no se deformase, tampoco sería de aplicación para las durezas elevadas, porque un penetrador esférico resulta poco sensible a las pequeñas diferencias de dureza cuando la absoluta es muy elevada y, por ello, la profundidad de penetración muy pequeña.
- **Escala C**, usada para aceros muy duros, templados o revenidos, donde se usa un penetrador esfero-cónico de punta de diamante, conocido como penetrador Brale (nombre comercial). El rango de utilización, para una medida correcta, es de 20 a 70 HRc, el límite inferior no debe sobrepasarse tampoco (habría que usar la escala B) pues el penetrador entraría demasiado y los resultados se hacen hipersensibles a las menores heterogeneidades estructurales del material (lo mismo ocurriría con la escala B).

El penetrador **Brale** es una punta esfero-cónica de diamante fabricada con muy estrechas tolerancias dimensionales. El ángulo del cono es de 120° y la punta del penetrador es una esfera tangente al cono con un radio de 0,200 mm. Hay que extremar la precaución cuando se usa este penetrador, pues es muy frágil y si se rompe o agrieta da lugar a resultados erróneos muy difíciles de comprobar.

Al tallar el cono de diamante se introduce mayores errores en la base que en las partes próximas a la punta; por esta razón los fabricantes sólo garantizan para materiales más duros que los correspondientes a 20 HRC. Además en tales materiales el penetrador se introduce muy profundamente y si no se controlase muy bien la velocidad de esta penetración y el tiempo transcurrido entre la aplicación de la carga menor y de la máxima final las medidas resultantes se dispersarían mucho y no serían reproducibles.

Todas estas circunstancias no se dan cuando se emplea el penetrador Brale para materiales relativamente duros y la bola para los más blandos.

Además de estos dos, los más utilizados, se pueden emplear bolas más grandes (ver conjunto de penetradores en la caja de herramientas de la máquina **figura 125**) aplicables al ensayo de materiales más blandos que los que se pueden ensayar con los normales.

Estos penetradores grandes son especiales para materiales plásticos y blandos y además de cambiar el penetrador, también cambia la carga que se aplica.



Figura 125: Set de penetradores

Escalas de dureza

En la actualidad existen hasta 15 escalas Rockwell, con las que se cumplen las necesidades del ensayo de cualquier material de construcción. Cada escala se define por el penetrador que se usa y la carga empleada. Las dos usadas en el proyecto son:

- Escala B: válida entre 0-100 HRb, penetrador de bola de 1/16 de pulgada, para aceros blandos. Se usa una precarga de 10 kilogramos y una carga total de 150 kilogramos.
- Escala C: válida entre 20-70 HRC, penetrado de cono con punta de diamante, para aceros duros. Se usa una precarga de 10 kilogramos y una carga total de 100 kilogramos.

Cada escala se especifica con una letra, que debe incluirse en la presentación del resultado del ensayo.

La esfera de lectura directa

La esfera indicadora está fija a la máquina, justamente sobre el vástago al que se adapta el penetrador. Mediante un enlace mecánico, cualquier movimiento vertical del último se traduce en una rotación de la aguja grande del indicador.

La esfera está dividida en 100 partes iguales, correspondiendo cada una a un punto de dureza Rockwell y a un desplazamiento vertical del penetrador de 0,002 mm. Lleva grabadas tres series de números:

- Los números rojos sirven para la escala B y para las demás escalas que emplean bolas diferentes de 1/16 de pulgada.
- Los números negros se usan con escalas que empleen en penetrado Brale, como la Rockwell C.

Los números de las escalas B no sólo difieren de los de la C en el color, sino también en su localización en la esfera. La escala B está desplazada 30 divisiones en sentido antihorario, de modo que la cifra 30 B coincide con la 0 del C. Este desplazamiento tiene como objeto evitar las lecturas negativas cuando los materiales blandos se ensayan con la escala B y, también, que el límite superior de 100 de la escala B corresponda a durezas tales que al ensayar con la máxima carga de 100 Kg se deforme seriamente la bola penetradora de 1/16 de pulgada.

La escala de la esfera está invertida con relación al movimiento de la aguja grande indicadora, en forma que a mayor penetración corresponda menor cifra de dureza y a la inversa. La escala puede girar libremente sobre la esfera alrededor de su eje normal, bien actuando directamente sobre el borde (como en la figura) o mediante un tornillo transmisor. Esto sirve para hacer coincidir la aguja con el origen después que se ha realizado la precarga de 10 Kg y poder leer directamente la cifra de dureza.

La aguja pequeña sirve para indicar el momento en que está aplicada la precarga, que es cuando coincide con el punto rojo. Esta carga se produce mediante un resorte calibrado que empieza a actuar en cuanto el penetrador toca a la superficie de la probeta. Al continuar elevando el yunque mediante su tornillo elevador, el penetrador se introduce en la probeta y en el momento en que la carga aplicada es de 10 kilogramos, la aguja pequeña coincide con una marca.

Principios de funcionamiento

El método de ensayo se puede describir de forma general de la siguiente forma:

1. Primero se enciende los interruptores de la máquina correspondiente al piloto de aviso y a la iluminación del yunque.
2. Se selecciona el penetrador adecuado y la carga adecuada según la escala que se va a utilizar. El penetrador se monta sobre el hueco correspondiente a presión con la mano y la carga se selecciona en el lateral de la máquina (ver **figura 122**).



Figura 126: Selección de carga y tiempo de carga

3. Se selecciona la velocidad de carga apropiada, según normativa entre 5 y 10 segundos con la ruleta que se encuentra encima de la cavidad de selección de carga (ver figura 126).
4. Se coloca la probeta en el yunque apropiado, para cada forma de la pieza hay un yunque apropiado, desde el plano para piezas planas, de forma en V para cilindros o el especial para la medición de durezas en la probeta de Jominy.
5. Se gira el volante del tornillo elevador hasta que la probeta se pone en contacto con el penetrador; continuando la elevación con mucho cuidado, se aplica lentamente la carga inicial de 10 Kg, que se completa cuando la aguja pequeña coincide con el punto rojo. Durante esta operación, la aguja grande gira en sentido horario hasta que queda en posición casi vertical al terminar.
6. Se ajusta el cero de la escala moviendo la ruleta de marcación directa hasta que la flecha coincida con la aguja grande.
7. Se impulsa suavemente la palanca de accionamiento de carga y se deja libremente actuar hasta que se aplica toda la carga. Un freno hidráulico asegura la aplicación progresiva de la carga, de forma que al final la carga máxima se compone de la suma de la precarga con la carga aplicada en este paso. Durante la operación la aguja indicadora grande ha girado sobre la escala en sentido antihorario, deteniéndose en una cifra que es la suma de la deformación de la probeta y la deformación elástica de los elementos de la máquina.
8. Esta deformación elástica de la máquina no debe influir en la medida y se elimina retirando la carga añadida en el paso anterior, pero sin retirar la precarga. Mientras se quita la carga mayor, la aguja grande gira en sentido horario y se detiene en la cifra final.
9. El ensayo está terminado, se procede a la lectura de la cifra final (lectura directa) teniendo en cuenta la escala utilizada.

Estado de la superficie de la probeta

La superficie a ensayar debe estar exenta de defectos superficiales. Las superficies mecanizadas suelen ser suficientes (como en el ensayo Jominy), pero, en casos en los que se exija mucha precisión, es preciso pulirlas. Las irregularidades superficiales de cualquier clase ofrecerán apoyos irregulares al penetrador y, por tanto, errores en las cifras de dureza obtenidas.

Espesor de la sección ensayada

Las cifras de dureza obtenidas en un ensayo no dependen sólo del material en donde entra el penetrador, sino que también influye la parte posterior bajo ésta, en el caso de Jominy se miden ambas superficies, pero el espesor es muy grande para que halle influencias provocadas por las huellas.

Pero en la medición de los materiales de partida para conocer su dureza hay que tener en cuenta un factor importante: el espesor de la probeta, hay que trocear un espesor suficientemente grande para que no influya las huellas en la medida. Cuando se ensaya una chapa delgada la dureza obtenida puede estar influida por el yunque duro que soporta a la chapa y ser, por ello, más alta que la que se obtendría con espesores mayores.

Las piezas de 10mm de diámetro o mayores se pueden ensayar sin necesidad de aplicar factores de corrección. Para diámetros menores se usa una tabla que se encuentra en la norma UNE del ensayo Rockwell. En la probeta Jominy, de todas formas, la eliminación por rectificado de 0,5 mm crea una superficie plana sin defectos superficiales si la operación de rectificado se realiza correctamente.

Conversión a cifras de otra escala

Las cifras Rockwell de las escalas B y C se pueden convertir en cifras de otras escalas de dureza o entre ellas mismas cuando se solapan. Existen tablas normalizadas para realizar dicha conversión, por ejemplo se pueden consultar las normas UNE en la biblioteca.

También existen ecuaciones (las cifras sólo se pueden tomar como aproximativas) para convertir las cifras Rockwell en Brinell:

- **Para la escala B:**

$$\text{Dureza Brinell} = \frac{7300}{130 - \text{DurezaRockwellB}}$$

- **Para escala C (entre 20-40):**

$$\text{Dureza Brinell} = \frac{1420000}{(100 - \text{DurezaRockwellC})^2}$$

- **Para la escala C (mayores de 40):**

$$\text{Dureza Brinell} = \frac{25000}{100 - \text{DurezaRockwellC}}$$

7.6.4 Comparación Brinell-Vickers-Rockwell

1. Ventajas Vickers sobre Brinell.

- Se utiliza únicamente un solo penetrador, pudiendo medirse gran variedad de materiales y espesores, desde blandos hasta más duros.
- A partir de 400 HB se aconseja utilizar el método Vickers (aunque se podría utilizar una bola de carburo que llega a medir hasta 700 HB en la escala Brinell), ya que resulta más exacto.
- A partir de 700 HB aproximadamente sólo se puede utilizar la pirámide Vickers.
- Se puede utilizar este método para medir durezas superficiales, usando una carga muy pequeña.

2. Ventajas Vickers sobre Rockwell.

- Las huellas son comparables entre sí, existiendo una sola escala (no como en la Rockwell: A, C, B...) y las cifras de dureza no depende de la carga utilizada.
- La escala Vickers es más detallada que la Rockwell: una unidad Rockwell c, por ejemplo, puede ser equivalente a 20 o 30 Vickers, según la parte de la escala donde nos encontremos.
- En cada medición se puede comprobar el estado de la pirámide de diamante (si las diagonales no son idénticas) lo que no ocurre en el Rockwell, que no se observa al microscopio.
- La escala Brinell-Vickers guarda cierta relación con la resistencia a tracción de un material, aunque no es muy exacta nos da una idea.

3. Ventajas Brinell.

- Hasta 400 HB sus valores de dureza coinciden con los de la escala Vickers.
- Se usa un penetrado de bola de acero, más económico y con menos riesgo de estropearse que los de diamante.

4. Ventajas Rockwell (ver práctica Rockwell).

- Es un método más rápido que los anteriores ya que la medición es directa y no hay que recurrir a la observación microscópica.
- Es un método más sencillo de aplicar, pudiendo realizar incluso operarios sin especializar.
- Es más preciso y repetible, ya que cuenta con la eliminación de errores al fijar el punto cero.
- Tiene infinidad de escalas para medir cualquier tipo de material y espesor.

7.6.5 Aproximación de la dureza y algunas propiedades mecánicas en aceros

También se puede realizar una aproximación de la dureza de un acero y con ello el de algunas propiedades mecánicas, mediante el análisis de fase. El porcentaje de fases presentes se puede realizar mediante el programa de análisis de imagen del Laboratorio de Materiales. También, y si no disponemos de esta posibilidad sabiendo el porcentaje de carbono presente en la muestra se puede realizar mediante la regla de la palanca.

A continuación se muestra el ejemplo de un acero HEVA con un 0,1 % C en bruto de laminación. La regla de la palanca se aplica 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 (Fe₃C, 11,4%).

Una vez asignado el porcentaje de cada fase, si disponemos de un microdurómetro se realiza cinco huellas en cada fase y se hace una media de la dureza, en caso contrario podemos tomar como durezas genéricas:

Ferrita 100HV
Perlita 250HV
Cementita 1000HV

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:

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

Con esta dureza aproximada podemos calcular algunas propiedades mecánicas.

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

$$\sigma_R \approx \frac{\text{Dureza(HV)}}{3} = \frac{124,33}{3} = 41,44 \text{ kg/mm}^2 \approx 406,11 \text{ N/mm}^2 \approx \mathbf{406,11 \text{ MPa}}$$

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

$$\sigma_F \approx \frac{\text{tracción}}{2} = \mathbf{203,05 \text{ MPa}} \quad \sigma_Y \approx \frac{\text{Dureza(HV)}}{3,3} \times \frac{9,8N}{1kg} = \mathbf{369,22 \text{ MPa}}$$

Tabla 13 que muestra aproximadamente la relación entre las durezas **Vickers**, **Rockwell** y **Brinell** con la resistencia a la tracción:

Resistencia a la tracción (N/mm ²)	Dureza Vickers (F>98N)	Dureza Brinell (1) (0,102F/D ² =30N/mm ²)	DUREZA ROCKWELL							
			HRB	HRF	HRC	HRA	HRD	HR 15N	HR 30N	HR 45N
255	80	76								
270	85	80,7	41							
285	90	85,5	48	82,6						
305	95	90,2	52							
320	100	95	56,2	87						
335	105	99,8	62,3	90,5						
350	110	105								
370	115	109	66,7	93,6						
385	120	114								
400	125	119								
415	130	124	71,2	96,4						
430	135	128								
450	140	133	75	99						
465	145	138								
480	150	143	78,7	101,4						
495	155	147	81,7	103,6						
510	160	152								
530	165	156	85	105,5						
545	170	162								
560	175	166								
575	180	171	87,1	107,2						
595	185	176								
610	190	181	89,5	108,7						
625	195	185								
640	200	190	91,5	110,1						
660	205	195	92,5	111,3						
675	210	199	93,5							
690	215	204	94	112,4						
705	220	209	95							
720	225	214	96							
740	230	219	96,7	113,4						
755	235	223								
770	240	228	98,1	114,3	20,3	60,7	40,3	69,6	41,7	19,9
785	245	233			21,3	61,2	41,1	70,1	42,5	21,1
800	250	238	99,5	115,1	22,2	61,6	41,7	70,6	43,4	22,2
820	255	242	-101		23,1	62	42,2	71,1	44,2	23,2
835	260	247			24	62,4	43,1	71,6	45	24,3
850	265	252	-102		24,8	62,7	43,7	72,1	45,7	25,2
865	270	257			25,6	63,1	44,3	72,6	46,4	26,2
880	275	261			26,4	63,5	44,9	73	47,2	27,1
900	280	266	-104		27,1	63,8	45,3	73,4	47,8	27,9
915	285	271			27,8	64,2	46	73,8	48,4	28,7
930	290	276	-105		28,5	64,5	46,5	74,2	49	29,5
950	295	280			29,2	64,8	47,1	74,6	49,7	30,4
965	300	285			29,8	65,2	47,5	74,9	50,2	31,1
995	310	295			31	65,8	48,4	75,6	51,3	32,5
1030	320	304			32,2	66,4	49,4	76,2	52,3	33,9
1060	330	314			33,3	67	50,2	76,8	53,6	35,2
1095	340	323			34,4	67,6	51,1	77,4	54,4	36,5
1125	350	333			35,5	68,1	51,9	78	55,4	37,8
1155	360	342			36,6	68,7	52,8	78,6	56,4	39,1
1190	370	352			37,7	69,2	53,6	79,2	57,4	40,4

Tabla 13: Aproximación entre las diferentes durezas Vickers, Brinell y Rockwell con la resistencia a la tracción

7.6.6 Preguntas

1. Utilizando una bola de 10mm de diámetro en el ensayo de dureza Brinell, indicar las cargas a utilizar en ensayos sobre
 - Aceros
 - Latones
 - Fundiciones de hierro
 - Aleaciones de aluminio
2. Indicar las ventajas e inconvenientes de los métodos de ensayo de dureza Brinell, Vickers y Rockwell.
3. ¿Qué valores de durezas medias en escalas Vickers y Brinell presentarían aproximadamente
 - a) una pieza de acero de 0,1 % de carbono recocido
 - b) una pieza de acero de 0,5 % de carbono recocido
 - c) una pieza de acero de 0,5 % de carbono templado
 - d) una pieza de acero de 0,8 % de carbono recocido
4. Una microfotografía de un acero en estado recocido, presenta el 93% del área ocupada por perlita y el 7 % por cementita libre (proeutectoide). Calcular de modo aproximado su dureza Brinell y Vickers y su resistencia a la tracción
5. Un acero al carbono normalizado constituido por perlita y ferrita muestra una dureza de 165 HV. Calcular de modo aproximado:
 - a) La cantidad de ambas fases expresando el resultado en tanto % en peso.
 - b) El contenido de carbono del acero.
 - c) Su resistencia a la tracción.
6. ¿Qué precauciones hay que tener para realizar el ensayo Vickers?
7. ¿Cuántas medidas son necesarias hacer en cada muestra y como deben estar distribuidas para obtener una dureza media aproximada?
8. Describe brevemente los pasos a seguir en el ensayo de dureza Brinell.
9. Describe los pasos a seguir para realizar un ensayo de microdureza con el microdurómetro.
10. Un acero de 0,45% de C normalizado da una dureza Vickers de 190HV, ¿cuál es su dureza Brinell y RockwellC?

8. Referencias

- Donald R. Askeland, *La Ciencia e Ingeniería de los materiales*, Grupo Editorial Iberoamérica, 1987.
- F. J. Gil Mur, J. M. Manero Planella, *Metalografía*, Edicions UPC, 2005.
- William D. Callister, Jr., *Introducción a la Ciencia e Ingeniería de los Materiales*, Editorial Reverté, S.A., 1995.
- Felipe A. Calvo, *Metalografía práctica*, Editorial Alhambra, S.A., 1972.
- Dora María K. de Grinberg, *Tratamientos térmicos de aceros y sus prácticas de laboratorio*, Editorial Limusa, 1986.
- Guión de Prácticas de Laboratorio de Fundamentos de Ciencia de Materiales, 1º. Ingenieros Industriales, Universidad Pública de Navarra, 1995.
- Pedro Coca, *Manual del aluminio Volumen 1* (segunda edición), Editorial Reberte, S.A, 2004.
- <http://www.alu-stock.es/catalogo/pdf/libro/Alu-Stock-LA4-11-Aleaciones.pdf>
- http://www.metalactual.com/revista/31/tratamientos_termicos.pdf

8.1 Normas

- [1]NORMA UNE-EN ISO 643: 2004. “Acero. Determinación micrográfica del tamaño de grano aparente”.
- [2]NORMA UNE-EN ISO 6507-1: 2006. “Materiales metálicos. Ensayo de dureza Vickers. Parte 1: Método de Ensayo”.
- [3]NORMA UNE-EN ISO 10020: 2001. “Definición y clasificación de los tipos de aceros”.

8.2 Listado de las figuras

1. **Figura 1:** Colección S.A Echevarría-Bilbao (Aceros).
2. **Figura 2:** Colección P.F. Dujardin & Co. – Düsseldorf (Aluminios).
3. **Figura 3:** Manuales de la colección de aceros y de aluminios.
4. **Figura 4:** Acero al 0,45% de carbono antes del proceso de restauración (x200).
5. **Figura 5 y 76:** Formación de granos durante la solidificación.
6. **Figura 6 y 77:** Esquema de un microscopio óptico de luz transmitida.
7. **Figura 7 y 78:** Esquema de un microscopio de luz reflejada. Microscopio metalográfico.
8. **Figura 8 y 79:** Esquema de microscopio convencional.
9. **Figura 9 y 80:** Objetivos de un microscopio.
10. **Figura 10 y 81:** Esquema de la iluminación oblicua utilizada en la técnica del campo oscuro.
11. **Figura 11 y 82:** diferentes formas de observación (luz).
12. **Figura 12 y 83:** Nomenclatura del microscopio metalográfico.
13. **Figura 13:** Cortadora metalográfica.
14. **Figura 14:** Polímeros para inclusión metalográfica.
15. **Figura 15:** Realización de un corte metalográfico.
16. **Figura 16:** Discos abrasivos.
17. **Figura 17:** Embutidora metalográfica.
18. **Figura 18:** Polímeros para inclusión.
19. **Figura 19:** Bakelita para inclusión.
20. **Figura 20:** Inclusiones metalográficas en caliente.
21. **Figura 21:** Inclusiones metalográficas en frío.
22. **Figura 22 y 86:** Papeles para esmerilado manual.
23. **Figura 23 y 87:** Papeles para esmerilado mecánico.
24. **Figura 24 y 88:** Microfotografías del esmerilado intermedio a (x100).
25. **Figura 25 y 89:** Paños para el pulido con diamante.
26. **Figura 26:** Distorsión debido a la temperatura.
27. **Figura 27 y 90:** Pulidora metalográfica.
28. **Figura 28:** Sprays de diamante.
29. **Figura 29:** Diferentes paños de pulido.
30. **Figura 30 y 91:** Ataque químico por inmersión.
31. **Figura 31:** Reactivos para ataque químico.
32. **Figura 32:** Microfotografías después del ataque químico.
33. **Figura 33:** esquema de ataque electroquímico.
34. **Figura 34:** Microscopio Olympus BX60M.
35. **Figura 35:** Ferrita coloreada de rosa de un acero al carbono.
36. **Figura 36:** Porcentaje de fases realizado por el programa análisis de imagen.
37. **Figura 37:** Retícula de medida recomendada para el método del segmento interceptado.
38. **Figura 38:** Ventana de selección del tamaño de retícula y tamaño de grano obtenido.
39. **Figura 39:** Región de medida en Método Planimétrico.
40. **Figura 40:** Preparación de la imagen para detección de los límites de grano.
41. **Figura 41:** Diagrama de distribución.
42. **Figura 42 y 99:** Tamaño de grano según norma ASTM (x100).
43. **Figura 43:** Equipo de microdureza Vickers HM-200 Series Mitutoyo.
44. **Figura 44:** Esquema de una prueba Vickers.
45. **Figura 45:** Huella indentada por el microdurómetro (Vickers).
46. **Figura 46 y 93:** Diagrama equilibrio Fe-Fe₃C.
47. **Figura 47:** Diagrama equilibrio.
48. **Figura 48 y 94:** Acero hipoeutectoide con un contenido de carbono del 0,1%.
49. **Figura 49 y 95:** Acero hipoeutectoide de un contenido de carbono de 0,45%.
50. **Figura 50 y 96:** Acero hipoeutectoide con la fase ferrítica con morfología de placas Widmanstätten.

51. **Figura 51 y 97:** Acero hipereutectoide con una composición de carbono del 1,3%.
52. **Figura 52:** Acero hipereutectoide con una composición de carbono del 1,05%.
53. **Figura 53:** Acero con un contenido en carbono de 4,3%. Estructura ledeburítica.
54. **Figura 54 y 98:** Acero eutectoide.
55. **Figura 55:** Acero eutectoide.
56. **Figura 56:** Diagrama TTT.
57. **Figura 57:** Diagrama CCT.
58. **Figura 58:** Estructura bainítica.
59. **Figura 59:** Estructura martensítica.
60. **Figura 60:** Estructura de martensita revenida.
61. **Figura 61 y 106:** Diagrama de equilibrio de fases binario aluminio-cobre.
62. **Figura 62 y 107:** Ataque químico con nitrato férrico (X400).
63. **Figura 63 y 108:** Ataque con nitrato férrico al 10% (x400).
64. **Figura 64 y 109:** Aleación Alpac - 86,42 % Al, 12,95% Si, 0,24% Fe (x100).
65. **Figura 65 y 110:** La misma aleación que la anterior pero modificada, con una zona ampliada.
66. **Figura 66 y 111:** Diagrama de equilibrio binario aluminio-silicio.
67. **Figura 67 y 112:** Sin ataque(x500).
68. **Figura 68 y 113:** Ataque con nitrato férrico.
69. **Figura 69 y 114:** Matriz de α con cristales de silicio y Al_2Cu .
70. **Figura 70 y 115:** Diagrama de equilibrio binario aluminio-magnesio.
71. **Figura 71 y 116:** Proceso de precipitación por envejecimiento.
72. **Figura 72:** Microfotografías de TEM.
73. **Figura 73 y 117:** Material extruido con presencia de precipitados (x1000).
74. **Figura 74:** Inclusiones de $AlMnSi$ a lo largo de la matriz de aluminio (x800).
75. **Figura 75:** a) Material extruido con presencia de intermetálicos del tipo $FeMnAl_6$ (más oscuros) y una mezcla de $CuAl_2$ y $MgSi_2$ (más claros). b) la misma aleación que la anterior, pero tratada a $500^\circ C$ durante 2 horas y templada en agua. Los precipitados Mg_2Si han desaparecido. c) Aleación envejecida a $200^\circ C$ durante 10 horas. Aparece una fina distribución de precipitados responsables del endurecimiento.
76. **Figura 84:** Muestras embutidas en resina.
77. **Figura 85:** Prensa hidráulica para embutir.
78. **Figura 89:** Diferencia de ataque sobre la superficie.
79. **Figura 100:** Acero recocido durante diferentes tiempos.
80. **Figura 101:** Granos de austenita (x500).
81. **Figura 102:** Granos de pelita rodeados por cementita reticular (blanca).
82. **Figura 103:** Agujas de bainita inferior (negras) sobre un fondo blanco de martensita.
83. **Figura 104:** Nódulos de troostita (negros) sobre un fondo azul de martensita.
84. **Figura 105:** Carburos complejos de Wolframio y de cromo formando bandas.
85. **Figura 118:** Esquema indentador Brinell.
86. **Figura 119:** Prensa para ensayo Brinell.
87. **Figura 120:** Microscopio Integrado.
88. **Figura 121:** Indentador Vickers.
89. **Figura 122:** Equipo de microdureza Vickers HM-200 Series Mitutoyo.
90. **Figura 123:** Huella indentada sobre la fase ferrítica de un acero al carbono de 0,1% C (x1000).
91. **Figura 124:** Medidor de dureza Rockwell.
92. **Figura 125:** Set de penetradores.
93. **Figura 126:** Selección de carga y tiempo de carga.

8.3 Listado de tablas

1. **Tabla 1:** Pasos metalográficos para la restauración de los aceros.
2. **Tabla 2:** Pasos metalográficos para la restauración de los aluminios.
3. **Tabla 3:** Reactivos más utilizados para el ataque micrográfico.
4. **Tabla 4:** Parámetros de indentación del ensayo Vickers.
5. **Tabla 5:** Designación de algunos aceros por su composición.
6. **Tabla 6:** Efectos de los mecanismos de endurecimiento en el aluminio y sus aleaciones.
7. **Tabla 7:** Sistema de designación para aleaciones de aluminio.
8. **Tabla 8:** Propiedades de algunas aleaciones de aluminio.
9. **Tabla 9:** Designaciones del grado de endurecimiento para aleaciones de aluminio.
10. **Tabla 10:** Constante K para ensayo de dureza Brinell según el tipo de material.
11. **Tabla 11:** Espesor de la probeta para ensayo Brinell.
12. **Tabla 12:** Tiempo de aplicación de carga en el ensayo Brinell según material.
13. **Tabla 13:** Aproximación entre las diferentes durezas Vickers, Brinell RockwellC con la resistencia a la tracción.