



UNIVERSIDAD
POLITECNICA
DE VALENCIA



MÁSTER EN INGENIERÍA MECÁNICA Y MATERIALES
Universidad Politécnica de Valencia

Tesis de Máster

**CARACTERIZACIÓN MECÁNICA, QUÍMICA Y
MICROESTRUCTURAL DE LAS BANDAS UTILIZADAS EN
EL PROCESO DE COLADA CONTINUA DE
ALUMINIO HAZELETT**

Autor:

Joan Prats Català

Director:

Vicente Amigó Borrás

Tutor Empresa:

Franklin S. Hernández

Valencia, 10 de Septiembre de 2012

Resumen

El desarrollo de técnicas adecuadas para caracterizar el espesor del recubrimiento de las bandas utilizadas en el proceso de colada continua de aluminio Hazelett, busca determinar el grado de desgaste en continuo, de modo que pueda establecerse un cambio predictivo de las bandas, soslayando las paradas productivas que tantos costes económicos acarrear.

Otro problema asociado a la medición del espesor (y por *ende* al desgaste) está relacionado con el tipo de serie de aleación que sea colada, pues en base a la cantidad y contenido de los elementos aleantes presentes en la aleación de aluminio, la humectabilidad y posterior cohesión de la aleación será distinta sobre el recubrimiento cerámico. Éste hecho conduce a grados de desgaste variables dependiendo de las series de aleación que se estén colando durante la vida útil de una banda.

Lo que se pretende en un futuro próximo es desarrollar una técnica de medición en continuo y que además, mediante la caracterización de un parámetro, pueda determinarse el grado de desgaste real del recubrimiento.

La rugosidad fue planteada como parámetro para caracterizar el grado de desgaste del recubrimiento, debido a que la superficie del recubrimiento experimenta una gran degradación y además la técnica en si misma resulta sencilla y rápida.

En la presente Tesis de Máster se ha caracterizado composicional y microestructuralmente el recubrimiento cerámico, la capa de anclaje y acero sustrato utilizados como materiales de construcción de la banda Hazelett. Por otro lado se estudió el tipo de desgaste presente a través de la rugosidad y del espesor del recubrimiento. Finalmente se determinó la microdureza de los tres materiales presentes en la banda y mediante ensayos de tracción, las propiedades mecánicas del acero.

Los resultados obtenidos revelan que el recubrimiento cerámico está compuesto por Titania y Alúmina, que el tipo de desgaste presente en las bandas es claramente aleatorio siendo la rugosidad un parámetro no apto para cuantificar el grado de desgaste del recubrimiento.

Resum

El desenvolupament de tècniques adients per a caracteritzar l'espessor del recobriment de les bandes utilitzades al procés de colada continua de alumini Hazelett, busca esbrinar el nivell desgast mitjançant mesures en temps real, de forma que es pugui establir un canvi predictiu de les bandes, evitant d'aquesta manera les parades productives que tantes despeses econòmiques provoquen.

Un altre problema associat a la mesura de l'espessor (i en conseqüència al desgast) està relacionat amb el tipus de sèries d'aliatges que es colen, doncs en base a la quantitat i contingut dels elements aliats presents en l'aliatge d'alumini, l'humectabilitat i posterior cohesió de l'aliatge serà diferent sobre el recobriment ceràmic. Aquest fet, condueix a nivells de desgast variables dependent de les sèries d'aliatges que s'estiguin colant durant la vida útil de la banda.

El que es pretén en un futur pròxim és desenvolupar una tècnica de mesura en línia, i que a més a més mitjançant la caracterització d'un paràmetre, es pugui determinar el nivell de desgast real del recobriment.

La rugositat fou plantejada com un paràmetre per caracteritzar el nivell de desgast del recobriment, ja que la superfície del recobriment experimenta una gran degradació i a més a més la tècnica per a mesurar aquesta és fàcil i ràpida.

En el present treball s'ha caracteritzat la composició i microestructura del recobriment ceràmic, de la capa d'ancoratge i de l'acer substrat utilitzats tots ells com a materials de construcció de la banda Hazelett. Per una altra banda va ser estudiat el tipus de desgast present mitjançant la rugositat i l'espessor del recobriment. Finalment es va determinar la micro-duresa dels tres materials presents a la banda i mitjançant assajos de tracció es van esbrinar les propietats mecàniques de l'acer.

Els resultats obtinguts mostren que el recobriment està compost per Titania i Alúmina, que el tipus de desgast present en les bandes és clarament aleatori sent la rugositat un paràmetre no adient per quantificar el nivell de desgast del recobriment ceràmic.

Abstract

The development of suitable techniques of the thickness thermal protective coating characterization in the belts used for the continuous casting Hazelett process are desired in order to determine the level of wearing in a continuous monitored way, providing in this way a mean to set up a predictive change of belts, avoiding undesirable productive stops which cause high economic costs.

Another problem linked with the thickness measurements (and consequently with the wearing) is related to the kind of alloy series which have been cast, so based on the amount and content of the alloy elements into the aluminum alloy the expected wettability and subsequent cohesion will be different on the ceramic coating. This latter fact leads to a variable wearing level depending on the aluminum alloy series which have been cast during the belt's period life.

What is desired in a near future is to develop measurements techniques by continuous means, identifying in this way a characteristic parameter, with the aim of determine the real level of wearing in the coating.

Roughness was considered as a parameter able to characterize the level of coating wearing due to the fact that the coating surface undergoes a huge wearing and furthermore the roughness measurement technique itself is easy and fast to carry out supplying real information of the uneven surface coating.

The current work has characterized the composition and the microstructure of the ceramic coating, of the anchorage layer, and of the substrate steel used (all of them) as materials to manufacture the Hazelett belt. On another hand, the kind of wearing was studied through the roughness and thickness coating parameters. Finally, microhardness was obtained for each material (ceramic coating, anchorage layer and substrate steel) and by means of tensile tests mechanical properties of steel were determined.

The obtained results show the ceramic coating is composed by Titania and Alumina, the kind of wearing revealed is clearly random, being the roughness parameter not suitable for quantify the coating wearing level.

Índice

1. Antecedentes	3
2. Justificación del Trabajo	7
3. Objetivos	11
Objetivo General.....	11
Objetivos Particulares	11
4. Estado del Arte.....	15
Aluminio.....	15
Introducción	15
Grados del Aluminio.....	15
Propiedades Físicas del Aluminio	16
Estructura Cristalina y Radio Atómico.....	17
Colada del Aluminio	19
Introducción	19
Proceso de Fusión del Metal.	22
Solidificación de las Aleaciones de Aluminio.	29
Colada Continua del Aluminio	41
Introducción	41
La Colada Continua Laminar o la Colada en Tiras	42
Características Distintivas de las Tecnologías de Colada Continua	45
Máquina de Colada Continua de Doble Tambor	48
Máquina de Colada Continua de Un Solo Tambor	53
Máquinas de Colar por Bloques o Eslabones.	55
Máquinas de Colar por Bandas.	56
Máquinas de Colada Continua que Combinan la Banda de Acero Rotativa y un Tambor Rotativo con Refrigeración Interna.....	58
Estructura y Propiedades de la Colada de Láminas.	59
Comportamiento de las Láminas de Aluminio en Procesos Adicionales.....	61
Proceso de Colada Continua en la CVA BAUX	66
Introducción	66
Descripción Global del Proceso de Colada Continua Hazelett Implantado en la CVA BAUX.	67
Proyección Térmica.....	74
Introducción	74

Descripción General de la Técnica de Proyección Térmica.	75
Propiedades Físicas de los Recubrimientos Aplicados por Proyección Térmica. ...	80
Superficie de los Recubrimientos.	87
Propiedades Mecánicas de Recubrimientos Aplicados por Proyección Térmica. ...	90
5. Planificación de la Investigación.....	97
Caracterización Composicional y Microestructural	98
Caracterización del Espesor y la Rugosidad	101
Caracterización Mecánica.....	106
6. Desarrollo Experimental.....	111
Caracterización Composicional y Microestructural	111
Caracterización del Espesor y de la Rugosidad.....	122
Caracterización Mecánica.....	128
7. Resultados y Discusión	137
Caracterización Composicional y Microestructural	137
Caracterización de la Rugosidad y del Espesor.....	177
Caracterización Mecánica.....	214
8. Conclusiones	227
9. Investigaciones Futuras.....	233
10. Bibliografía.....	237

1. Antecedentes



1. Antecedentes

Una de las dificultades con las que lidia la Compañía Valenciana de Aluminio BAUX en su proceso productivo de colada continua de aluminio, está relacionada con el elevado e irregular grado de desgaste que manifiesta el recubrimiento de las bandas DZ, que son utilizadas en este proceso. Pues la experiencia apunta a que no cabe esperar siempre el mismo grado de desgaste del recubrimiento en función de las toneladas de aluminio coladas, dado que por exigencias productivas no siempre se cuela la misma serie de aleaciones. Éste factor influye en gran medida en el conocimiento del grado de desgaste que cabría esperar colando siempre la misma serie de aleaciones de aluminio, pues las series 5xx.x, suelen ser más humectables a la par que poseen mayor avidez a ser pegadas al recubrimiento de la banda. No así, ocurre lo mismo con las series 3xx.x. Por otro lado cabe considerar otro factor que influye (aunque no se conoce hasta que punto) en el grado de desgaste de la banda, y que tiene que ver con las condiciones operacionales del equipo Hazelett. Estas condiciones operacionales relacionadas con la velocidad de enfriamiento (velocidad de rotación de las bandas, caudal de vapor de agua y de agua de entrada y salida, y temperatura de entrada del aluminio en el equipo Hazelett), suponiendo que se mantiene constante la serie de aleaciones, pueden fluctuar ligeramente de colada en colada, dando lugar a zonas de desgaste del recubrimiento más pronunciadas. Además el desconocimiento del tipo de recubrimiento y el tipo de tecnología utilizada para la aplicación del mismo, son hechos que conducen a no alcanzar un uso de las bandas más eficiente y sostenible. Quizás con la aplicación de recubrimiento nuevo sobre la banda se podría regenerar el mismo y alargar la vida de las bandas considerablemente. Son pues, varias las dificultades existentes en este proceso productivo, y que ineludiblemente suscitan una investigación que conduzca a un mayor grado de conocimiento de las bandas DZ, utilizadas en el proceso de colada continua Hazelett.

Este proyecto ha estudiado el tipo de desgaste que tiene lugar sobre las bandas, a través de técnicas como la microscopía óptica (análisis de imagen) y la microscopía electrónica de barrido (espectrometrías de energías dispersivas) con el objeto de determinar la forma del mismo y como se manifiesta sobre las bandas, atendiendo mecanismos de desgaste, en base a las observaciones micrográficas. Otros aspectos que han sido profundamente tratados en este proyecto han sido los que han conducido al conocimiento del tipo de materiales que han sido utilizados en el recubrimiento de las bandas y a su composición porcentual con el objeto de determinar los materiales comerciales.

Así pues, este proyecto sienta en primera instancia bases de conocimiento generales a cerca de las bandas utilizadas en el proceso de colada continua

Hazelett, por lo que respecta al conocimiento del material de recubrimiento, al tipo y mecanismo de desgaste, a la tecnología de deposición utilizada para proyectar tanto el recubrimiento como la capa de anclaje, a la capa de anclaje, a las propiedades mecánicas del recubrimiento, a las propiedades mecánicas del acero y finalmente, busca proporcionar un aproximación de los materiales que en industria se encuentran disponibles y que posean una composición y propiedades mecánicas que encajen o al menos que se aproximen a las determinadas.

2. Justificación del trabajo



2. Justificación del Trabajo

Aunque este proyecto, es una primera fase de aproximación por lo que concierne al conocimiento de las bandas Hazelett y que debido a las exigencias productivas no se han podido coordinar todos los ensayos que en primera instancia hubiesen sido deseables, con objeto de disponer de un mayor número de parámetros que relacionasen transformaciones metalúrgicas y desgaste del recubrimiento, se ha considerado profundizar en aspectos que podrían conducir a establecer futuras técnicas para realizar medidas en tiempo real del desgaste del recubrimiento, reparar la pérdida de espesor y por qué no, con sistemáticos y rigurosos ensayos, llegar a producir bandas de colada propias. Así pues los aspectos abordados en esta tesina que podrían introducir futuras mejoras en el proceso productivo, de la CVA BAUX, han sido:

- Determinación en primer lugar del tipo de desgaste que tiene lugar en las bandas Hazelett, con el objeto de averiguar si existe o no un perfil preferencial del mismo y en segundo lugar determinar los mecanismos de rotura del recubrimiento.
- Evaluar el parámetro de la rugosidad con el objeto principal de obtener un valor de caracterización del desgaste cuantitativo.
- Caracterización de la microestructura del recubrimiento, de la capa de anclaje y del sustrato, con la finalidad de averiguar por un lado las técnicas de manufactura utilizadas para la deposición-fabricación de las bandas Hazelett y por otro lado, caracterizar los materiales comercialmente utilizados en su fabricación.
- Estudio de la microdureza del recubrimiento con el propósito de averiguar la dureza característica del mismo, y poseer un parámetro comparativo para futuras investigaciones, pues este parámetro está fuertemente vinculado a los defectos presentes en el material.
- Caracterización de las propiedades mecánicas del acero utilizado como sustrato y a la par como componente mecánico que contribuye a la resistencia mecánica e integridad del recubrimiento.

3. Objetivos



3. Objetivos

Objetivo General

El objetivo general del presente trabajo es el de dar a conocer el perfil, los mecanismos de desgaste y la microestructura del recubrimiento de las bandas utilizadas en el proceso de colada continua Hazelett, así como, caracterizar los elementos y la composición porcentual de los mismos en los materiales que han sido utilizados en las bandas de colada continua.

Objetivos Particulares

Para alcanzar los resultados deseados en la caracterización mecánica, microestructural y química, de las bandas utilizadas en el proceso de colada continua Hazelett, se deberán alcanzar los siguientes objetivos particulares:

- Obtención de los compuestos presentes en el recubrimiento así como la composición porcentual de los mismos utilizando para ello la técnica de espectrometría de energías dispersivas con el propósito de revelar la mezcla de polvos comerciales que han sido utilizados en la manufactura del mismo.
- Obtención de los elementos presentes de la aleación utilizada como capa de anclaje entre el recubrimiento y el acero, utilizando para ello el microscopio electrónico de barrido.
- Caracterización, de la composición química (espectrometría de energías dispersivas) y microestructural vía Microscopio óptico (MO) del acero de las bandas de colada continua Hazelett.
- Determinación del tipo de perfil y mecanismos de desgaste en base al análisis y medición del espesor del recubrimiento de las micrografías obtenidas mediante el microscopio óptico (MO).
- Relación entre la rugosidad y el grado de desgaste de la banda con objeto de identificar un parámetro cuantitativo que conduzca al conocimiento de la tasa de desgaste.
- Determinación de la microdureza del recubrimiento cerámico, puesto que dicho parámetro apunta a la calidad del recubrimiento.
- Caracterización mecánica (vía ensayos de tracción) del tipo de acero utilizado como sustrato en las bandas utilizadas en el proceso de colada continua del aluminio Hazelett.

4. Estado del Arte

. . . ● ● . . .

4. Estado del Arte

Aluminio

Introducción

Las propiedades únicas del aluminio, su ligereza, su alta resistencia y resistencia a la corrosión, hacen de él un material ideal para ser utilizado en aplicaciones convencionales y novedosas. El aluminio ha experimentado un incremento en su uso para la producción de automóviles, embalajes de comida y bebidas, construcción de edificios, conducción eléctrica (cables eléctricos), desarrollo de infraestructuras del sector transporte, producción de equipos aeroespaciales y de defensa, fabricación de maquinaria y herramientas, etc. A medida que la demanda de productos ecológicamente más sostenibles y tecnológicamente más complejos aumenta, las oportunidades para el aluminio continúan expandiéndose.

El aluminio es el tercer elemento más abundante en la corteza terrestre. El Aluminio es el elemento químico del tercer grupo en la Tabla periódica de los elementos. Su número atómico es 13, su valor para el peso atómico es de 26.69815 g/mol basado en el Carbono 12. El aluminio posee un color plateado-blanco. Este no posee ningún tipo de isótopos naturales. Sus isótopos artificiales son los isótopos radioactivos ^{26}Al y ^{26}Al . El isótopo ^{26}Al posee una vida media de 10^6 años y el isótopo ^{27}Al es estable y consiste en 14 neutrones y 13 protones.

El Aluminio puede poseer un número de coordinación con el oxígeno de 4 o de 6. El proceso de recristalización del óxido de aluminio es normalmente lento. Así pues, hay una gran variedad de estructuras cristalinas para el óxido de aluminio. La estructura del corindón posee sólo 6 aluminios coordinados en cristales hexagonales. Esta estructura puede ser vista probablemente como una estructura hexagonal compacta distorsionada de iones óxidos, con algunos de los vacíos octaédricos ocupados por iones Al^{3+} .

Grados del Aluminio

Dependiendo de la cantidad de impurezas, el aluminio es clasificado en aluminio extremadamente puro y aluminio comercialmente puro (aluminio primario). Por ejemplo en Rusia hay 4 grados de pureza extrema del metal con un contenido de aluminio que no debe ser inferior al 99.996%, 99.99%, 99.97% y 99.93%, otros elementos presentes son el hierro, el silicio y el cobre. La Tabla 4.1, muestra la nomenclatura de varios grados de pureza del aluminio acep-

tados en estados unidos. El aluminio que excedió del 99.99% en pureza por vez primera, fue producido por el proceso electrolítico de Hoopes, este fue el primero en estar disponible a principios de 1920. En 1925 algunas de las propiedades físicas y mecánicas de este grado de aluminio fueron registradas. Cabe comentar que cuanto mayor es el grado de pureza del aluminio mayor es su coste debido al elevado número de post-procesamientos posteriores y a los costes en recursos energéticos y humanos, es por ello que el aluminio de alta pureza tiene aplicaciones que deben cubrir unos requisitos muy específicos.

Tabla 4.1: Varios grados de pureza del Aluminio

% de Aluminio	Designación
De 99.5000 a 99.7900	Pureza comercial
De 99.8000 a 99.9490	Alta Pureza
De 99.9500 a 99,9959	Super pureza
De 99.9960 a 99.9990	Pureza extrema
>99.9990	Ultra pureza

Existen otras clasificaciones del aluminio en base al grado de pureza del mismo, como son la ISO, la cual cubre los estándares utilizados en Gran Bretaña, Alemania, Francia, Japón y Rusia. No obstante, a esta última especificación, Alemania tiene una Normativa propia que especifica el grado del Aluminio, según la norma DIN 1712.

Propiedades Físicas del Aluminio

Las propiedades del aluminio dependen en cierta medida de su pureza. Esta puede variar desde un aluminio ordinario de pureza comercial a un aluminio de alta pureza. Para propósitos especiales, el aluminio puede ser purificado incluso hasta el 99.99995%. Del Aluminio es bien conocida su baja densidad (comparada con otros metales) pues esta es de 2.7 g/cm^3 , su alta reflectividad y su alta conductividad térmica y eléctrica. Es muy resistente a la corrosión atmosférica, debido a la formación instantánea de una película de óxido protectora, la cual protege al metal contra ataques externos. Las propiedades físicas más importantes del aluminio se muestran en la Tabla 4.2, la cual indica también en qué medida se ven afectadas las mismas según el grado de pureza del aluminio. Se ha observado que los principales efectos del grado de pureza del aluminio recaen claramente sobre la resistividad eléctrica (la resistencia eléctrica

ofrecida por el material al flujo de la corriente, multiplica el área de la sección de paso del flujo de corriente y la unidad de longitud del camino de la corriente; es lo recíproco a la conductividad) y la conductividad térmica.

Tabla 4.2: Propiedades físicas del Aluminio

Propiedades	% de pureza				
	99.999	99.990	99.800	99.500	99.000
Punto de Fusión, °C	-	660.2	-	-	657.0
Punto de ebullición, °C		2480	-	-	-
Calor latente de fusión, cal/g	-	94.6	-	-	93
Calor específico a 100°C, cal/g	-	0.2226	-	-	0.2297
Densidad a 20° C, g/cm ³	2.7	2.7	2.71	2.71	-
Resistividad eléctrica, μΩ-cm a 20°C	2.63	2.68	2.74	2.8	2.87
Coefficiente de Temperatura de resistividad	-	0.0042	0.0042	0.0041	0.0040
Coefficiente de expansión térmica x 10 ⁶ (20°C -100°C)	-	23.86	23.5	23.5	23.5
Conductividad térmica a 100°C	-	0.57	0.56	0.55	0.54
Modulo de elasticidad lb/in ² x 10 ⁻⁶	-	9.9	-	-	10.0

Estructura Cristalina y Radio Atómico

El aluminio posee una estructura cubico centrado en cara sobre un rango de temperaturas completo, desde la temperatura ambiente hasta el punto de fu-

sión con un número de coordinación de 12 (cada átomo posee el mismo número de átomos vecinos o átomos en contacto, ver Figura 4.1). Esta estructura cristalina es la más compacta. La distancia más cercana entre 2 átomos en la estructura del aluminio es de 2.863Δ . El factor de empaquetamiento atómico es de 0.74. La distancia de una de las aristas de la celda unidad aceptada de la estructura cristalina del aluminio es de 4.0414Δ , a temperatura ambiente. La arista, correspondiente a la celda unidad es estable desde los 4K hasta el punto de fusión de 933 K. Medidas de la distancia interatómica a de la celda unidad de una aleación de aluminio de un 99.99% a dado valores de $a=4.04963\Delta$ a una temperatura de 25 °C.

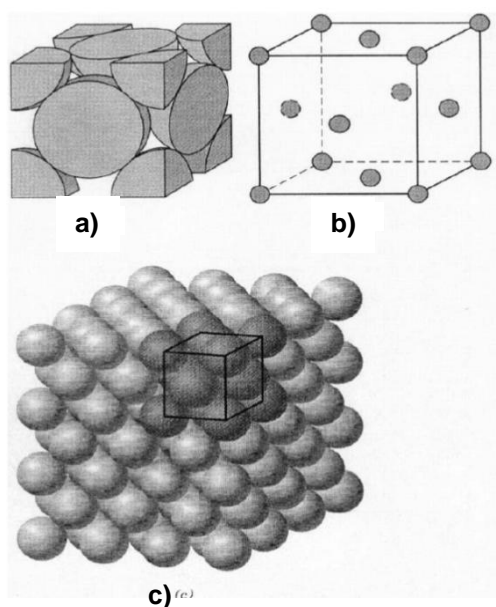


Figura 4.1: Estructura cristalina del aluminio- Estructura cúbica centrada en caras: (a) Una representación de los átomos que componen la celda unidad; (b) Una celda unidad con átomos reducidos; (c) una agregación de átomos de aluminio dispuestos en el orden cristalográfico correspondiente por la celda unidad.

El radio atómico del aluminio queda determinado como la mitad de la distancia entre los átomos vecinos en la estructura cristalina del aluminio puro es igual a 1.43Δ .

La distancia de equilibrio interatómico para enlaces metálicos corresponde a un fuerte solapamiento de las capas externas de electrones. En consecuencia, el radio atómico es aproximadamente igual al radio orbital de las capas externas.

El radio iónico describe de manera más precisa la distancia interatómica. El radio iónico del aluminio es de 0.53\AA , el cual es calculado en base a la distribución de la densidad de electrones. La distancia interatómica en la estructura cristalina del aluminio puede ser descrita mediante un sistema de radio iónico-atómico [*Handbook of Aluminium*].

Colada del Aluminio

Introducción

Se tiene constancia que la colada de metal tuvo lugar en la prehistoria, según los últimos hallazgos arqueológicos. Se asume que las primeras coladas realizadas a partir de metales nobles y aleaciones simples fueron hechas hace 10000 años. Entre los primeros metales en ser colados por la humanidad, estuvieron el cobre, el oro, el estaño, el plomo y la plata, mientras que el aluminio, hablando en términos históricos, empezó a colarse no hace más de 200 años.

El aluminio se ve afectado por varios elementos, algunos de ellos mejoran sus propiedades, permitiendo en algunos casos el tratamiento térmico, pero en otros casos pueden ser perjudiciales. Una comprensión considerable de los efectos diferentes de los distintos elementos de aleación, conduce a una mejor caracterización del tipo de aleación de aluminio que se desea producir. A continuación se proporciona una breve explicación de la contribución de cada uno de los elementos que pueden ser voluntaria o involuntariamente aleados en el aluminio:

- El antimonio (Sb), contribuye a la modificación del eutéctico de la aleación aluminio-silicio agregado en forma laminar; El grado de modificación depende de la ausencia de fósforo y del ratio de enfriamiento. El Antimonio puede reaccionar con el estroncio (Sr) o el calcio (Ca) para formar intermetálicos groseros los cuales afectan a la fluidez del metal y a la estructura del eutéctico. Otro efecto perjudicial está relacionado con su potencial toxicidad.
- La adición de unas partes por millón de Berilio (Be) es efectiva para reducir las pérdidas por oxidación. Este elemento afecta severamente la morfología las partículas de hierro, con la correspondiente mejora en resistencia. El óxido de Berilio es muy tóxico y sus compuestos están listados como carcinógenos, de ahí que se deban tomar especiales precauciones durante la fusión y manipulación mientras la aleación permanece en estado líquido y durante su vertido.

- El Boro (B) combinado con otros metales puede dar forma a los boruros, tales como el AlB_2 y el TiB_2 . Los boruros de titanio forman puntos de nucleación estable, comportándose de este modo como afinadores de grano.
- El Calcio es un agente de modificación del eutéctico muy débil, pero raramente es utilizado para dicho propósito pues este favorece el incremento del hidrógeno disuelto, el cual es a menudo responsable de la porosidad en la colada.
- Las adiciones de Cromo (Cr) se realizan en pequeñas concentraciones con el propósito de suprimir el crecimiento de grano en aleaciones que son susceptibles de este fenómeno. El compuesto CrAl_7 es tomado en cuenta para la supresión del crecimiento de grano debido a su baja solubilidad. El cromo mejora la resistencia a la corrosión en algunas aleaciones.
- El Cobre (Cu) es empleado para aumentar la resistencia y la dureza en las aleaciones tratables térmicamente, este elemento exhibe efectos perjudiciales como la reducción en general de la resistencia a la corrosión, y el desgarro en caliente durante la colada.
- El hierro (Fe) mejora la resistencia al desgarro en caliente y reduce la tendencia al pegado o soldadura en la colada a presión. El incremento del contenido de hierro reduce sin embargo la ductilidad y la maquinabilidad. El hierro forma una serie de compuestos insolubles los cuales afectan a las propiedades de la colada.
- El magnesio (Mg) contribuye al incremento de la dureza y la resistencia en las aleaciones de aluminio-silicio, ya que la solubilidad del precipitado Mg_2Si es dependiente de la temperatura.
- El Manganeseo (Mn) es considerado una impureza en la colada y es controlado para que siempre esté presente en niveles mínimos. Este se combina con el hierro para formar fases insolubles.
- El Níquel (Ni) es utilizado conjuntamente con el cobre para realzar las propiedades a alta temperatura.
- El Fósforo (P) es considerado una impureza en las coladas debido a la reducción de la efectividad de los modificadores comúnmente empleados, sodio y estroncio, aunque este contribuye a la reducción de partículas de silicio primarias en las aleaciones hipoeutécticas Al-Si.
- El Silicio aumenta las características de la colada del aluminio, este mejora la fluidez, la resistencia al desgarro en caliente y el comportamiento de la colada. La cantidad óptima de silicio depende del proceso de colada. Para procesos cuyo ratios de enfriamiento es lento (fundición en molde de arena),

el rango es del 5-7%, para moldes permanentes le rango es del 7-9% y para coladas a presión el rango es del 8-12%.

- El sodio (Na) modifica el eutéctico aluminio-Silicio. Este reacciona fácilmente con el fósforo, reduciendo ambos la efectividad de la modificación y el tamaño de las fases de silicio primarias.
- El estroncio (Sr) es utilizado para modificar el eutéctico de silicio-aluminio añadiendo pequeñas cantidades para ello (0.008-0.04 %). Elevadas adiciones de este elemento están asociadas a un aumento de la porosidad.
- El estaño (Sn) es efectivo en la reducción del rozamiento y este suele emplearse en aplicaciones para cojinetes.
- El Titanio es ampliamente utilizado para el refinamiento del grano en la colada del aluminio. Este suele ser utilizado comúnmente combinado con boro.
- El Zinc es añadido al aluminio con objeto de favorecer el endurecimiento por envejecimiento.

La variedad de los efectos de los diferentes elementos suscita la necesidad de agrupar las diferentes aleaciones. La Asociación Americana del Aluminio ha diseñado para ello una serie de familias de aleaciones, tal y como se observa:

- 1xx.x: Composiciones muy débilmente aleadas o sin alear.
- 2xx.x: Aleaciones que contienen cobre siendo este el elemento el más presente en porcentaje en peso, después del aluminio.
- 3xx.x Las aleaciones aluminio-silicio también contienen magnesio y cobre.
- 4xx.x .Aleaciones binarias aluminio-silicio.
- 5xx.x Aleaciones que contienen magnesio siendo este el elemento más presente en porcentaje en peso, después del aluminio
- 6xx.x En desuso.
- 7xx.x Aleaciones de aluminio que contienen zinc siendo este el elemento más presente en porcentaje en peso, después del aluminio. Es frecuente encontrar elementos añadidos en esta aleación como, cobre, magnesio, cromo o manganeso.
- 8xx.x Aleaciones de aluminio que contienen estaño, siendo este el elemento el más presente en porcentaje en peso, después del aluminio.

De todas estas series, la más comúnmente utilizada es la correspondiente a la serie 3xx.x, debido al aumento de la fluidez que esta adquiere con la adición del silicio, y la respuesta al endurecimiento por envejecimiento, conseguida

mediante la adición de cobre o magnesio. Las piezas coladas de la serie 2xx.x, 3xx.x y 7xx.x pueden ser susceptibles a tratamiento térmico, mientras que las otras no.

Proceso de Fusión del Metal.

La fusión de aleaciones comerciales de aluminio requiere una serie de pasos a parte de la fusión y la aleación. Las aleaciones de aluminio fundidas deben estar protegidas frente a la oxidación, mediante fundentes y “bombeados”, mientras que sus microestructuras y propiedades mecánicas pueden ser mejoradas mediante el des-gasificado, el refinamiento de grano, la modificación y la filtración. Algunos de estos procesos serán descritos en esta sección, dejando aspectos relacionados con el refinamiento de grano y la modificación, para secciones siguientes, donde se presentan los fenómenos de solidificación.

Fundentes

El término *fundente* es utilizado en la práctica industrial para referirse a los aditivos y técnicas utilizados para purificar, cubrir, limpiar, proteger, desoxidar y refinar el baño de metal fundido. Los óxidos y otras inclusiones no metálicas pueden formarse en el aluminio fundido y pueden ser capaces de incorporarse y bajar la calidad de la colada. Estas inclusiones pueden ser originadas por herramientas sucias, arena y otros detritos del molde, sedimentos, residuos de líquidos y lubricantes, así como de la oxidación de los elementos de aleación del metal base.

La fusión de los fundentes, facilita la separación y la aglomeración de partículas indeseables de la aleación en estado líquido. Este proceso es dependiente de la temperatura, y este debe de ser llevado a cabo a temperaturas suficientemente altas para favorecer las reacciones químicas y para facilitar la separación física de la aleación fundida y de la escoria.

Los compuestos utilizados como fundentes deberían ser capaces de cumplir las siguientes características:

- Deberían formar mezclas de elevada fluidez y bajo punto de fusión a la temperatura de trabajo.
- Deberían descomponerse para generar iones capaces de reaccionar con impurezas en el baño fundido, lo cual les separaría del mismo debido a las diferencias en densidades.
- Deberían ser capaces de aglomerar los productos indeseables y facilitar su sustracción mediante medios mecánicos o mediante otros medios.

La Tabla 4.3, muestra algunos de los compuestos disponibles como fundentes para las aleaciones de aluminio.

Tabla 4.3: Características de los fundentes utilizados en las aleaciones de aluminio

Compuesto	Fórmula química	Densidad sólido [g/m ³]	Densidad líquido [g/m ³]	Punto de fusión [°C]	Punto de ebullición [°C]
Cloruro de aluminio	AlCl ₃	2.440	1.31	190	182.7*
Fluoruro de aluminio	AlF ₃	3.070	-	1040	-
Bórax	NaB ₄ O ₇	2.367	-	741	1575
Cloruro cálcico	CaCl ₂	2.412	2.06	772	1600
Fluoruro cálcico	CaF ₂	3.180	-	1360	-
Carnalita	MgCl ₂ KCl	1.600	1.50	487	-
Cloruro de Zinc	ZnCl ₂	2.910	-	262	732
Fluoruro de Zinc	ZnF ₂	4.840	-	872	-
Criolita	3NaFAIF ₃	2.970	-	1000	-
Cloruro de Litio	LiCl	2.086	-	613	1353
Fluoruro de Litio	LiF	2.295	1.8	870	1676
Cloruro de Magnesio	MgCl ₂	2.325	-	712	1412
Fluoruro de Magnesio	MgF ₂	3.000	-	1396	2239
Cloruro Potásico	KCl	1.984	1.53	776	1500*
Fluoruro Potásico	KF	2.480	8.80	880	1500
Borato potásico	K ₂ B ₂ O ₄	-	-	880	-
Sulfato Potásico	K ₂ SO ₄	2.662	-	1076	-
Carbonato Potásico	K ₂ CO ₃	2.290	-	891	-
Cloruro de calcio	CaCl	2.165	1.55	801	1413
Fluoruro de calcio	CaF	2.790	1.91	980	1700

* La sublimación comienza a la temperatura indicada

Distintos tipos de fundentes son utilizados en la industria de la fundición, dependiendo de su función. Entre sus principales funciones están, cubrir, limpiar, escoriar o refinar.

Los *fundentes utilizados para cubrir*, están diseñados para ser usados en hornos pequeños con el propósito de proporcionar una barrera física a la oxidación del metal fundido y a limpiar desechos. Estos fundentes suelen fundirse sobre la superficie del metal líquido y suelen mojar la carga. Algunos fluoruros y cloruros están diseñados para ser utilizados en pequeños hornos y crisoles. Estos fundentes son rentables en condiciones de oxidación, en particular en aleaciones con altos niveles de Mg.

Los *fundentes de limpieza*, tienen elevadas concentraciones en sales con cloruros (del orden del 70-75%) para facilitar el mojado de las inclusiones y de los óxidos para facilitar la separación desde el metal fundido y mantener las paredes del horno o del crisol libre de depósitos.

Los *fundentes escoriadores* están diseñados para promover la separación del óxido de aluminio (Al_2O_3) desde la capa de escoria formada en la parte superior de la aleación fundida, ya que el estrato, líquido y metal fundido están mezclados en esta capa. Estos fundentes están diseñados para reaccionar con la alúmina de la escoria y recubrir el metal frente a la oxidación. Estos tipos de fundentes normalmente contienen compuestos, frecuentemente fluoruros, capaces de reaccionar exotérmicamente, y de este modo incrementar de manera local la temperatura y fluidez del fundente. Las sales son humectadas y disueltas en películas de óxidos delgadas en base a la reacción:

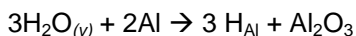


Estas sales de fluoruros pueden disolver solamente una delgada capa del recubrimiento formada en la parte superior del horno de fusión, dado que las partículas masivas de Al_2O_3 , solamente pueden ser disueltas mediante medios electrolíticos.

Los *fundentes de refinamiento* contienen compuestos que se rompen a una temperatura de trabajo y son termodinámicamente favorables a reaccionar con elementos metálicos indeseables en la base del metal. Los cloruros presentes en el fundente reaccionan con metales alcalinos para formar compuestos que pueden ser sustraídos mediante “descremado” (el descremado consiste en la sustracción de la escoria que se ha depositado en la parte superior del horno de fusión la cual flota sobre el metal fundido y es retirada mediante medios físicos).

Desgasificación

El aluminio y todas sus aleaciones son muy susceptibles a la absorción de hidrógeno en su estado fundido debido a su alta solubilidad a altas temperaturas, Figura 4.2, y a la afinidad del aluminio por el oxígeno. La principal fuente de hidrógeno procede de la humedad de la atmósfera en contacto con el metal líquido, la cual reacciona con el aluminio tal y como sigue:



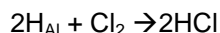
Varias aleaciones de aluminio poseen diferentes sensibilidades a la absorción de hidrógeno y a la subsiguiente porosidad interna del material. El incremento de cobre y silicio reducen la solubilidad del hidrógeno, mientras que el magnesio la incrementa, ver la Tabla 4.4. Puesto que la solubilidad del hidrógeno es significativamente más elevada en estado líquido que en estado sólido, existe un enriquecimiento por parte del líquido durante el proceso de solidificación. Si se asume que no hay difusión sólida y toda la difusión ocurre en estado líquido durante la colada al final de la solidificación habrá un gran incremento en la concentración de hidrógeno en la pieza colada. Así pues, incluso cuando el contenido de hidrógeno está por debajo de la solubilidad del líquido durante la solidificación, la concentración en el líquido aumentará a medida que el metal va solidificándose, y la solubilidad límite puede ser excedida, resultando esto en la generación de porosidad.

Varios factores termodinámicos y cinéticos controlan la sustracción del hidrógeno del aluminio fundido. La sustracción del gas es más fácil a bajas temperaturas y altas concentraciones. Así pues el hidrógeno puede ser sustraído mediante.

- Transporte del hidrógeno en el metal fundido por el arrastre de las burbujas producidas por un gas inerte que favorecen la convección y la difusión.
- Transporte difusivo a través de las delgadas capas de enlace que rodean las burbujas.
- Adsorción química y subsiguiente des-adsorción desde la superficie de la burbuja.
- Difusión del hidrógeno como un gas interno de la burbuja.
- Salida del hidrógeno del baño fundido, por la superficie del mismo o por las paredes refractarias.

Consecuentemente, la sustracción del hidrógeno se basa en los coeficientes de transferencia de masa. Es un hecho demostrado el que la eficiencia del purgado depende del tamaño de la burbuja (Figura 4.3).

Se ha encontrado que la adición de cloro o freones, mejora la tasa de extracción en algunos casos. Se cree que la tasa de extracción no se debe solamente al aumento del coeficiente de transferencia de masa, sino que también tiene contribución la combinación de halógenos con hidrógeno.



Lo cual es termodinámicamente favorable en algunas circunstancias.

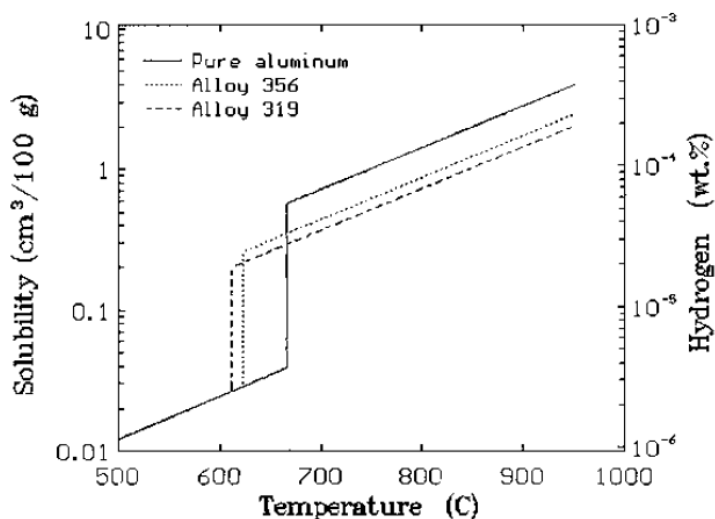


Figura 4.2: Solubilidad del hidrógeno en el aluminio a 1 bar de presión

Tabla 4.4: Solubilidad del hidrógeno en el aluminio y sus aleaciones a 750°C

Aleación	Solubilidad del Hidrógeno (ppm)
Aluminio puro	1.2
Al-7Si-0.3Mg	0.81
Al-4.5 Cu	0.88
Al-6Si-3.5Cu	0.67
Al-4Mg-2Si	1.15

Cuando el hidrógeno en el aluminio fundido no puede ser extraído concienzudamente de la colada, la porosidad entrará en escena. La porosidad puede ser muy fina, ampliamente dispersa, o localizada en aquellas áreas de la colada

que han sido las últimas en solidificar si la concentración del gas atrapado es relativamente baja. La microporosidad producida por el hidrógeno puede no ser perniciosa excepto cuando se precise estanqueidad o hermeticidad. Por otro lado, algunos defectos provocados por el exceso de gas y en consecuencia por la porosidad pueden llegar a tamaños considerables y estos pueden manifestarse como grietas o sopladuras.

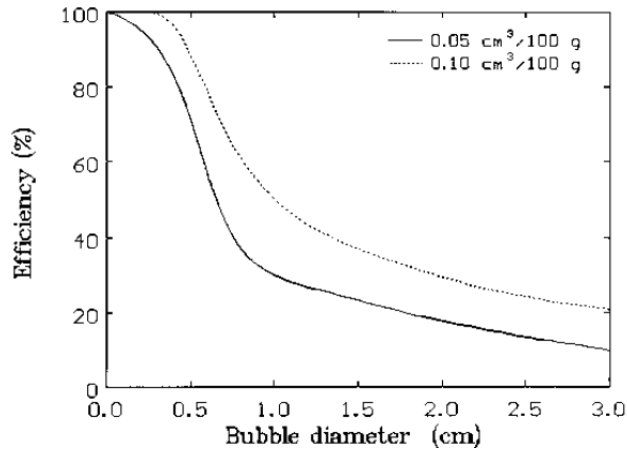


Figura 4.3: Sustracción del hidrógeno en función del tamaño de la burbuja para dos flujos de purgado.

La porosidad verdadera producida por el gas y la porosidad debido a las contracciones deben ser diferenciadas. La primera se debe a la presencia de gas atrapado y esta aparece como agujeros redondos cuando se efectúa un examen metalográfico. La segunda se debe a una alimentación inadecuada durante el proceso de solidificación i esta última es más irregular en forma que la porosidad gaseosa. Los defectos de porosidad conducen ineludiblemente a una reducción de las propiedades mecánicas en las aleaciones de aluminio, Figura 4.4.

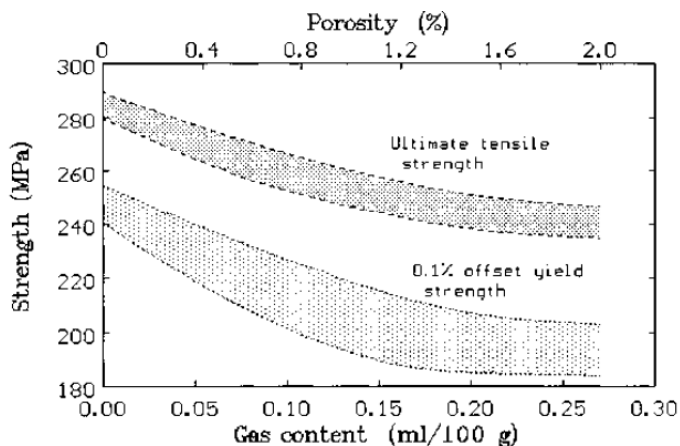


Figura 4.4: Propiedades de tracción en función del contenido de gas en la aleación de aluminio A356

Refinamiento del Metal Fundido

Algunas impurezas presentes en el aluminio pueden ser eliminadas del baño fundido. Entre ellas están los metales alcalinos. De estos metales, el litio, el sodio y el calcio son impurezas procedentes de la producción primaria del aluminio que tienen que ser sustraídas para asegurar la integridad de la colada. En algunos casos el litio puede ser asociado a la fusión de chatarra aeronáutica. El magnesio es otro metal que puede ser eliminado en el baño fundido y este es normalmente introducido por la chatarra, ya que varias aleaciones comerciales contienen magnesio, y estas chatarras constituyen una proporción significativa de la chatarra del mercado disponible para ser reciclada.

La sustracción de estas impurezas puede realizarse fácilmente mediante la introducción de cloruros o fluoruros, ya que sus reacciones con estos elementos en particular son más favorables que con el aluminio en sí. Este proceso se realiza en la industria mediante la adición de compuestos (como el AlF_3) o mediante inyección gaseosa de cloro al baño fundido.

Bombeo y Filtrado

Los metales fundidos han sido tradicionalmente transferidos desde el horno al molde o dispositivo de colada utilizando cucharas las cuales son llenadas por gravedad. Actualmente es posible transferir el metal fundido mediante sistemas

de bombeo mecánico, los cuales ofrecen varias ventajas sobre los medios tradicionales.

Un sistema de bombeo permite transferir altos volúmenes de metal fundido en cortos periodos de tiempo, dando como resultado un aumento en la productividad. Esta tecnología también posibilita aprovecharse de esta reducción en tiempos de transporte y retención, ya que el metal puede ser calentado desde temperaturas más próximas a su punto de fusión, lo que se traduce en una reducción en costes energéticos, y una disminución en el riesgo de retener hidrógeno. La calidad de la colada es realizada a medida que las bombas dragan el líquido desde la parte inferior del horno, evitando atrapar escoria.

Otro desarrollo moderno realizado que ha incrementado la calidad en las fundiciones es el filtrado, especialmente con la tendencia que tiene el aluminio a oxidarse. El proceso de filtración consiste en hacer pasar el metal fundido a través de un dispositivo poroso en el cual las inclusiones contenidas en el flujo del metal son capturadas. El filtro debe estar hecho en si mismo de un material el cual no reaccione con la aleación y debe resistir las tensiones térmicas y mecánicas sin romperse.

La filtración se lleva a cabo mediante diferentes mecanismos. Las partículas grandes (mayores de 30 μm) son atrapadas sobre la superficie del filtro. Las partículas más pequeñas son atrapadas a medida que el líquido atraviesa los canales tortuosos existentes dentro del filtro. Los canales proporcionan un incremento en la probabilidad de que la partícula se desprenda del líquido y se adhiera a la pared del medio filtrante. Las partículas que entran en contacto con el filtro serán retenidas, por gravedad, por fricción o por enlaces químicos y electroestáticos.

La eficiencia del proceso de filtración es afectada por varios factores. En general el proceso de filtración es mejorado cuando el ratio de flujo es reducido, o cuando la longitud de los canales por los cuales fluye el metal fundido es aumentada, dado que para estas dos últimas condiciones la probabilidad de adhesión de la partícula a las paredes del filtro es aumentada.

Solidificación de las Aleaciones de Aluminio.

No es muy común producir piezas coladas de la serie 1xx.x puesto que estas son blandas y su fluidez es muy pobre. La adición de otros elementos, especialmente silicio, incrementa la capacidad de llenado de las aleaciones de aluminio y permite la obtención de formas complejas. Los procesos de solidifica-

ción a través de una serie de mecanismos, pueden ser utilizados para controlar las propiedades de la pieza.

Nucleación y Crecimiento de Grano.

La transición desde el líquido al sólido tiene lugar a través de la nucleación en primera instancia y el crecimiento en segunda instancia, en la teoría clásica de nucleación (Ecuación 4.1), el radio de un embrión estable esférico viene dado por la expresión:

$$r^* = \frac{2 \cdot \gamma_{sl} \cdot T_m}{L \cdot \Delta T} \quad (4.1)$$

Donde γ_{sl} es la energía libre entre la interfase solido-líquido, L es el calor latente de transformación por unidad de volumen, ΔT es el subenfriamiento y T_m es la temperatura de fusión. La energía crítica de activación (ΔG^*) para un embrión de radio r^* , viene dada por la Ecuación 4.2:

$$\Delta G^* = \frac{16}{3} \cdot \pi \cdot \frac{\gamma_{sl} \cdot T_m^2}{L^2 \cdot \Delta T^2} \quad (4.2)$$

La nucleación homogénea es solamente posible para altos subenfriamientos (sobre el orden de los $0.25 T_m$). Sin embargo, cualquier superficie, como cavidades, paredes de los moldes, o partículas sólidas, pueden catalizar la nucleación a subenfriamientos mucho mayores y con menor cantidad de átomos para formar el nuevo núcleo, siguiendo el fenómeno conocido como nucleación heterogénea.

Una vez los núcleos son estables estos empiezan a crecer, a un ratio que viene controlado por la movilidad atómica a través de la interfaz líquido-sólido, y mediante la transferencia de masa y de calor. La solidificación implica que a un tiempo dado más átomos se mueven desde el lado del líquido de la interfaz, hasta el lado del sólido en la otra dirección. El crecimiento también implica que la interfaz continua moviéndose y incrementando en tamaño de tal manera que la solidificación sólo tiene lugar si la temperatura de la interfaz es inferior a la temperatura de fusión (T_m), debido a la necesidad de compensar la energía libre interfacial y el calor latente de solidificación

Los metales puros solidifican tan rápido como el calor latente de solidificación es sustraído desde la interfaz. Dos casos pueden ser considerados, uno en el cual el calor es extraído a través del sólido, Fig. 4 (a), y en el cual la temperatu-

ra del líquido está por encima de la de la interfaz. El avance de la interfaz permanece plana y perpendicular al gradiente de temperatura. Si una parte de las interfaces se avanza al resto podría entrar líquido más caliente y ralentizar el avance del frente. La Figura 4.5 (b), muestra el líquido con un gradiente de temperatura invertido, una condición la cual se presenta en la colada cuando el calor es extraído lentamente de la superficie del metal del molde; la solidificación comienza después de un sub-enfriamiento, de la superficie y, puesto que la región de la interfaz sólido-líquido se calienta debido a la liberación del calor latente, esta interfaz avanza a través del líquido enfriado. Bajo estas condiciones si una pequeña parte de esta interfaz avanza más que el resto de la interfaz, sobresaliendo, esta región se mueve en líquido frío, por lo que el avance del frente de la interfaz es más rápido. El crecimiento del frente plano en estas condiciones es inestable y las puntas crecerán desde este hacia dentro del líquido. De igual manera, otras ramas pueden diversificarse hacia un lado desde las primarias formando dendritas. Estas dendritas crecen en direcciones cristalográficas preferenciales, en metales cúbicos (como el aluminio), estas crecen en las direcciones de las aristas de la celda cristalina.

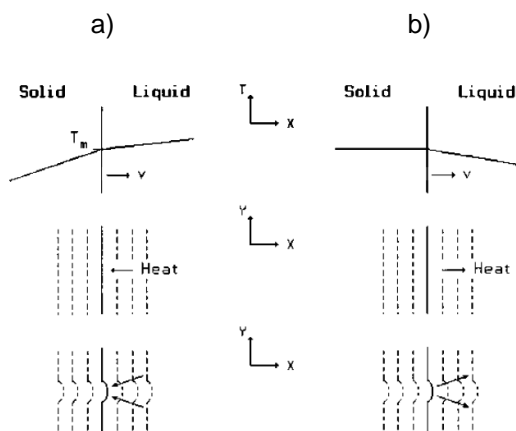


Figura 4.5: Avance de la interfaz sólida; (a) gradiente normal de temperatura; (b) gradiente de temperatura invertido en el líquido.

Las adiciones de silicio en el aluminio conducen durante la solidificación de un agregado eutéctico, Figura 4.6. Las estructuras eutécticas son caracterizadas por el crecimiento simultáneo de dos o más fases desde el líquido, siendo posible encontrar diferentes morfologías, estas serán laminares cuando la fracción en volumen de cada fase es aproximadamente la misma o si la interfaz del constituyente menor es facetada (cuando su crecimiento es bien definido a lo

largo de los planos cristalográficos, al igual que en el caso del silicio). La estructura tendrá un aspecto fibroso cuando una frase este presente en una pequeña fracción de volumen.

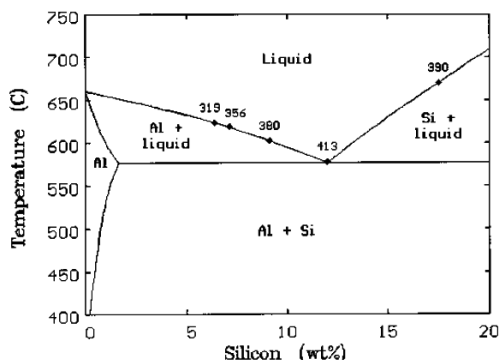


Figura 4.6: Diagrama de fases en equilibrio, mostrando composiciones típicas de algunas aleaciones.

Control Microestructural.

Una serie de parámetros pueden ser empleados para describir la microestructura metalúrgica de la colada del aluminio. La separación entre los brazos dendríticos es afectada por la velocidad de enfriamiento, distribución y morfología de los agregados eutécticos, así como el tamaño de grano, pueden ser controlados por la adición de elementos o compuestos y por el ratio de enfriamiento. El tamaño y la distribución de las fases intermetálicas, es mucho más compleja, puesto que el contenido la concentración de impurezas debe de ser consideradas así como las condiciones de solidificación.

- *Espaciado de los Brazos Dendríticos.*

La solidificación de las aleaciones comerciales tiene lugar mediante la formación a partir del metal en estado líquido. Este es especialmente el caso en las aleaciones de aluminio-silicio hipoeutécticas, en las cuales las dendritas serán de aluminio primario. La distancia de separación de los diferentes brazos dendríticos es normalmente medida sobre las ramas secundarias, en lugar de las primarias, y, para una composición dada, estas son exclusivamente controladas por la velocidad de enfriamiento. La Figura 4.7 muestra la diferencia en tamaño obtenida a dos velocidades de enfriamiento distintas, para la aleación

A319. La evaluación microestructural puede ser utilizada para obtener información de la velocidad o del tiempo involucrado durante la solidificación.

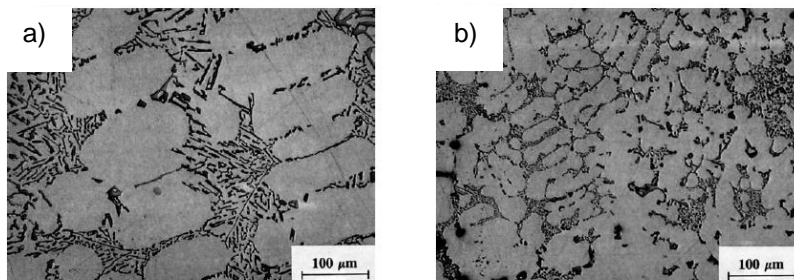


Figura 4.7: Micrografías de dendritas obtenidas de muestras solidificadas a bajas velocidades (a) y a altas velocidades (b).

La ingeniería de la colada puede ser mejorada mediante la optimización del espaciado de brazo dendrítico, puesto que ambas, las propiedades mecánicas y propiedades físicas pueden ser realizadas cuando este parámetro disminuye.

- *Estructura del Grano.*

Un tamaño de grano equiaxial pequeño es codiciado en las coladas de las aleaciones de aluminio, porque este mejora la resistencia la desgarro en caliente. Y la masa de alimentación, al mismo tiempo que la mayoría de las propiedades mecánicas y características superficiales finales se ven mejoradas. Otra ventaja de la estructura de grano equiaxial pequeño frente a los columnares es la homogeneidad, la cual conduce a una menor segregación y a una mejor respuesta al tratamiento térmico. Cuando una estructura más homogénea tiene defectos como, como porosidad e intermetálicos, más uniformemente distribuidos están estos y en consecuencia menos dañinos son estos.

El incremento en la resistencia al desgarro en caliente con la reducción del tamaño de grano es atribuida a la disminución de la temperatura de coherencia. La combinación de una gran fracción en volumen de líquido eutéctico y una baja temperatura de coherencia en las aleaciones de aluminio-silicio dan como resultado que el material contiene por lo menos un 5 % de silicio, exhibe una baja tendencia a generar grietas. La alimentación de masa y la reducción de la contracción por porosidad están ambas asociadas con el refinamiento de grano, aunque no hay suficientes evidencias para afirmar esto. Lo que si es evi-

dente es que a medida que se refina el grano en las aleaciones de aluminio-silicio, la porosidad debida al hidrógeno es reducida.

La reducción del tamaño de grano es conseguida mediante el incremento de la eficiencia de la nucleación de los embriones de aluminio primario. Esto puede lograrse a través de un incremento en el ratio de enfriamiento (lo cual, también ayudará a mejorar las propiedades a medida que el espaciado de los brazos dendríticos es reducido) o mediante agitación mecánica para separar los brazos de las dendritas, pero en la práctica la adición de agregados químicos es utilizada para proporcionar la nucleación necesaria.

En la mayoría de los procesos de el metal solidifica tan pronto como este toca las paredes del molde, y debido al alto ratio de nucleación que se encuentra en estas regiones, una pequeña capa de granos equiaxiales es formada (Figura 4.8). Esta capa termina cuando la nucleación es detenida por el incremento en la temperatura producido por la liberación del calor latente de solidificación (L). Algunos de los granos equiaxiales originales serán capaces de crecer sin embargo, formando una capa de grandes granos columnares, los cuales contribuirán, en la reducción de las propiedades mecánicas de la pieza. Esta región columnar finaliza cuando los gradientes de temperatura cambian y la nucleación de nuevos granos tiene lugar. La adición de partículas las cuales son capaces de nuclear con bajos subenfriamientos (por debajo de 1°C), tales como los intermetálicos $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$, pueden ser formados en frente de los granos columnares y estos pueden promover la formación de nuevos granos columnares.

Un refinamiento óptimo del grano puede ser obtenido cuando la superficie del molde es proporcionada a la temperatura o justo por encima de la temperatura en estado líquido de la aleación. Tales condiciones son satisfechas con la adición de partículas Al_3Ti contenidas dentro de una aleación máster. El titanio es soluble en el aluminio líquido, Figura 4.9, y se requiere que de este se tenga como mínimo un 0.15% en la aleación, para promover la reacción peritética y la efectividad del refinamiento de grano. La industria se está moviendo hacia el uso de aleaciones máster Boro-Titanio, en las cuales los rangos de titanio van desde el 3% al 10% y la relación Ti:B de 3:50 da lugar a partículas en la matriz de aluminio de carácter soluble como el Al_3Ti y de carácter insoluble como el $(\text{Ti},\text{Al})\text{B}_2$. Puesto que estas aleaciones máster son efectivas con contenidos de titanio (0.01 – 0.03 % en las aleaciones de colada), se ha sugerido que el rol predominante en la nucleación viene dado por las partículas de boruro.

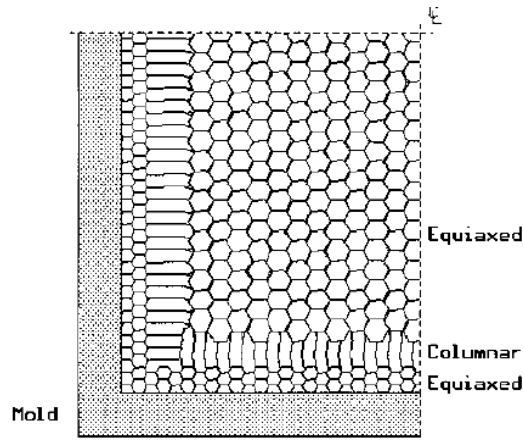


Figura 4.8: Típica variación del grano observada en las coladas.

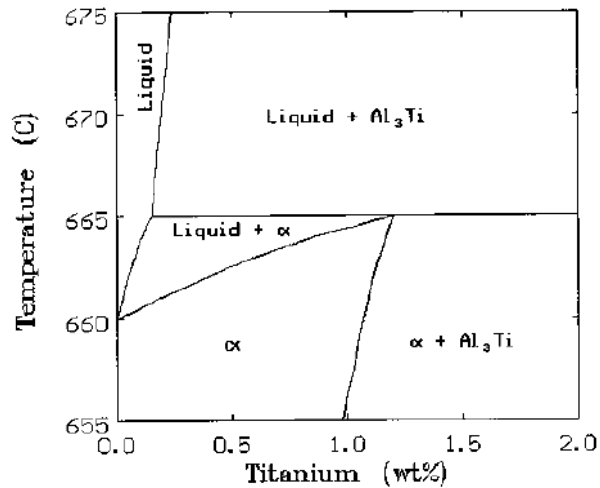


Figura 4.9: Diagrama de fases en equilibrio del Aluminio-Titanio.

- *Modificación.*

El término modificación es referido en la industria de la fundición, a los cambios morfológicos que tienen lugar en los agregados eutécticos de la aleación aluminio-silicio. Este proceso puede ser conducido también en aleaciones hipo- o hipereutécticas mediante la adición de diferentes elementos o por el incremento

de la velocidad de enfriamiento. La modificación cambia el aspecto puntiagudo de las agujas comúnmente encontrado en las aleaciones no tratadas a un aspecto como fibroso o de coral (Figura 4.10).

Elementos pertenecientes al grupo I a y II a, así como también algunos de las tierras raras, pueden ser utilizados como modificadores, de entre todos ellos el sodio y el estroncio son preferibles debido a sus fuertes efectos a bajos contenidos. Los resultados experimentales muestran que el grado de modificación para una aleación dada, depende de la cantidad de Sr añadido, así como del tiempo involucrado entre la adición y la colada. La Figura 4.11 muestra tal comportamiento tomando como referencia la temperatura de más baja a medida que la reacción eutéctica tiene lugar.

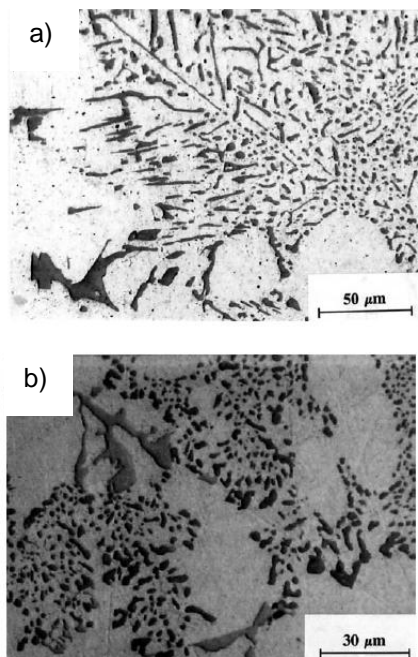


Figura 4.10: Típicas estructuras eutécticas encontradas en aleaciones de aluminio-silicio no modificadas (a), y modificadas (b).

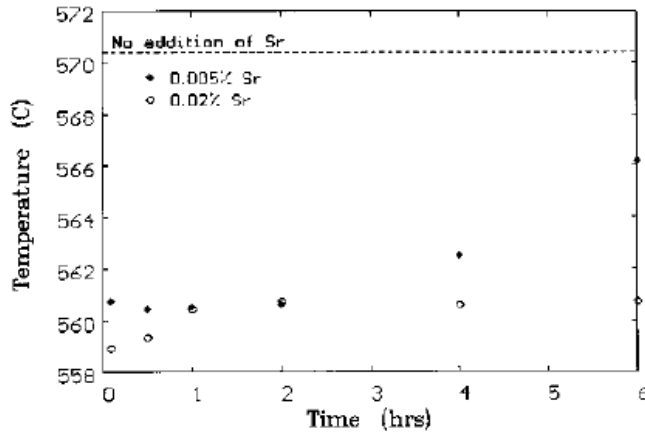


Figura 4.11: Cambio de la temperatura del eutéctico en función del tiempo transcurrido desde la adición del estroncio en una aleación A356.

- *Porosidad.*

La porosidad en la colada de las aleaciones de aluminio es asociada con la presencia de hidrógeno, o con la contracción volumétrica que tiene lugar a medida que el metal líquido se enfría. La porosidad en una colada es irregular debido a la combinación de los factores citados arriba, sin embargo, es posible determinar el origen de ciertos poros, basados en su distribución y sus aspectos morfológicos.

Las grandes cavidades macroscópicas generadas por contracción, son normalmente producidas debido a la contracción y son generalmente asociadas a las carencias de los diseños de alimentación, y a la incapacidad de permitir que el metal en estado líquido fluya hacia las regiones ya solidificadas. Una aleación fundida exhibirá tres estadios de contracción diferentes, Figura 4.12. El primero de ellos (estado líquido) no posee un efecto dramático en la colada, y este normalmente es percibido sólo como una ligera reducción en altura del líquido retenido en el alimentador. La contracción durante la solidificación (segundo estadio) es la que causa de la mayoría de todos los problemas, y es debido y es debido al cambio desde la estructura de líquido totalmente aleatoria, a el cambio en una sólida y compacta. En la Figura 4.13, se muestra como las cavidades por contracción pueden ser formadas cuando se produce una colada con carencias en el diseño de alimentación. En esta Figura, se asume que la movilidad de la interfase sólido líquido es la misma en todas las direcciones, pero a medida que el tiempo aumenta, las carencias en el diseño per-

mitirán el contacto entre interfases en movimiento, lo cual conducirá a la presencia de metal aislado desde el alimentador y una vez este líquido solidifique, este irá dejando detrás una serie de cavidades.

Como fue mencionado arriba, la reducción de la solubilidad del hidrógeno se cree que es la causa de la mayoría de los pequeños poros gaseosos en las coladas de aluminio. Una serie de modelos han sido desarrollados para explicar la formación de estos poros basados en mecanismos en mecanismos de nucleación y crecimiento, modelos que requieren diferentes consideraciones geométricas y el conocimiento de parámetros difícilmente medibles como la tensión superficial y la presión de supersaturación.

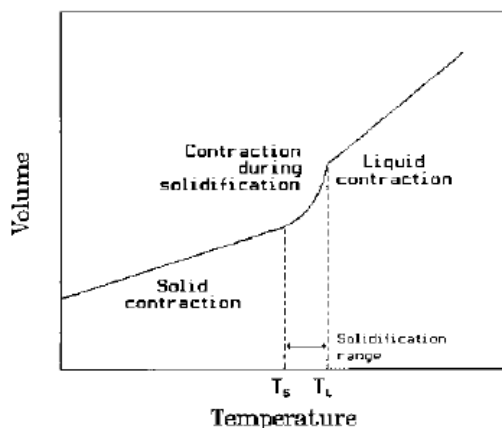


Figura 4.12: Contracción debido a los diferentes fenómenos.

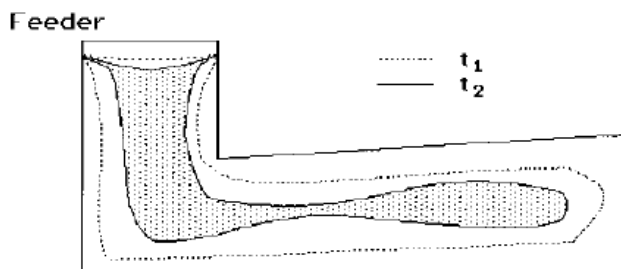


Figura 4.13: Formación de las cavidades por contracción debido a carencias en el diseño del sistema de alimentación.

- *Intermetálicos.*

La mayoría de las fases intermetálicas encontradas en la colada del aluminio, están relacionadas con la contaminación con hierro, las cuales tienen un límite de solubilidad en el aluminio líquido.

De estas fases intermetálicas, la fase β - Al_5FeSi , es la que más perjudica a las propiedades mecánicas, debido a su microestructura en forma de aguja afilada, Figura 4.14, y su baja coherencia con la matriz de aluminio. La adición de manganeso transforma estos intermetálicos en una fase α - $\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ que es menos perjudicial, lo cual debido a su aspecto, se hace referencia a este tipo de intermetálico como “carácter chino”, tal y como puede observarse en la Figura 4.15. Un inconveniente de la adición de manganeso, es el incremento de la dureza y la cantidad de partículas intermetálicas para una cantidad de hierro dada, de tal manera que el efecto positivo del manganeso sobre la modificación de la morfología del intermetálico para incrementar la resistencia a la propagación de grietas se ve contrarrestado por el incremento de la fragilidad y el volumen de partículas α .

Las fases intermetálicas pueden ser formadas en la colada de aluminio a altas temperaturas, antes de que las dendritas sean formadas, concuriendo con la solidificación de la aleación, o estos pueden formar fases complejas del eutéctico, las cuales solidifican a temperaturas tan bajas como 480 °C. Un breve resumen de las fases intermetálicas que pueden encontrarse en las aleaciones Al-Si, se presenta en la Tabla 4.5.

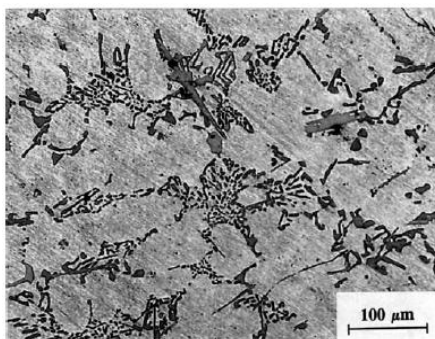


Figura 4.14: Intermetálico β - Al_5FeSi

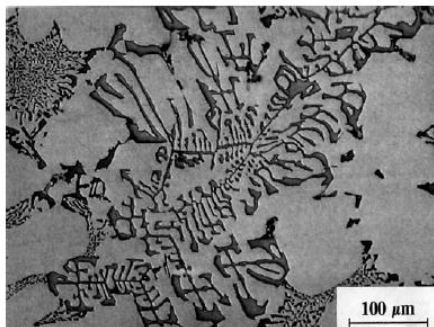


Figura 4.15: Intermetálico $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$

Principalmente se conocen dos factores para controlar la naturaleza y morfología de los intermetálicos encontrados en las aleaciones de aluminio, y estos son, la velocidad de solidificación y la composición química. La velocidad de solidificación ejerce un impacto directo sobre la cinética y la cantidad de fases ricas en hierro presentes en la microestructura. Para bajas velocidades de enfriamiento se favorece la formación de agujas tipo β , las cuales son formadas en planos cristalográficos bien definidos, mientras que si se efectúan enfriamientos a altas velocidades se favorece la formación de intermetálicos del tipo α , (con forma de caracteres chinos),. Los resultados experimentales muestran que la transición entre las fases β y α , tienen lugar para velocidades de enfriamiento reducidas a medida que la cantidad de hierro es reducida. No obstante, se ha sugerido que son algunos los elementos son los que controlan la transición desde la fase β a la α , dependiendo de de la cantidad de Fe, Mn y Cr, puesto que el primero de estos elementos favorecerá la formación de β , mientras que el Mn y Cr, contribuirán a la estabilización de las partículas α mencionadas anteriormente [*Handbook of Aluminium*].

Así pues una serie de pautas pueden ser tomadas con objeto de reducir los efectos perjudiciales del hierro en los intermetálicos son:

- Mantener bajos los niveles de hierro
- Mantener una relación Mn/Fe, mayor de 0.5.
- Incrementar la velocidad de solidificación.
- Reducir el grado de modificación eutéctica.

Tabla 4.5: Fases Intermetálicas en las aleaciones de Al-Si

Reacción	Fases
Pre-dendrítico	$Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$
Pos-dendrítico	$Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2-Al_5FeSi$
Eutético	$Al_5FeSi-Mg_2Si$
Post-eutético	$Al_5Mg_8Cu_2Si_2-CuAl_{12}i$

Colada Continua del Aluminio

Introducción

Debido a sus múltiples ventajas económicas la colada continua de aluminio se ha ido convirtiendo en los últimos 40 años, en una de las técnicas que más crecimiento ha experimentado. Estos procesos han sido utilizados en su mayoría para la producción de planchones, planchas de un espesor menor y láminas de aluminio de un bajo espesor semi-elaboradas, que generalmente dependiendo de las condiciones requeridas son laminados en caliente, laminados en frío o ambos procesos atendiendo a los posibles tratamientos térmicos de recocido que se pueda aplicar para proporcionar al material servido con esta morfología característica sus propiedades mecánicas finales. Esta tecnología también puede ser utilizada para la colada continua de barras o cables con distintas geometrías.

Principalmente, el proceso de colada continua transforma al aluminio o a la aleación de aluminio directamente en una barra, o planchón “interminable” (tan largo como cantidad de metal fundido se disponga en el horno suministrador) adecuada para ser laminada/laminado en frío. Claramente, este proceso elimina las operaciones asociadas a la colada en molde tradicional (proceso discontinuo) o colada semi-continua y en algunos casos la subsiguiente deformación del proceso de laminado en caliente. En consecuencia los costes operacionales y de inversión son significativamente inferiores que en un proceso de producción convencional. La colada continua es el método de colada preferido en las plantas modernas ya que esta ofrece una elevada productividad. La colada continua se ha estado empleando debido al aumento del éxito comercial tanto del aluminio como de otros metales en los que se utiliza este proceso.

Entre todas las tecnologías de colada continua los procesos de colada laminar (*strip casting*) representan en la actualidad una parte importante de la producción de aluminios en formato lámina/plancha del mundo (aproximadamente el 30 %).

La Colada Continua Laminar o la Colada en Tiras

La colada continua laminar ha sido utilizada para la producción de láminas bobinadas, bandas o tiras para ser posteriormente pintadas e incluso, en algunos casos para procesos de estampación. Las múltiples tecnologías de colada laminar existentes son apropiadas para la colada de aleaciones forjables y permiten la producción de tiras de aluminio que van desde 3 mm hasta 20 mm de espesor y un ancho hasta 2150 mm. La Figura 4.16 revela cual es la principal característica de todos los procesos de colada continua. El metal fundido accede al molde (En la Figura 4.16, el espacio entre los 2 cilindros) y allí solidifica y abandona el molde en forma de tira o lámina.

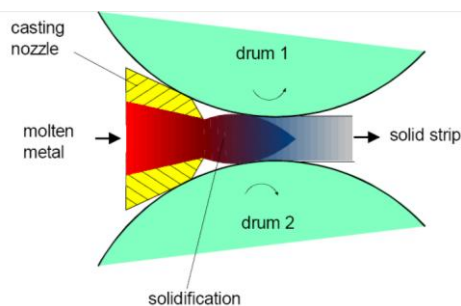


Figura 4.16: Colada continua entre 2 cilindros/tambores.

Después de la colada la tira o lámina, puede ser directamente bobinada o puede ser inmediatamente laminada (laminada en caliente, sin dejar enfriar) a las dimensiones requeridas.

La forma convencional de producir de aluminio es la colada semi-continua a pesar de que algunas placas son producidas vertiendo el metal fundido en un molde permanente. Después de la colada semi-continua, las placas obtenidas son recalentadas hasta los 500 °C y laminadas en caliente hasta un espesor bobinable que oscila entre 4 y 6 mm.

La ventaja más grande de las tecnologías de colada continua es el ahorro de algunos de los pasos en la producción de tiras o láminas comparando con las tecnologías convencionales.

La tecnología convencional presenta los siguientes pasos:

Fusión → Colada semi – continua → laminado en caliente → bobinado → laminado en frío (posiblemente incluyendo varios tratamientos térmicos) → Tira o Lámina.

Por otro lado la tecnología de colada continua presenta los pasos siguientes:

Fusión → Colada laminar o en tiras → (*no siempre es así*) bobinado → laminado en frío (posiblemente incluyendo varios tratamientos térmicos) → Tira o Lámina.

Cabe comentar que no siempre es posible omitir los procesos de laminado en caliente, ya que muchas veces se requieren reducciones del planchón inicial que no pueden ser conseguidas mediante el laminado en frío y que quizás debido a los requerimientos mecánicos sea necesario producir un espesor determinado mediante la colada continua y el posterior laminado en caliente para posteriormente laminar en frío y conferir las propiedades mecánicas requeridas, conseguidas mediante la etapa de deformación plástica en frío. No obstante el producto obtenido mediante colada continua una vez sale de la máquina de colar posee unas dimensiones próximas a su forma final, hecho que no ocurre normalmente en el caso de la colada semi-continua y que constituye una de las principales ventajas con respecto a esta última técnica.

El ahorro de etapas productivas incluye varias ventajas, comparando con la colada continua convencional, los costes de procesado de la colada continua son 3 veces y media menores, los costes de operación e inversión son de una cuarta a una tercera parte y el espacio y los requerimientos laborales son menores. Se requiere menor energía puesto que no es necesario calentar necesariamente debido a que la tira o lámina puede ser laminada en caliente directamente. La productividad es del 15-20% más alta. El consumo de material es de 1.5% a 2% menor. Además novedosos desarrollos, tales como realizados por Pechiney y HATA, posibilitan la producción de tiras o láminas muy delgadas (< 3 mm de espesor). Esto conduce incluso a menos etapas en el laminado, por ejemplo cuando se producen láminas de aluminio muy delgadas para la producción de latas de refrescos o de conservas.

Cuando la colada continua fue introducida por vez primera esta pareció mostrar muchas ventajas las cuales dieron como consecuencia un proceso de buen rendimiento económico, comparando con las tecnologías de colada coetáneas. Sin embargo pronto fue obvio que esta tecnología introducía algunas características en el producto acabado que limitaba su uso comparando con la forma convencional de producir material.

La mayoría de estas serias desventajas son las dificultades que existen en la fundición de las aleaciones con un alto contenido en elementos aleantes. Debido al amplio rango de enfriamiento de estas aleaciones existe un riesgo en la formación de grietas sobre la lámina. Si todo el metal no es solidificado en un estrecho punto de la máquina de colar, el metal en estado líquido o semi-sólido puede salir de la máquina de colar. Es posible evitar esto con una velocidad de enfriamiento mayor o una velocidad de paso de la tira o lámina a través de la

máquina de colar mucho menor, pero incluso esta solución es limitada porque, si el ratio de enfriamiento es demasiado bajo, es posible alcanzar la solidificación en la dirección de la tobera de la máquina de colar corriendo el riesgo de romper o arrancar la tobera cerámica. En consecuencia, la velocidad de la colada de las aleaciones debe ser menor que aquellas que son con aluminio comercialmente puro, pero suficiente como para establecer un frente de solidificación bien definido en la máquina de colada continua que no perjudique al proceso en sí mismo.

Por lo tanto, solamente aquellas aleaciones que posean un bajo contenido en elementos aleantes pueden ser coladas mediante esta técnica. Por ejemplo:

- Aluminio comercialmente puro de Al 99.2 a Al 99.6 (serie 1000)
- AlMn (max. 2% Mn, Serie 3000)
- AlMg (max. del 2 al 3 % Mg, serie 5000)
- AlFe (max. 2% Fe)
- AlMnFe(max. 1% Fe, max 1% Mn)

Frecuentemente las diferentes tecnologías de colada continua laminar son clasificadas en base a las dimensiones del producto final obtenidas, tal y como sigue:

- Para tiras o láminas coladas con un ancho de hasta de 2150 mm
- Para tiras o láminas coladas con un ancho máximo de 800 mm.
- Para tiras, que pueden ser bobinadas inmediatamente después de la colada (ancho máximo de 10 mm)
- Para tiras o laminas laminadas en caliente, después de que el metal abandona la máquina de colada.

Existen diversas formas de clasificar la colada continua en base a las características distintivas del tipo de colada que efectúa la máquina de colar.

Cabe comentar que la colada continua de barras o alambres de aluminio es también de una gran importancia. Al igual que en el caso de la colada en tiras o laminar algunos pasos productivos pueden ser omitidos. Por otro lado cabe comentar que se obtienen las mismas limitaciones para el contenido de elementos aleantes. Esta última es una de las razones principales por las cuales se cuela aluminio comercialmente puro mediante este procedimiento. Otras aleaciones como por ejemplo las AlMn y AlMgSi pueden ser producidas. A pesar de esta técnica productiva los materiales obtenidos mediante esta técnica son utilizados como conductores eléctricos.

Características Distintivas de las Tecnologías de Colada Continua

Las tecnologías de colada continua pueden ser clasificadas por el tipo de proceso en:

- Colada en dirección horizontal
- Colada en dirección vertical y mediante el tipo de molde
- Colada con paredes del molde fijas
- Colada con paredes del molde móviles.

En este último caso las paredes del molde se mueven junto al metal fundido, mientras que en el caso que precede a este último las paredes permanecen estáticas. Las paredes fijas no suelen ser utilizadas en producción industrial es por ello que no se ha hecho hincapié en las mismas. En la actualidad 5 tipos de máquinas de colada continua del aluminio son utilizadas. La mayoría de ellas producen aluminio en forma de placa o lámina de forma continua. A continuación son descritos de manera somera los distintos principios operacionales de las máquinas de colada continua:

1. La máquina de colar de doble tambor, la cual ha tenido una aplicación comercial considerable, especialmente para la producción de láminas de aluminio, se puede ver en la Figura 4.17. En esta técnica se incluye una fuente de metal fundido la cual suministra el metal fundido entre el par de cilindros rotativos, internamente refrigerados (dado que se trata de cilindros huecos). En un periodo de tiempo realmente corto después de pasar por la tobera de colar el metal fundido solidifica debido al contacto con los cilindros refrigerados con agua. Una distribución homogénea del metal fundido puede tener lugar en las proximidades de la tobera. La dirección de la colada puede adoptar una configuración horizontal o vertical. La zona de solidificación oscila entre 10 y 20 mm de longitud y es seguida inmediatamente por una etapa de laminado en caliente en el mismo espaciado entre cilindros, es decir, mediante esta técnica, se efectúa una rápida solidificación del metal y antes de que el metal ya solidificado atravesase el "hueco" mínimo entre cilindros el metal sufre ya la primera etapa de deformación plástica en caliente. Así pues este proceso solidifica y lamina en un intervalo espacial muy reducido. Tales métodos son de hecho procesos de colada-laminación porque el espesor de la tira o lámina puede ser reducido de un 5 % a un 20 % in-situ mediante el inmediato laminado en caliente. La tira o lámina puede ser directamente bobinada entre los 400° C y los 550° C.

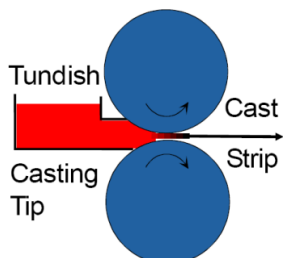


Figura 4.17: Representación esquemática de la máquina de colada de doble tambor en dirección horizontal.

2. En la máquina de colar de un solo tambor (Figura 4.18), el suministro de metal fundido es despachado sobre la superficie del tambor rotativo el cual se encuentra internamente refrigerado. El metal fundido es arrastrado sobre la superficie del tambor en forma de tira o lámina delgada, el cual es enfriado en el contacto con la superficie del tambor.

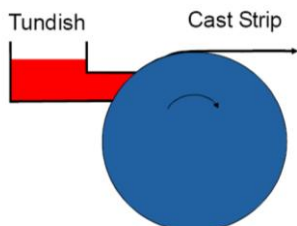


Figura 4.18: Representación esquemática de la máquina de colada de un solo tambor en dirección horizontal.

3. En el equipo de colada de placas mediante bandas (Figura 4.19), dos bandas delgadas de acero en movimiento son empleadas, las cuales dan lugar a un molde en movimiento para el metal fundido. Las bandas están sujetas a gradientes térmicos extremadamente altos, con el metal fundido en contacto con un lado de la banda y con el agua refrigerada en contacto con el otro lado de la banda.

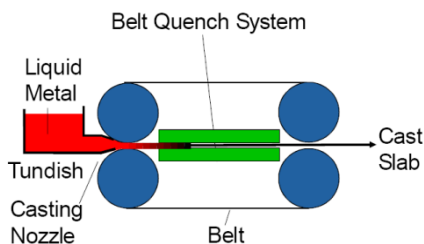


Figura 4.19: Representación esquemática el equipo de colada de placas mediante bandas en dirección horizontal.

4. La técnica de colada por bloques es ilustrada en la Figura 4.20. Un número de bloques de refrigeración (a modo de eslabones) se montan adyacentes los unos a los otros configurando un par de cadenas, estando estas opuestas entre sí. Las máquinas de colar por bloques precisan de un control dimensional para prevenir los “fognazos” causados por los pequeños huecos existentes entre eslabones. Tales fognazos pueden ocasionar defectos de texturas irregulares en la superficie del metal, como esquirlas, virutas metálicas adheridas a la superficie puesto que, cuando la tira es laminada en caliente se ven magnificados.

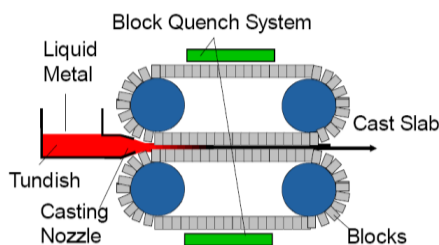


Figura 4.20: Representación esquemática el equipo de colada por cadena de eslabones en dirección horizontal.

5. Una combinación entre una banda en rotación y un tambor de colada refrigerado por agua. Aquí el molde queda configurado entre la banda y el sector externo correspondiente del tambor de colada (Ver Figura 4.21).

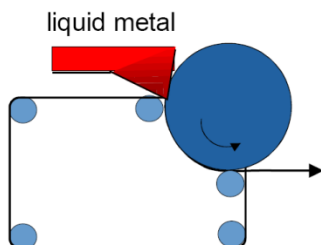


Figura 4.21: Representación esquemática el equipo de colada por cadena de bloques en dirección horizontal.

A continuación se describe con un mayor grado de detalle cada una de las máquinas de colada continua que existen para la producción comercial del aluminio en placas o laminas.

Máquina de Colada Continua de Doble Tambor

Algunas máquinas de colada continua de doble tambor han sido desarrolladas para producir espesores de lámina que puedan ser fácilmente bobinados (por debajo de los 10 mm).

Dirección de Colada Vertical

a) Colada Vertical Descendiente – Hazelett Sr. (1930 – 1940)

La primera patente para la colada continua de tiras o láminas de acero, fue elaborada por *Bessemer* en el año 1848. Para el aluminio las tecnologías más importantes de colada de láminas fueron desarrolladas por J. Hunter (Hunter-Douglas, Hunter Engineering), W. Lauener (Alusuisse Casters I y II) y W. Hazelett. Hazelett Sr., estos construyeron la primeras máquinas para la colada continua industrial del aluminio en forma de lámina, al final de la década de los 30. Esta fue una máquina de colar de doble tambor con dirección de colada vertical. El metal fundido, tal y como se observa en la Figura 4.22, es vertido desde la parte superior dirigiendo el flujo hacia el espaciado entre los tambores de solidificación-laminación. La placa solidificada y laminada abandona los tambores descendiendo verticalmente. Este tipo de máquina fue utilizada para colar láminas delgadas de aluminio, por la *Crown Cork Company* (USA).

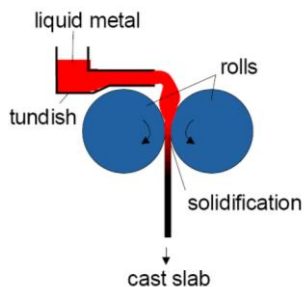


Figura 4.22: Representación esquemática de la máquina de colada de doble tambor diseñada por Hazelett Sr.

b) Colada Vertical Ascendente – Hunter Engineering.

Desde 1948 la máquina diseñada por Hunter Engineering ha ido ganando cada vez más importancia. Tal y como se puede observar en la Figura 4.23, el metal es suministrado verticalmente, pero con la diferencia de que el flujo de metal es ascendente. La tobera de colada está situada debajo de los dos tambores. Mediante presión isostática, determinada por el nivel de líquido en la artesa, el metal fundido fluye a través de la tobera e inmediatamente entra en contacto con los tambores-laminadores. Los tambores laminadores transportan el material solidificado de este modo, ya que este sufre una ligera deformación de compresión. La tira o lámina de aluminio abandona los tambores laminadores por la parte superior y posteriormente pasa a ser bobinada.

En esta técnica el contenido de magnesio es limitado al 2%. La temperatura previa al bobinado de la lámina oscila entre los 300 °C – 350 °C. Es posible colar tiras con un ancho que alcanza los 1700 mm y con 6 mm a 9mm de espesor.

Existe una tecnología semejante en Rusia que funciona con la misma dirección y sentido de colada.

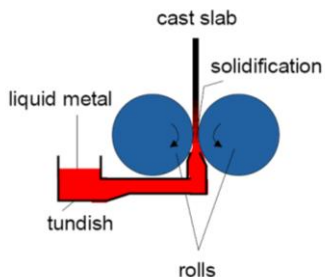


Figura 4.23: Representación esquemática de la máquina de colada de doble tambor diseñada por Hunter Engineering.

Dirección de Colada Horizontal.

Las máquinas de colar actuales con alimentación horizontal son de una gran importancia para la producción de un amplio abanico de aluminios en laminas, con anchos que están entre 1000 mm y 2000 mm, y espesores que oscilan entre 6 mm y 10 mm, incluso en recientes desarrollos de esta tecnología se han alcanzado espesores tan delgados como 2 mm.

a) Scal, Alusuisse I, Jumbo 3C

Ejemplos de esta configuración de doble tambor con salida horizontal son los de Alusuisse I y Jumbo 3C (Pechiney, scal 3C). La velocidad de colada, generalmente depende del tipo de aleación, y esta suele oscilar de 0.8 m/min a 5m/min (para la Alusuisse I se tiene 1m/min y un espesor de 6 mm). Más de 100 máquinas de colar con esta tecnología están en funcionamiento en todo el mundo en la actualidad. La Figura 4.24 muestra una configuración típica.

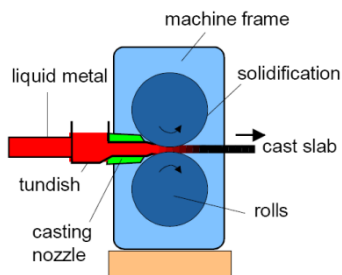


Figura 4.24: Representación esquemática de la máquina de colada de doble tambor de salida horizontal.

La lámina colada emerge horizontalmente desde la máquina de colar y es directamente enrollada en una bobina, mientras aún está caliente (Figura 4.25). El tamaño de la bobina es adaptado a la siguiente etapa de laminación en frío.

Este tipo de máquinas son las más adecuadas para aleaciones con un estrecho rango de solidificación, por ejemplo para las series 1000, 3000 y 5000 (con un contenido de hasta 2.5% de Mg). Sin embargo, para colar aleaciones con un alto contenido de elementos aleantes, la velocidad de colada debe de ser reducida significativamente, conduciendo inevitablemente a una reducción de la productividad.

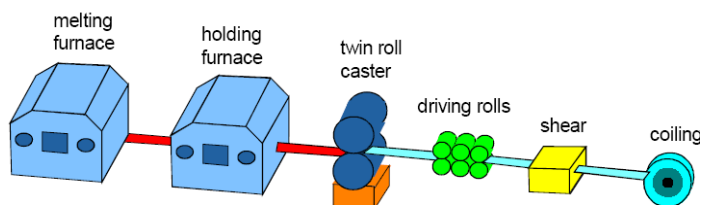


Figura 4.25: Representación esquemática de una línea de colado en la que se integra una máquina de colar de doble tambor con salida horizontal.

b) El desarrollo de la Jumbo 3C a la Jumbo 3CM

La máquina de colar 3C estándar fue desarrollada por Pechiney (Francia) en 1959 y producía láminas de 1500 mm de ancho y de 6 mm de espesor. El metal líquido era solidificado entre los dos tambores refrigerados por agua, siendo el diámetro de cada tambor de 620 mm.

La siguiente generación de máquinas de colar, conocidas como Jumbo 3C, son capaces de colar bandas cuyo ancho alcanza los 2150 mm de ancho. El diámetro del tambor en esta máquina fue incrementado hasta los 960 mm, dando como resultado un incremento de la productividad.

En ambos casos las máquinas de colada revelan varias ventajas metalúrgicas debido a la rapidez de solidificación (menor de 3 segundos para láminas de 10 mm de espesor).

La máquina diseñada por Pechiney, se ha llevado más allá, puesto que ésta es capaz de colar láminas en espesores verdaderamente delgados, con una calidad superficial mejorada. Ésta mejora estuvo basada en el desarrollo de

equipamiento y procesos para reducir el espesor de colada desde los 6-10 mm hasta un rango que oscilase de los 3 a 5 mm. A pesar de esto, el espesor deseado es típicamente de 2 mm o menos. Con unos espesores de colada de 1 mm o inferiores, se podría aumentar sustancialmente la productividad y reducir considerablemente los costes.

Las nuevas características de las máquinas de colada para la laminación de la colada incluyeron un nuevo posicionamiento de la tobera y un nuevo sistema de enfriamiento de los tambores. Este nuevo equipo cubre la producción de las aleaciones de las series 1000, 3000 y 5000, para unos espesores que oscilan de entre 2 a 3 mm.

Un espesor óptimo por debajo de los 3 mm (determinado experimentalmente alrededor de los 2 mm) permite las ventajas metalúrgicas de la rápida velocidad de solidificación y geometría de la tira compatible con la alta velocidad de laminado en frío. Para hacer uso completamente de estos beneficios la forma y el tamaño de la tobera fueron completamente rediseñados por completo, con el propósito de asegurar un suministro de metal completamente regular y libre de turbulencias.

El nuevo desarrollo de las líneas de colada de los equipos Jumbo 3CM, han conducido a la caracterización de un horno de fusión pivotante, un sistema de alimentación de metal fundido incluyendo un soporte motorizado, una nueva artesa, una nueva configuración de la tobera, y un nuevo sistema de control automático del nivel de metal fundido presente en la artesa. Para algunas aleaciones, este último parámetro tiene una especial relevancia ya que, su influencia entre el intercambio de calor entre el metal fundido y los tambores, tiene efectos sobre el acabado superficial del producto.

c) Dirección de Colada en Ángulo -La FATA Hunter Speed Caster.

Otra y una de las más populares máquinas de colada continua de doble tambor es la Fata-Hunter, con la principal característica de que su soporte posterior está inclinado 15° (Figura 4.26). Este hecho, permite al metal fundido fluir hacia los moldes dinámicos de la máquina de colada de manera suave y sin turbulencias. El gran ratio diámetro/anchura de los tambores mantiene muy próximas las tolerancias del perfil de la tira colada.

El último desarrollo de esta máquina a dado lugar a la Fata-Hunter Caster, la cual se caracteriza por proporcionar tiras de aluminio de menor espesor y por haber mejorado considerablemente la productividad.

Las "SpeedCasters" se basan en el proceso de colada de doble tambor, el cual fue desarrollado por Joseph Hunter en la década de los 50. Las primeras máquinas de este tipo tuvieron limitado el espesor y el tipo de aleación colada

en base a la cantidad de elementos de aleación. En los 70, Hunters introdujo una máquina mucho más robusta (La “*SuperCaster*”) la cual mostró un aumento de la productividad y además fue capaz de colar un amplio rango de aleaciones con anchos de tira de 2 metros.

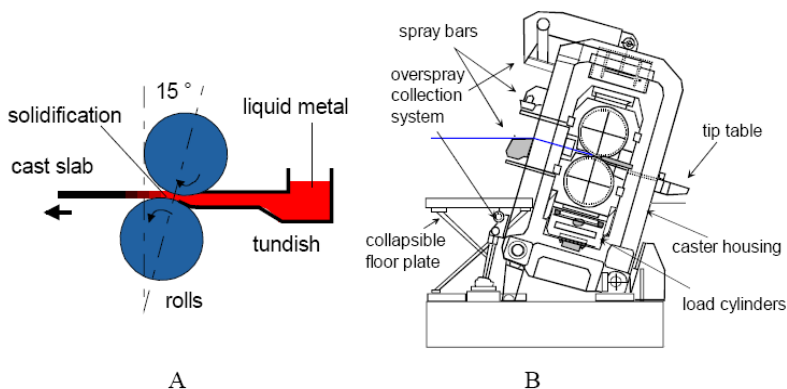


Figura 4.26: Representación esquemática de la máquina de colada continua Fata-Hunter.

La última versión de la “*SpeedCaster*” diseñada por Hunter es capaz de producir tiras de aluminio con un ancho de 2184 mm y un espesor mínimo de 0.635 mm, a una velocidad de colada de 38.1 m/min.

El desarrollo de la tecnología de colada *Thin-gauge/high-Speed* (espesor delgado/ alta velocidad) puede ser utilizada para producir láminas de aluminio a costes muy reducidos y con un desperdicio de material ínfimo. Esta tecnología es adecuada para pequeñas plantas de producción de aluminio en lámina. Este proceso proporciona directamente una lámina extremadamente delgada a un mini laminador intermedio que termina de proporcionar las dimensiones finales a la lámina.

Máquina de Colada Continua de Un Solo Tambor

La colada continua por arrastre (Figura 4.27) utiliza un solo tambor para producir las tiras de aluminio. En el pasado esta técnica mostró muchas dificultades y por ello esta tecnología no ha sido abiertamente introducida en la industria. Sin embargo, recientes innovaciones han hecho posible un proceso más consisten-

te y más apropiado para sustituir otros procesos en un tipo de líneas productivas. Este puede ser un método alternativo de bajo costo para producir tiras o láminas de aluminio, pero cabe comentar que esta tecnología está todavía en fase experimental.

Un prototipo de máquina de colada con un solo tambor desarrollada por *Reynolds Metals*, dejó constancia de que la colada continua por arrastre se caracteriza por una alta productividad y unos bajos costes en el proceso. Una característica única de este proceso es el alto ratio de velocidad de enfriamiento; Esta técnica tiene marcadas ventajas cuando el espesor deseado es de 2 mm o inferior. Efectivamente esta técnica puede producir espesores de hasta 1 mm, reduciendo en consecuencia el número de pasadas en la etapa de laminación, para alcanzar el espesor final.

La parte más importante de la tecnología de colada continua por arrastre es el tambor el cual está compuesto por un núcleo interno que contiene canales de refrigeración y una carcasa exterior ranurada.

Tal y como se muestra en la Figura 4.27, el metal fundido es conducido directamente al tambor. Este metal fundido procede directamente de la artesa y una vez entra el metal en contacto con el tambor rápidamente es enfriado. A medida que el tambor rota, la solidificación continua en la interfaz tambor-metal fundido y normalmente termina 2,5 o 5 cm fuera del reservorio (artesa) de metal fundido. Así pues, la solidificación es virtualmente unidireccional. Debido a que la cara superior de la lámina no está restringida, un enfriamiento uniformemente estrecho puede mantenerse a través de la rueda, evitando las variaciones de espesor. El ratio típico de arrastre de metal fundido oscila entre los 50 m/min y los 70 m/min. Para la mayoría de aleaciones este rango de velocidades conduce a una variación de espesores que se sitúa entre 1 mm y 1.3 mm.

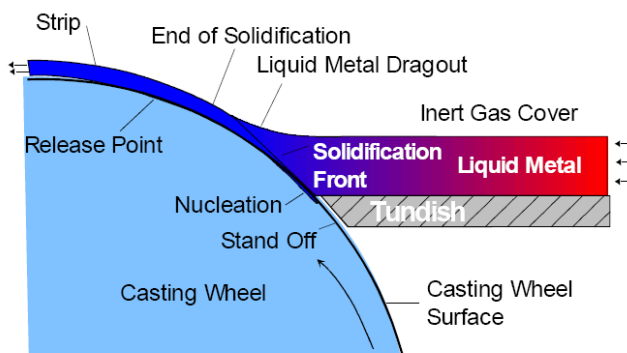


Figura 4.27: Representación esquemática de la máquina de colada continua de un solo tambor por arrastre.

Máquinas de Colar por Bloques o Eslabones.

En la actualidad existen dos tipos de máquinas de colar por eslabones, ambas se rigen por los mismos principios constructivos, las diferencias vienen dadas en el tipo de enfriamiento. En consecuencia los materiales con un contenido en aleantes variado pueden ser colados. La lámina tiene espesores normalmente de 16 mm y debe ser laminada inmediatamente después de ser colada. Este es el motivo por el cual las máquinas de colada continua tienen como mínimo dos cajas de laminación en caliente dispuestas en tándem a la salida de la máquina de colada continua.

a) Hunter-Douglas (Máquina de Colada Continua por Eslabones).

En Estados Unidos Joe Hunter fue el primero en desarrollar el proceso Douglas-Hunter, que trabajaba con cadenas de acero rígidas con refrigeración interna por agua. Estos eslabones rotan como si de las cadenas de una excavadora se tratase y son enfriadas mediante múltiples chorros de agua que se sitúan en la parte interior. Esta máquina tiene la colada limitada a anchos de 610 mm. Los espesores obtenidos de lámina están sobre los 16 mm, y la velocidad de la colada es de los 2 m/min a los 4 m/min. El contenido de magnesio está limitado a un máximo de 3.5 % en peso.

Para conseguir una buena calidad superficial, es de vital importancia ajustar con sumo cuidado cada uno de los eslabones que conforman la cadena. A pesar de esta corrección, la calidad superficial está limitada debido al alto estrés térmico en los eslabones de acero, causado sin duda por un flujo direccionado del calor. Esto significa que el calor pasa directamente desde el metal solidificado a través del eslabón hacia el agua de refrigeración. Las tensiones térmicas resultantes dan lugar a fracturas y grietas en la superficie de los eslabones (en consecuencia la calidad superficial de la tira está limitada). En 1970 una nueva construcción fue desarrollada, en la cual los eslabones de acero absorbían el calor de solidificación. En este caso el calor es liberado en el agua de refrigeración solamente después de que los bloques hayan perdido el contacto con la tira solidificada y durante su retorno al próximo contacto con el metal fundido.

b) Aluisse Caster II

En esta máquina de colar se producen placas de hasta 1750 mm de ancho y espesores que oscilan entre 10 mm y 40 mm, con una velocidad de colada de

0.5 m/min a 10 m/min. Esta tecnología es adecuada para un amplio rango de aleaciones, por ejemplo para aleaciones de aluminio con un contenido de hasta un 5% de magnesio. Esta se utiliza para colar láminas delgadas que se destinan a la producción de latas de cerveza (generalmente aleaciones Al-Mg). Esta máquina puede utilizarse para colar materiales que son susceptibles al agrietamiento debido a enfriamientos rápidos. Permite colar placas y tiras. La capacidad anual para tales máquinas de colada puede alcanzar las 100000Tm/ año con tres turnos de operación.

Esta máquina tiene dos juegos de cadenas, las cuales rotan para dar forma a la cavidad de un molde en rotación en la cual el metal líquido es vertido. Debido al contacto con los eslabones refrigerados, el metal se solidifica. La tira o lámina es transportada junto a estos eslabones hasta que está lo suficientemente fría como para abandonar la máquina de colar. Luego los moldes se despegan y vuelven al inicio. En su camino de regreso el calor absorbido por los eslabones es sustraído por una refrigeración externa.

Esta sección de enfriamiento con su construcción única es la razón de la capacidad para producir un amplio rango de aleaciones. El flujo de calor en los moldes puede ser revertido. La temperatura de los eslabones utilizada puede estar entre los 50 °C y los 200°C. Es posible controlar el proceso de colada de varias maneras, entre ellas: la velocidad de solidificación, la velocidad de colada, el control de la superficies de los moldes y el recubrimiento de los moldes.

Máquinas de Colar por Bandas.

Otra forma es solidificar el metal fundido entre dos bandas de acero en rotación. Ejemplos de este tipo de máquinas de colar son las novedosas máquinas de colar Hazelett y Kaiser.

a) Máquina de Colada Continua Hazelett

En la máquina de colada continua Hazelett, que es la máquina que atañe a este estudio, el metal fundido solidifica entre 2 bandas de reducido espesor (1,4 mm aproximadamente) compuestas por un acero, las cuales son enfriadas durante el contacto con el metal fundido. Con esta tecnología las placas producidas van desde los 15 mm a los 25 mm de espesor y hasta un ancho de 2000 mm. Estas máquinas son utilizadas para colar largas tiras o placas.

El principio de operación se basa en verter el metal fundido en el espacio entre las bandas utilizando para ello una tobera de inyección, con el mismo ancho de la tira o lámina que va a ser colada. En este espacio entre las bandas el metal solidifica y es extraído por las propias bandas hacia un pequeño laminador exterior llamado "Pinch Roll", el cual tiene una velocidad de rotación ligeramen-

te inferior que la de las bandas. El ratio de colada oscila entre los 5 m/min y los 9 m/min.

Después de dejar la banda a una temperatura de 420°C a 460°C la banda es inmediatamente laminada (en línea) con laminadores en caliente aguas abajo, alcanzando unos espesores de que oscilan entre los 2 mm y los 6 mm. Así pues esta máquina de colar, posee (al igual que la máquina de colar por eslabones) por lo menos dos cajas de laminación en caliente en tándem, con la máquina de colar. Esta tira es bobinada a una temperatura de 200°C.

El rango de aleaciones es más amplio que en el caso de la máquina de colar de doble tambor, en el caso que concierne a esta máquina el contenido máximo de magnesio es del 3%. Pero los mejores resultados se obtienen cuando se cuela aluminio puro y aleaciones AlMn. El producto obtenido mediante esta técnica no es adecuado para aplicaciones en las que se desea una alta calidad en el acabado superficial.

b) Máquina de Colada Continua Caster.

En ambos casos (técnicas mediante el uso de eslabones y de bandas) la calidad superficial no es suficientemente buena para la producción de material para latas de bebidas o de conserva. Este es la razón por la cual la máquina de colar Kaiser fue desarrollada, la cual es parte de las compañías que tienen implantado el concepto de planta de "micro-laminación".

Este concepto se basa en un suministro continuo de lámina extremadamente delgada en una línea de proceso la cual se compone por:

Los hornos de fusión-conservadores del metal fundido, la des-gasificación y el filtrado del metal fundido, la máquina de colar "Kaiser", los equipos de laminación en caliente, el sistema de enfriamiento y recocido, laminación en frío y bobinado. Por ejemplo la línea es capaz de producir 3 componentes de las latas de bebidas o refresco, el cuerpo, la tapa y la lengüeta. El proceso ofrece muchas ventajas sobre los procesos convencionales de laminado, por ejemplo se consiguen mayores reducciones en el tiempo de proceso, mientras que se mantiene una alta calidad.

El espesor de de la tira que va a ser colada esta intrínsecamente relacionado con el espesor de las bandas, de la temperatura de retorno de las bandas y de la temperatura de salida de las bandas de colada y de las tiras o láminas. Además el espesor de la tira también depende del metal que va a ser colado. La ausencia de agua de refrigeración en la parte posterior de la banda mientras la banda está en contacto con el metal caliente en la zona de moldeado, reduce significativamente los gradientes térmicos.

Otra característica es la facilidad con la que el producto pasa a estar disponible un vez arranca la colada pues a los 15 minutos, se puede disponer del mismo. Otra ventaja del producto es la posibilidad de que este sea laminado en caliente directamente a la salida de la máquina de colar.

Máquinas de Colada Continua que Combinan la Banda de Acero Rotativa y un Tambor Rotativo con Refrigeración Interna.

En estas máquinas de colada continua el molde está formado entre la banda de acero y la ranura externa del tambor. Es posible colar tiras o barras con esta configuración.

a) Máquina de Colar Properzi.

La máquina de colar de Properzi ha tenido una gran importancia para la producción industrial de cables de aluminio (o cobre) para la ingeniería eléctrica. Las aleaciones comunes son de grado eléctrico, para conductores, por ejemplo el aluminio comercialmente puro 1350, las aleaciones de la serie 3000, y la aleación 6101 (AlMg1SiCu).

El principio de operación está esquematizado en la Figura 4.28. El molde está configurado entre la ranura periférica perteneciente al tambor y a la banda de acero. El tambor está enfriado con agua. El metal fundido solidifica entre la banda y el tambor cuyo diámetro puede alcanzar los 2600 mm. La barra colada tiene una forma en su sección triangular o trapezoidal (hasta 3120 mm²) y una temperatura que está sobre los 350°C después de abandonar el tambor de colada.

La barra suministrada mediante esta técnica es entregada con 12 mm de diámetro para ser "extruida" mediante una máquina de trefilado a diámetros finales que se sitúan entre los 0.3 mm y los 4 mm dependiendo de la aplicación.

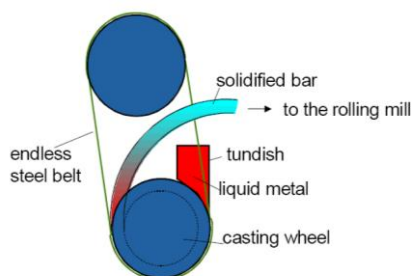


Figura 4.28: Representación esquemática del equipo de colada continua de *Properzi*.

b) *La máquina de Colar de Rigamonti y la Máquina Rotatoria.*

La máquina de Rigamonti (Figura 4.29), la cual es parecida a la máquina de Properzi, utiliza un tambor y una banda de de acero para dar forma al molde, en el cual el metal fundido es vertido. Este puede ser utilizado para producir una lámina colada de 200 mm de ancho. La velocidad de la colada es de 14 m/min.

La máquina de colada rotativa de tiras (RSC), es una implementación de la desarrollada máquina de Rigamonti. Mediante la adición de más tambores de guiado, la lámina colada abandona la máquina en dirección horizontal sin ningún tipo de desviación transversal. Esta máquina es utilizada para producir tiras de hasta 500 mm x 20 mm de sección. Estas máquinas de colar láminas estrechas, son frecuentemente utilizadas, para la producción de pequeños discos, utilizados para la producción de aerosoles, latas y tubos mediante estampación. Otras aplicaciones son aletas y evaporadores para refrigeradores.

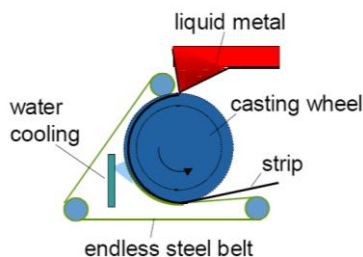


Figura 4.29: Representación esquemática de la máquina de colada continua de Rigamonti.

Estructura y Propiedades de la Colada de Láminas.

La principal característica de todas las tecnologías de colada continua es la alta velocidad de solidificación, la cual afecta a la microestructura del material comparando con los productos convencionales. En particular las elevadas velocidades de solidificación (ver Tabla 4.6), tienen un determinado efecto a medida que se van efectuando 2 o más frentes de solidificación. Por ejemplo el espaciado interdendrítico se ve claramente reducido con los elevados ratios de enfriamiento.

Los productos obtenidos mediante colada continua muestran una supersaturación de los elementos de aleación o impurezas, que pueden tener un efecto en los subsiguientes tratamientos térmicos. Otras características son una alta den-

sidad en imperfecciones (especialmente dislocaciones, dislocaciones curvas, vacantes y cúmulos de vacantes), un grano fino, y zonas de segregación.

La Tabla 4.6 muestra que hay diferencias en el ratio de enfriamiento en base al tipo de máquina de colada continua. Por esta razón los productos obtenidos de las distintas máquinas de colada continua pueden tener una variedad de estructuras y propiedades. No obstante, algunas de las principales características de todas estas máquinas de colada continua pueden ser resumidas en 2, el tamaño de grano y la supersaturación.

Tabla 4.6: Comparación de algunos procesos de colada (Todos los valores aquí expuestos son valores promedio en el supuesto de que se esté colando aluminio puro).

Proceso de colada.	Ratio de enfriamiento. [k/s]	Espaciado del brazo dendrítico [μm]
<i>Colada en Molde</i>	0,01 – 0,1	100
<i>Colada DC</i>	0,5 – 20	12 – 15
<i>Properzi</i>	0,5 – 13	8
<i>Colada a presión</i>	20 – 80	5
<i>Colada de láminas</i>	200 – 700	1 – 2
<i>Colada de doble tambor</i>	$\approx 450^\circ$	-
<i>Colada en eslabón y bandas de acero.</i>	150 – 600	-
<i>Colada continua de arrastre</i>	≈ 6000	-

Otras diferencias son creadas mediante distintos tratamientos térmicos, los cuales pueden conducir a una reducción de la supersaturación y a un engrosamiento de grano. En consecuencia no todas las características anteriormente mencionadas se han encontrado en el mismo grado en cada máquina de colada continua estudiada.

En consecuencia en base al proceso, la colada continua muestra diferencias en la estructura y propiedades del aluminio. Algunos ejemplos son los siguientes:

- Las máquinas de colada continua de doble tambor poseen varias ventajas metalúrgicas debido a la rápida solidificación (por ejemplo para la máquinas de colada continua de la casa Pechiney, el tiempo de solidificación para una placa de 10mm es de 3 segundos. Una fina estructura de colada es obtenida. La segregación es reducida. En consecuencia algunas aleaciones tienen mejores propiedades que las producidas mediante otras técnicas convencionales. Después de la colada el material tiene que ser laminado en frío, donde un alto grado de deformación en frío conlleva una buena calidad superficial. Entre los tambores de colada durante el proceso de colada existe una ligera deformación plástica.
- Debido al elevado ratio de enfriamiento, la colada continua de un solo tambor, permite modificaciones de la aleación únicas que producen mejoras en las propiedades físicas. La solidificación es virtualmente unidireccional; un fenómeno que posee ventajas e inconvenientes. Evaluando el lado positivo, las condiciones de solidificación producen una microestructura única, se elimina la segregación de la aleación y se producen partículas intermetálicas más pequeñas que las obtenidas en los otros procesos de colada continua. Estas características proporcionan oportunidades únicas para conseguir propiedades físicas y mecánicas únicas a través de modificaciones de la aleación muy simples. Por otro lado, posibles solidificaciones irregulares pueden conducir a una estructura no-homogénea indeseada.
- Las láminas obtenidas mediante las máquinas de colada por láminas y por bloques en su mayoría pueden no corresponder a la calidad de las láminas obtenidas a través del laminado en caliente, puesto que su superficie puede ser no uniforme. Comparando la máquina de colar de doble tambor, la lámina tiene una baja supersaturación de los elementos manganeso, hierro y silicio. Cabe comentar además que la colada continua mediante bandas de acero móviles tiene un problema adicional por lo que respecta a la migración del magnesio a los extremos de la chapa que están en contacto con las bandas de acero, además de presentar problemas en los tipos de precipitados que se forman y en su distribución en la lámina.

Comportamiento de las Láminas de Aluminio en Procesos Adicionales.

En procesos adicionales las características especiales del material deben ser consideradas. Debido al elevado ratio de solidificación, la lámina puede mostrar una supersaturación significativa, que se ve influenciada por los procesos de laminación y por los tratamientos térmicos.

Laminado en Frío

La colada de láminas muestra esencialmente el mismo comportamiento que la convencional, bajo condiciones de deformación en frío, tal y como se muestra en la Figura 4.30, Figura 4.31 y Figura 4.32 (para materiales que provienen de máquinas de colada de doble tambor). Con un aumento del grado de deformación en frío la tensión de rotura es aumentada, mientras que la deformación es reducida.

Para aluminio comercialmente puro los valores de tensión de rotura y deformación son aproximadamente los mismos, con una pequeña diferencia en los de la deformación bajo un grado de deformación del 20%.

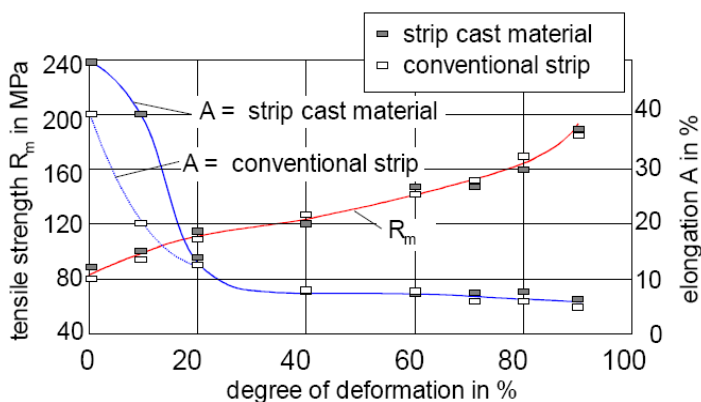


Figura 4.30: Representación gráfica de la evolución de la tensión de rotura y el alargamiento de aluminio convencional y uno producido por colada continua y uno en función del grado de deformación.

En el caso de las aleaciones (Figura 4.31 y Figura 4.32) las diferencias entre la colada continua en lámina y la colada convencional de láminas son más observables. Todos los valores para la resistencia a rotura son de un 20% a un 50% más altos que para el material convencional. La razón de semejante comportamiento parece estar en la elevada supersaturación del material de la lámina colada debido a su alto ratio de solidificación.

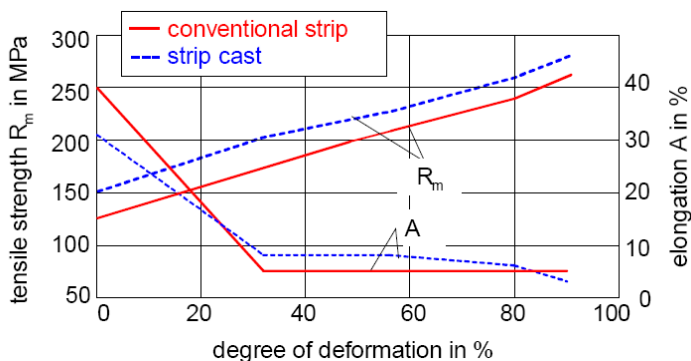


Figura 4.31: Representación gráfica de la evolución de la tensión de rotura y deformación frente al grado de deformación para aleaciones de aluminio en función del tipo de colada

Si el contenido en elementos aleantes está sobre el 2 % ($AlFe_2$, $AlMn_1Fe_1$, ver Figura 4.32) la ductilidad puede crecer con el aumento de la deformación. La razón para este fenómeno parece estar en las precipitaciones primarias, que construyen una densa red en las condiciones de colada. Al 40 % del grado de deformación esta red se rompe y la deformación se hace más homogénea resultando en un incremento en ductilidad.

Si la lámina colada es homogenizada (mediante un recocido a altas temperaturas) antes del laminado este muestra un comportamiento similar al del material convencional debido a la reducción de la segregación.

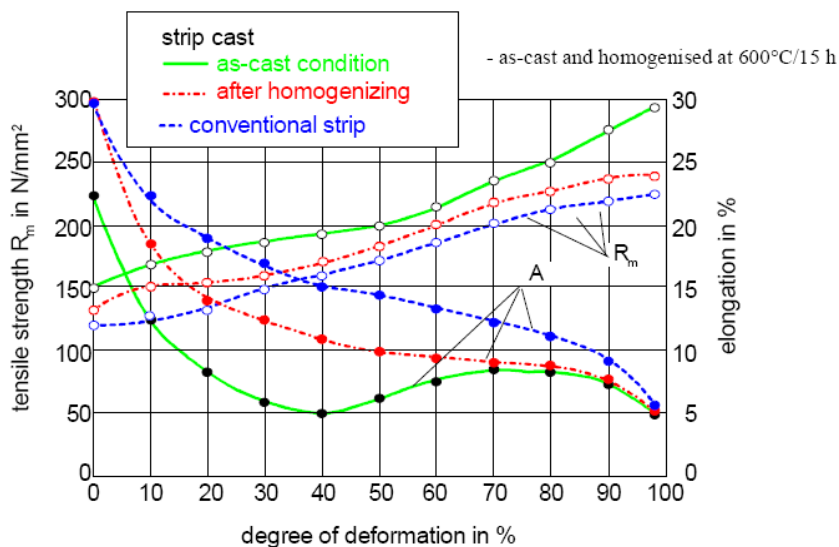


Figura 4.32: Representación gráfica de la evolución de la tensión de rotura y alargamiento frente al grado de deformación para aleaciones de aluminio en función del tipo de colada y tratamiento térmico.

Procesos de Estampación

Comparando con el material convencional, la colada laminar a menudo no es ideal para operaciones de estampado u otras operaciones que requieren un grado de deformación plástica considerable, como por ejemplo el doblado de dichos materiales en radios de pequeño diámetro. La razón para esto parece estar en la deformación relativamente ligera entre los laminadores en base al tipo de colada en lámina. También, cuando el material es laminado en frío desde los 9 mm a 1 mm el resultado de la deformación es muy inferior comparando con un material convencional después de laminarlo en caliente y de laminarlo en frío. Así pues la colada en láminas puede mostrar el “efecto” de piel de naranja, después de una embutición, causado por los granos de colada que dan lugar a una superficie texturada.

Recristalización

La Figura 4.33 muestra el comportamiento frente a la recristalización de las aleaciones de aluminio comercialmente puras (series 1050 A) producidas mediante tres rutas. Todos los materiales muestran el mismo tipo de curva, incluyendo la recuperación, la recristalización y el crecimiento de grano. Los valores

para la lámina obtenida mediante colada continua son más altos que aquellos obtenidos para otros materiales ya que la alta saturación retrasa los procesos de recristalización (o los inhibe). Con un recocido, a altas temperaturas (homogenización) antes del laminado en frío, la supersaturación en la matriz puede ser reducida. Así pues este material muestra una curva que es más similar a la de un material convencional.

Con un aumento en el contenido de elementos aleantes, el efecto del retraso de la recristalización se vuelve cada vez más significativo. Tal y como se muestra entre los materiales colados A199,5 y $AlMn_1Fe_1$ colado en lámina, el rango de recristalización se amplía cuantos más elementos aleantes (Figura 4.34) [TALAT Lecture 3210].

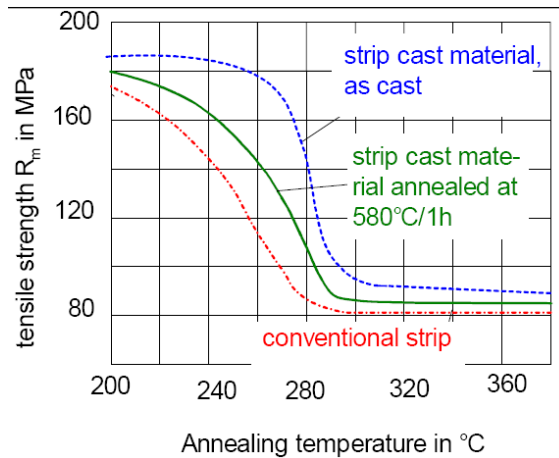


Figura 4.33: Representación gráfica de la evolución de la tensión de rotura en función de la temperatura de recocido.

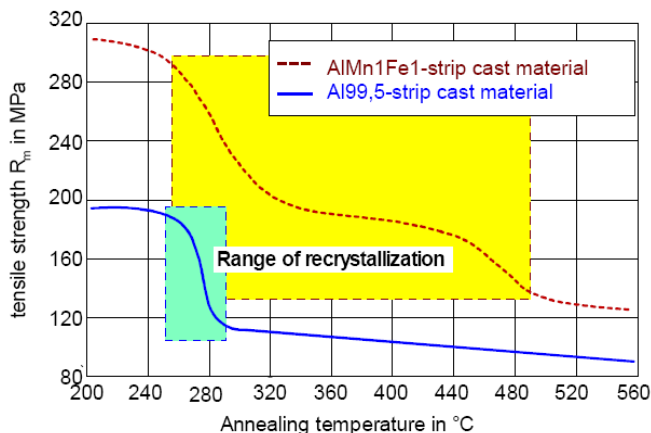


Figura 4.34: Representación gráfica de la evolución de rango de recrystalización en función del contenido en elementos aleantes.

Proceso de Colada Continua en la CVA BAUX

Introducción

Tal y como se ha comentado en apartados anteriores, son las buenas propiedades del aluminio, así como su excelente comportamiento frente a la corrosión, baja densidad ($2.7 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$) y facilidad para conformarlo, las propiedades que convierten a este metal en un aconsejable sustituto de otros materiales más pesados, es por ello que la producción de este metal suscita un elevado interés en el tejido industrial, ya que ha demostrado ser apto tanto para aplicaciones cotidianas como la fabricación de utensilios de menaje de hogar, como para prestaciones de alta ingeniería de componentes estructurales aeronáuticos, ferroviarios y aeroespaciales.

Concretamente, en la Compañía Valenciana de Aluminio BAUX, han dirigido sus esfuerzos a la producción principalmente de las aleaciones de las series 1XXX, 3XXX y 5XXX, utilizando para ello el proceso de colada continua Hazelett. En particular la producción se ha ido intensificando en las aleaciones de la serie 3XXX, las cuales son ampliamente utilizadas en la fabricación de láminas, bandas o planchas, en las que debido a las etapas del proceso de fabricación, el tamaño de grano, y en general las características microestructurales, adquieren una gran importancia cuando se pretende determinar la resistencia del material.

La manufactura de chapas o láminas a través del proceso de colada continua Hazelett, presenta algunas ventajas significativas frente a los procesos convencionales de colada discontinua, siendo estos principalmente la reducción en el consumo de energía y los costes operacionales. Básicamente el aluminio fundido se cuela entre las dos bandas refrigeradas que están en rotación, obteniéndose un planchón de entre 12 y 50mm de espesor, siendo esta forma no bobinable, debiendo aplicar un proceso de laminación en caliente posterior, hasta alcanzar un espesor de lamina de 1,5 mm, pudiendo bobinar dicho espesor.

Por otro lado, el ratio de enfriamiento del proceso Hazelett, muy superior al propio de la colada convencional de placa, genera algunos problemas metalúrgicos sobre el material. Entre estos, se encuentra la retención en solución sólida sobresaturada de algunos de los elementos aleantes, lo que más tarde conduce a una dificultad en el proceso de recristalización, conllevando a unas peores propiedades mecánicas, así como un incremento de complejidad en el control de las etapas de deformación plástica subsiguientes.

Así pues con el fin de minimizar al máximo los problemas citados, habitualmente, en el proceso de colada continua Hazelett, se tiende a producir aleaciones poco aleadas y con reducidos intervalos de fusión. Generalmente estas suelen ser las aleaciones de la serie 1XX.X, 3XX.X y 5XX.X.

Descripción Global del Proceso de Colada Continua Hazelett Implantado en la CVA BAUX.

El proceso de colada continua de la CVA BAUX, se realiza mediante las etapas de fusión, des-escoriado, transporte de metal fundido, desgasificación, filtrado, aplicación del afinador de grano, colada, laminación en caliente, tratamientos térmicos y laminado en frío (en algunos casos se aplican post-tratamientos térmicos después de esta etapa).

En la Figura 4.35 se muestran todos los equipos involucrados en el proceso de colada continua implantado en la CVA BAUX. Como podemos observar de izquierda a derecha, está dispuesto el “lay-out” de la planta esquematizado mediante un croquis en 3D, excluyendo de esta representación los 4 hornos de recocido (Post-tratamiento de laminación en caliente) y el equipo de laminación en frío (utilizados para conferir a las láminas el espesor y propiedades mecánicas finales). Así pues, el proceso industrial de colada se inicia en los hornos de reverbero y el horno rotativo. Inicialmente uno de los hornos de reverbero basculante es cargado al 100 % de su capacidad (aproximadamente 90 Tm) y el otro se deja a un 50-60% de capacidad. Estos hornos se cargan con distintas chatarras de aluminio. Estas chatarras son seleccionadas y depositadas en el

horno en base a la aleación que se desea producir, buscando siempre depositar chatarras de aluminio con un bajo contenido en elementos aleantes, sobre todo hierro. Durante el proceso de fusión de estas chatarras se añaden las distintas sales fundentes con objeto de cubrir el metal y eliminar las diversas impurezas o elementos/compuestos no disueltos y disueltos en el seno del aluminio fundido. El defecto de carga del segundo horno de reverbero procede del horno rotativo. Este horno se utiliza para aprovechar las escorias de los propios hornos de reverbero o incluso a veces es cargado con chatarras que poseen un alto contenido en elementos aleantes. La función principal de este horno es separar el aluminio presente en las escorias, es decir obtener el aluminio puro, pero eso no significa que de la alúmina presente en las mismas este sea capaz de disociar el aluminio y el oxígeno. Sólo puede obtener aluminio que no esté combinado en forma de óxido. Cabe comentar que este tipo de horno no tiene un consumo energético tan elevado como los hornos de reverbero y a su vez posee un consumo reducido de sales fundentes. El metal aprovechado en el horno rotativo es vertido mediante regueras (canales de transmisión de metal fundido) al horno de reverbero cuya capacidad después de esta transferencia queda completa. Un proceso adicional, no ilustrado en la Figura 4.35, pero de vital importancia en la etapa de fusión corresponde al “descremado”, proceso consistente en la sustracción de las escorias que por su inferior densidad (comparando con la densidad del aluminio) quedan flotando en la parte superior de los hornos de reverbero. Esta sustracción se realiza mediante un brazo mecánico en forma de pala.

Así pues una vez se dispone del aluminio líquido y con una menor cantidad de impurezas se procede a la colada, pero no antes de tres etapas previas y muy necesarias, la desgasificación, el filtrado y la introducción del afinador de grano.

En la etapa de desgasificación se pretende sustraer los gases presentes en el metal fundido, sobretodo el hidrógeno. Pues debido al tipo de aleaciones producidas (serie 3XX.X) la presencia de hidrógeno puede verse realzada, dado que estas aleaciones poseen un contenido considerable de magnesio, elemento que favorece la presencia del hidrógeno disuelto en el metal fundido, conduciendo ineludiblemente a la presencia de poros si se alcanza una sobresaturación de dicho gas en este estado. Por lo tanto para minimizar la presencia de hidrógeno disuelto se hace pasar el aluminio fundido por el desgasificador, haciendo circular una corriente de gas inerte, que por fenómenos de transporte difusivo, adsorción y posterior des-adsorción, elimina gran parte del hidrógeno presente.

En la etapa del filtrado se hace circular el metal fundido a través de un dispositivo poroso, en el cual las partículas albergadas en el líquido quedan retenidas. Estas partículas son inmovilizadas por mecanismos tan diversos como la propia gravedad, la fricción (sin duda alguna debida en parte a la tortuosidad de los

canales internos del filtro) y por enlaces químicos y electrostáticos en la interfaz pared filtro-superficie impureza. La eficiencia de este proceso puede verse ostensiblemente realizada reduciendo la velocidad del flujo del metal fundido o bien incrementando la longitud física de los canales por los cuales circula el metal fundido.

Por último, previo al proceso de colada, queda la etapa en la que se aplica el afinador de grano. En esta etapa se va suministrando a una velocidad constante el afinador de grano (TiBAI), que tiene una morfología de varilla. Esta varilla es introducida en la reguera por la cual circula el aluminio fundido, en el instante en el que arranca la colada. Cabe comentar que la distancia que hay entre el punto de suministro del TiBAI, y la artesa (reservorio de metal fundido) tiene que ser la suficiente como para que en dicho recorrido el afinador pueda ser distribuido de manera homogénea. De hecho el tiempo de permanencia del afinador de grano previo a la colada está siendo tema de estudio, debido a la morfología microestructural que puede obtenerse en base a este parámetro. Así pues comentar que la función principal en esta etapa es conferir un gran número de puntos de nucleación estables homogéneamente distribuidos.

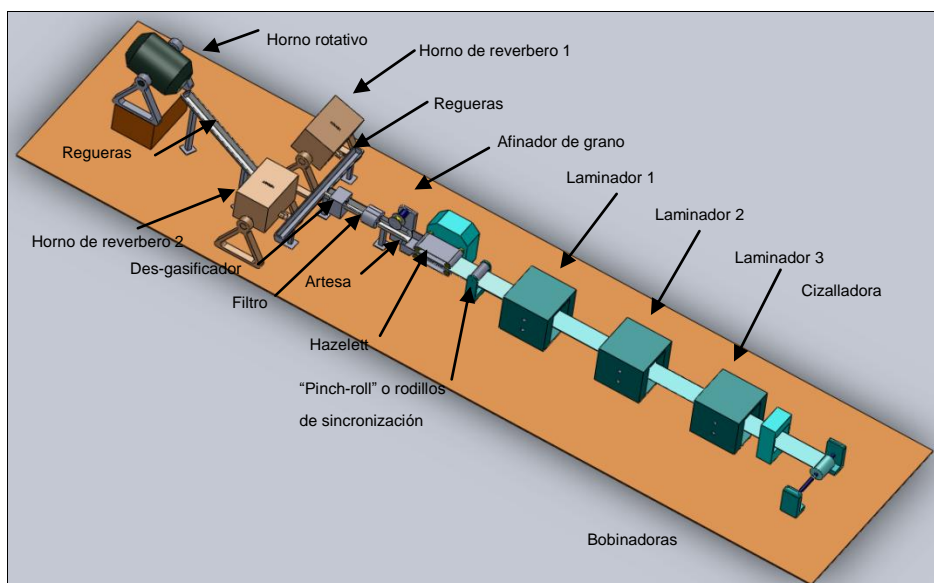


Figura 4.35: Representación esquemática del proceso de colada continua implantado en la CVA BAUX.

A continuación, después de las sucesivas etapas de fusión, "limpieza" y generación de puntos de nucleación en el metal fundido se procede con el proceso

de colada continua. En esta etapa el metal fundido fluye hasta llenar la artesa, la cual tendrá regulada la altura hasta la que se llena de metal fundido, mediante el sistema “*steady-eddy*”. Este sistema favorece que en el reservorio siempre se disponga de la misma cantidad de líquido, evitando de este modo los flujos turbulentos en el momento de verter el metal fundido a través de una tobera cerámica, que es el último punto por donde “fluirá” el metal.

Así pues, durante el proceso de colada continua Hazelett Figura 4.36 (a) y (b) el metal fundido es introducido en el equipo de colada a través de una ancha tobera cerámica ubicada cuidadosamente entre las dos bandas cerámico-metálicas en movimiento, de modo que las turbulencias sean minimizadas. Las bandas rotativas se mantienen en tensión para dar forma a la cara superior e inferior de la placa de aluminio mediante unas poleas de tensión. Al mismo tiempo una mezcla de gases es inyectada para minimizar la oxidación y las bandas son enfriadas con agua para mejorar la transferencia de calor durante la solidificación de la placa o la lámina. La placa o lámina producida mediante este proceso puede tener un espesor que va de 12 a 75 mm, y hasta un ancho máximo de diseño de 2,3 m. La sección del molde posee una longitud cercana a los 2m y los ratios de enfriamiento para una placa de un ancho de 19 mm, oscilan de 11 a $40^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ en la superficie de la placa que está en contacto directo con la banda de aluminio, a $4^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ en el centro de la placa. Esta es una de las razones principales por las que se observa un tamaño de grano dendrítico mucho más pequeño en las zonas de contacto de la placa con la bandas y por la cual en el centro de la placa de aluminio se pueden observar granos dendríticos más groseros y eutécticos de grandes dimensiones. En cierta manera se puede afirmar que el grado de sobresaturación de los granos dendríticos más próximos a la superficie de contacto, estén mucho más sobresaturados en elementos aleantes que los granos más groseros que se encuentran en el centro de la placa en base a la cinética química subyugada al gradiente térmico (ver micrografías en la Figura 4.37).

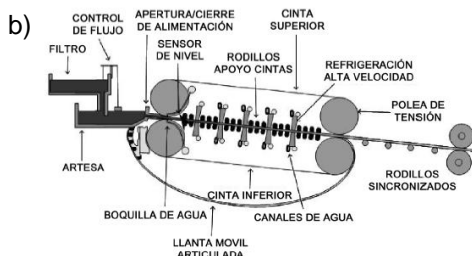
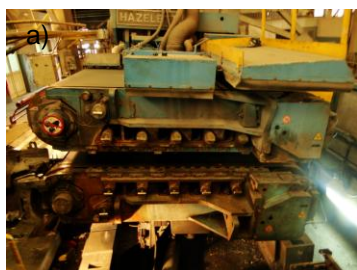


Figura 4.36: Fotografía del equipo Hazelett (a); Vista de perfil esquematizada de los componentes involucrados en el proceso Hazelett (b).

Por otro lado, los ratios de producción de esta técnica están en un rango que va de 21 a 24,5 Tm por metro de ancho y hora. En contraste, los equipos de colada de doble tambor, poseen una velocidad de enfriamiento mucho mayor, la cual puede estar entre 10^2 - 10^3 °C·s⁻¹, entre otras cosas por el ancho de la lámina que se está colando. En este caso, el espesor de la lámina se encuentra frecuentemente entre los 3 y los 10 mm, por lo que el laminado final del producto obtenido es mínimo. Así pues el ratio de solidificación posee un impacto considerable sobre la pieza colada. Por tanto velocidades de enfriamiento elevadas suelen ser deseables ya que estas conducen a un menor espacio entre los brazos secundarios de las dendritas, lo cual, a su vez, reduce la microsegregación en las regiones dendríticas. El tamaño de las dendritas varía típicamente de 30 a 70 μ m para los equipos de colada continua como la Hazelett a 5-10 μ m para los equipos de colada de doble tambor. Las altas velocidades de enfriamiento también reducen el tamaño de los compuestos intermetálicos y promueven la formación de tamaños de grano más finos y uniformes. Otra consecuencia de las altas velocidades de solidificación asociada con los procesos de colada continua es la alta concentración (supersaturación) de los elementos que poseen el rol de soluto y que pueden ser retenidos en solución sólida. Esto afecta particularmente a la ralentización de la difusión de los metales de transición como el hierro y a las propiedades mecánicas, las cuales difieren de aquellos productos que han sido producidos por colada no continua, incluso siendo las composiciones químicas similares.

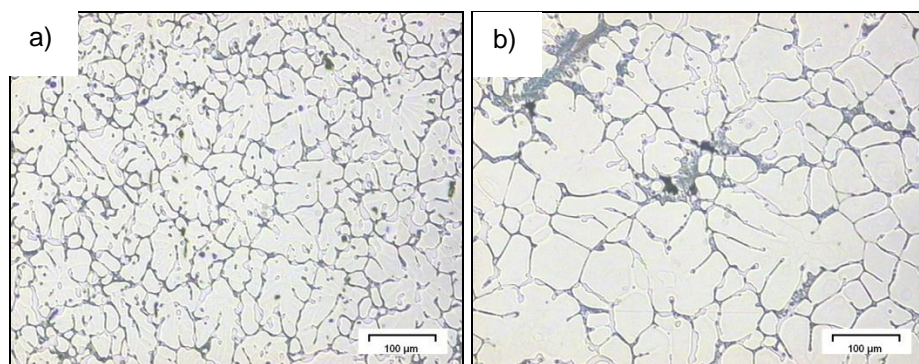


Figura 4.37: Imagen de la microestructura de una aleación de aluminio de la serie 3005 tomada a 200 aumentos en un punto próximo a la superficie de la placa (a) y en el centro de la misma (b).

A modo de síntesis, en el proceso de colada, el aluminio líquido procedente de la artesa, y que fluye a través de la tobera cerámica, es vertido sobre las bandas móviles refrigeradas, alcanzándose la solidificación completa a unos 45 cm

en el sentido de avance desde de la tobera cerámica (en dirección horizontal). Cabe comentar que el molde del equipo Hazelett, queda cerrado en los extremos mediante llantas móviles, las cuales se mueven a la misma velocidad de rotación que las bandas quedando de este modo el metal completamente confinado entre la banda superior, la banda inferior y la llantas dispuestas en cada lateral. Estas llantas móviles (las cuales poseen la terminología inglesa de "Damm Blocks") son las que definen el ancho de la placa que va a ser colada.

Así pues el material fundido entra en el equipo Hazelett a una temperatura de 680°C, y sale a una velocidad de 8m/s y una temperatura máxima de 560°C $\pm 10^\circ\text{C}$. Se hace referencia a la temperatura máxima porque el ancho de la placa colada posee un perfil de temperaturas muy dispar, puesto que las máximas temperaturas se encuentran en los extremos (suelen ser más altas en el lado motor) y las mínimas temperaturas a la salida del equipo Hazelett, son de 470°C $\pm 10^\circ\text{C}$, estando localizadas en el centro de la placa. Este perfil térmico que es revelado en el ancho transversal de la banda es conocido como perfil "de hueso de perro", por la forma que presenta dicho gradiente térmico.

Seguidamente la placa solidificada avanza hasta entra en contacto con los rodillos de sincronización (*pinch rolls*), los cuales, poseen una velocidad de rotación inferior que la velocidad de rotación de las bandas (este caso se da para las aleaciones de la serie 3XXX), ya que lo que se pretende evitar es tirar de la placa recién colada pudiendo arrancar la boquilla cerámica.

A continuación, a la salida de los rodillos de sincronización la placa "sin fin" solidificada se dirige directamente a las tres cajas de laminación las cuales están dispuestas en tándem. La entrada a la primera, segunda y tercera caja de laminación se produce a temperaturas de 550, 360 y 225 $\pm 10^\circ\text{C}$, respectivamente, saliendo de la tercera y última caja de laminación a una temperatura de 200°C $\pm 10^\circ\text{C}$. Como puede apreciarse en la tercera etapa de laminación se está efectuando una deformación plástica a una temperatura que se encuentra por debajo de la temperatura de recristalización, por lo tanto se puede afirmar que en la tercera caja de laminación se está ejerciendo una laminación en frío (aunque conste como etapa de laminación en caliente), de ahí que observemos en la Tabla 4.7, que la última etapa de deformación es en la cual se aplica la mínima reducción, pues en estas temperaturas el grado de acritud conseguido será mucho mayor cuanto más deformación sea aplicada, al contrario de lo que ocurrirá en las cajas de laminación 1 y 2.

Tabla 4.7: Temperatura de entrada a los distintos trenes de laminación, tomadas previo al contacto con la emulsión de laminación. Reducciones de espesor en cada etapa. Medidas tomadas para una aleación 3005.

Entrada Hazelett		Salida Hazelett		Entrada Laminador 1 (L1)		Entrada Laminador 2 (L2)		Entrada Laminador 3 (L3)		Salida Laminador 3 (L3)		Reducciones			
°C	°C	mm	°C	mm	°C	mm	°C	mm	°C	mm	°C	mm	L1	L2	L3
680	560	19	550	19	360	7	255	2,9	200	1,5	63	59	63	59	47
±10	±10	±0,05	±10	±0,05	±10	±0,05	±10	±0,05	±10	±0,05	±10	±0,05	(%)	(%)	(%)

Las temperaturas mostradas en las cajas de laminación, se miden antes de la entrada en contacto con la emulsión de laminación con lo que, al contacto con el cilindro, la temperatura de la chapa desciende. Por otra parte, el espesor de la chapa tras la salida Hazelett, 19 ± 0.05 mm, se reduce progresivamente en la sucesivas laminaciones, hasta alcanzar un espesor final de $1,5 \pm 0.05$ mm.

Finalmente, la lámina que sale de la tercera caja de laminación es enviada a una bobinadora, donde generalmente se arrolla hasta alcanzar una masa de 7 Tm. Una vez se alcanza dicha masa, se cizalla la lámina y posteriormente se desplaza el carro de la bobinadora con la bobina completa y se retira con la ayuda del puente grúa, mientras se introduce el carro bobinador vacío, enhebrando seguidamente la lámina que sigue saliendo, dotando así de continuidad al proceso productivo. Las bobinas que son obtenidas hasta esta etapa pueden ser dirigidas directamente al almacén o bien pueden ser tratadas térmicamente y posteriormente laminadas en frío hasta obtener los requisitos deseados.

Descripción General de las Bandas Cerámico Metálicas Utilizadas en el Proceso de Colada Continua Hazelett.

El propósito de esta tesina es alcanzar un mayor grado de conocimiento acerca de las bandas utilizadas en el proceso Hazelett. Es por ello, que se considera adecuado comentar, previo a los estudios que van a ser realizados sobre las mismas, que aspecto general presentan. En la Figura 4.38, se observa el aspecto que tienen estas a través de un esquema 3D y una fotografía, respectivamente. Tal y como vemos se trata de una banda de unas dimensiones perimetrales aproximadamente de 7 m y de un ancho transversal de 1577 mm. Esta banda posee un recubrimiento por el lado que está en contacto directo con el aluminio fundido. En cambio, en el lado que está en contacto con los sistemas de refrigeración (son unos chorros de agua), la cara interna, parece

ser un tipo de acero. El color del recubrimiento es gris oscuro-azulado. Si se observa la cara interna se puede apreciar una soldadura oblicua (en ángulo) y un cordón de soldadura de una sección no superior a 4 mm que va de un extremo transversal al otro. Por otro lado, se observa que por la cara del recubrimiento, éste no alcanza a cubrir todo el ancho transversal, dado que las zonas descubiertas, que están en los extremos laterales, no llegan a estar en contacto con la placa de aluminio pues las llantas móviles, restringen el ancho transversalmente. Así pues, esta es la morfología que a priori macrográficamente presentan las bandas Hazelett.

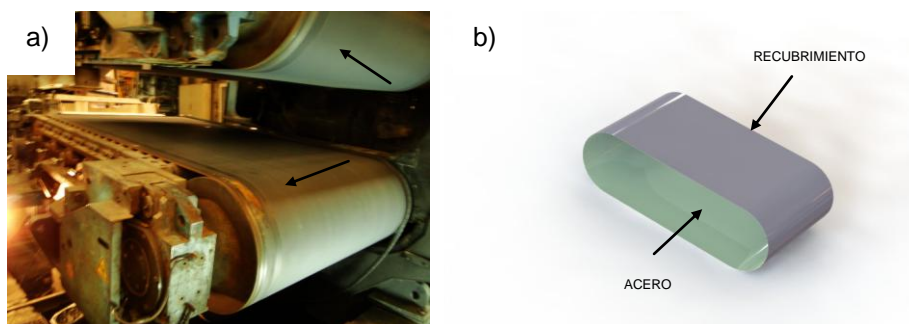


Figura 4.38: Fotografía de las bandas Hazelett después de ser cambiadas (a). Esquema 3D de la banda Hazelett (b).

Proyección Térmica

Introducción

La demanda de un mejor rendimiento y aumento de la vida útil en componentes y dispositivos de máquinas que están sometidos a altas exigencias, está continuamente creciendo y como consecuencia de estos requerimientos, se ha avanzado en los últimos años en el estudio de una alternativa, como lo son los recubrimientos aplicados por proyección térmica, representando una clara opción para aumentar las prestaciones y la vida útil de los materiales.

Con la técnica de proyección térmica, se pueden obtener recubrimientos con un espesor de entre 50 μm y unos cientos de μm y son depositados sobre materiales con el fin de mejorar sus propiedades o las prestaciones superficiales bajo condiciones de desgaste, no obstante, su uso como medio de protección frente a la corrosión, el deterioro por alta temperatura y como medio de restauración dimensional de piezas y componentes de equipos es cada vez más importante. La alta dureza requerida que es solicitada a estos recubrimientos, conduce a la

utilización de compuestos cerámicos, como carburos, nitruros, óxidos, cermets y algunos materiales metaestables.

Descripción General de la Técnica de Proyección Térmica.

La proyección térmica es una técnica de aplicación de recubrimientos que es considerada una potencial alternativa para proteger componentes de máquinas que están sometidos a altas exigencias en ambientes de desgaste, corrosión y altas temperaturas. El uso de la proyección térmica para la aplicación de recubrimientos se debe principalmente a la versatilidad de la técnica y a la gran cantidad de materiales que pueden ser depositados mediante esta técnica, hecho que facilita la aplicación de recubrimientos de composición química variada, sobre sustratos de diferente forma y tamaño.

La técnica de proyección térmica se basa en el calentamiento de una material (generalmente proporcionado en forma de polvos o alambres) hasta alcanzar la fusión parcial o total del mismo y la posterior proyección de este utilizando un gas inerte a alta velocidad que arrastra el metal fundido y lo conduce hacia una tobera, que confiere a este flujo una mayor velocidad. Este flujo es proyectado a alta velocidad y temperatura hacia la superficie que se desea cubrir. Las propiedades del recubrimiento depositado sobre la superficie objetivo dependen de la energía térmica y cinética que ha sido utilizada en el proceso, así como de la solidificación y/o sinterización de las partículas proyectadas. En la Figura 4.39, es esquematizado el proceso de proyección térmica para obtener un recubrimiento.

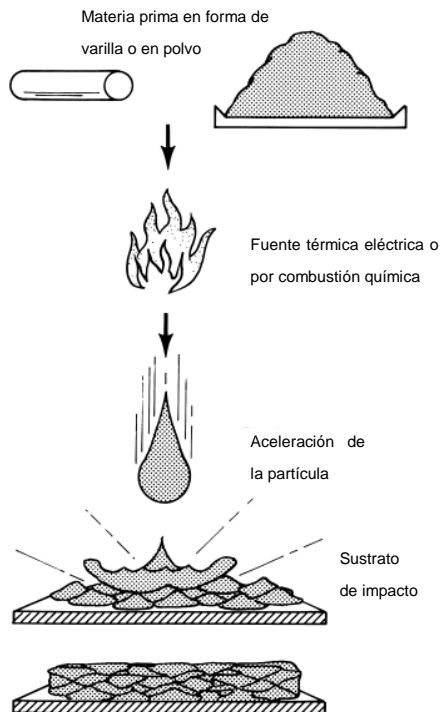


Figura 4.39: Esquema del proceso típico de proyección térmica y del recubrimiento obtenido.

Posterior al calentamiento y fusión (total o parcial) de las partículas estas son proyectadas. Durante su recorrido desde el punto donde se funden hasta el punto previo al impacto del sustrato la partícula adquiere una morfología que varía de la forma esférica a la elipsoidal (a medida que es acelerada por el flujo de gas inerte). No obstante, al impactar con el sustrato o entre sí, adquieren una forma laminar o de disco que les permite apilarse con cierta facilidad, dando lugar a una estructura en forma de “lamelas” o de granos finos equiaxiales (ver la Figura 4.40).

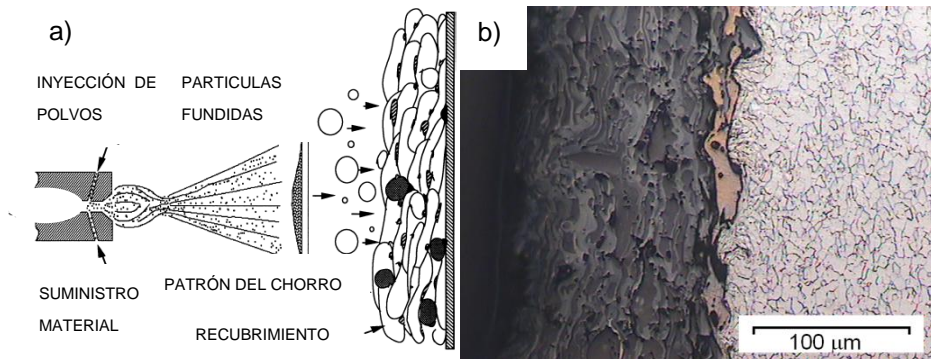


Figura 4.40: Principios de formación del recubrimiento utilizando la proyección térmica (a). Microestructura lenticular (imagen tomada a 200 aumentos) de un recubrimiento de $\text{TiO}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3$, sobre una capa de anclaje de Ni - Al, depositadas ambas sobre un sustrato de acero al carbono con un bajo contenido en carbono.

En la actualidad las técnicas más utilizadas para la aplicación de recubrimientos mediante proyección térmica son:

- Proyección térmica mediante llama.
- Antorcha de detonación o D-Gun TM (Detonation Spray)
- Proyección térmica Oxiacetilénica a alta Velocidad (HVOF).
- Proyección Térmica por arco eléctrico.
- Proyección térmica mediante plasma (Plasma Espray).

Cada una de estas técnicas se diferencia en la fuente y magnitud de la energía térmica utilizada para el calentamiento del material que va a ser aplicado y de la energía cinética que se utiliza para la propulsión de las partículas fundidas y semi-fundidas hacia el sustrato, por lo que, las técnicas de proyección térmica pueden ser clasificadas en base a la fuente de energía primaria, tal y como puede ser observado en la Figura 4.41.

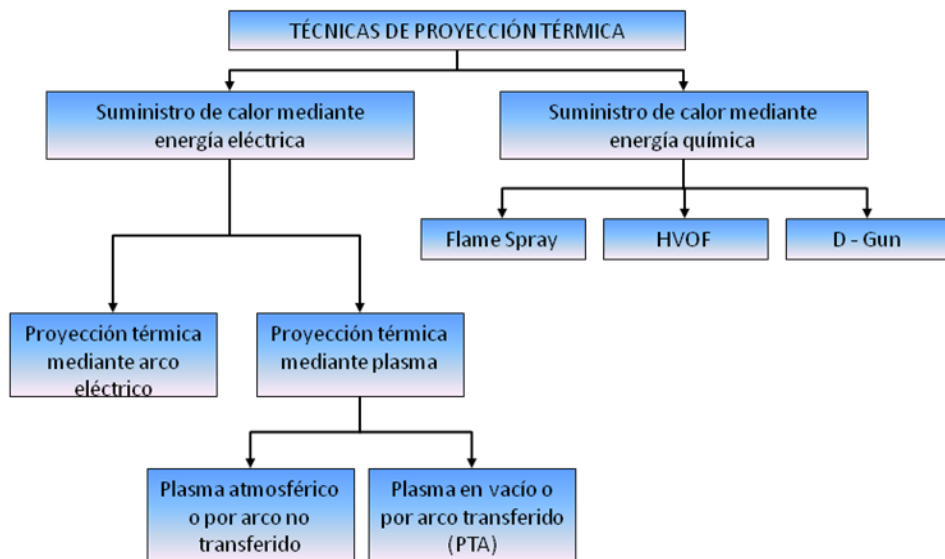


Figura 4.41: Clasificación de las técnicas de proyección térmica, en base a las fuentes de calentamiento del material.

La selección de de una técnica de proyección térmica apropiada, se realiza de acuerdo con los requerimientos del recubrimiento, del material deseable en el mismo, de factores económicos y del tamaño y transporte de los dispositivos.

Entre las ventajas más resaltables de la proyección térmica se encuentran:

- La multitud de materiales que pueden ser proyectados.
- La posibilidad de recubrimiento de cualquier tipo de pieza, con tamaños y formas muy diferentes.
- Obtención de espesores de recubrimientos extremadamente reducidos.
- La ventaja adicional de no modificar el sustrato ni en su forma ni en sus propiedades mecánicas, salvo en una aumento de dureza en zonas extremadamente cercanas a la superficie (aproximadamente 125 μm).
- Procesos flexibles en cuanto a su posición de operación y el medio en el que se aplica. Estos procesos también manifiestan reproducibilidad.
- Es un proceso fácilmente automatizable.
- Existe la posibilidad de recuperar componentes desgastados.

En la Tabla 4.8 se da una idea de la calidad del recubrimiento que cabe esperar y de las condiciones operacionales en función de la técnica de proyección térmica utilizada [Handbook of Thermal Spray Technology].

Tabla 4.8: Comparación de los procesos mediante proyección térmica

Atributo	Flame spray	HVOF	D-Gun	Arco eléctrico	Plasma atm.	Plasma vacío
Haz proyectado						
Temperatura del haz, K	3500	5500	5500	>25000	15000	12000
Velocidad del haz, m/s	50-100	500-1200	>1000	50-100	300-1000	200-600
Flujo de gas L/min.	100-200	400-1100	N/A	500-3000	100-200	150-250
Tipos de gas	O ₂ , acetileno	CH ₄ , C ₃ H ₆ , H ₂ , O ₂	O ₂ , acetileno	Aire, N ₂ , Ar	Ar, He, H ₂ , N ₂	Ar, He, H ₂
Potencia de entrada, kW (equiv.)	20	150-300	N/A	2-5	40-200	40-120
Aliment. de partículas						
Temp. partículas (max.) °C	2500	3300	N/A	>3800	>3800	>3800
Velocidad de las partículas (m/s)	50-100	200-1000	N/A	50-100	200-800	200-600
Tasa de aliment. (g/min)	30-50	15-50	N/A	150-1200	50-150	25-150
Depósito / recubrim.						
Densidad en %, respecto al material sólido	85-90	>95	>95	80-95	90-95	90-99
Resistencia cohesiva, MPa	7-18	68	82	10-40	<68	>68
Presencia y distribución de óxidos	Alta	Moderada (dispersos)	pequeña	Moderada - alta	Moderada (groseros)	Ninguna

Propiedades Físicas de los Recubrimientos Aplicados por Proyección Térmica.

Importantes características de los recubrimientos por proyección térmica se combinan para dar lugar a las propiedades del recubrimiento. Estas, incluyen la estructura del “splat” o estructura laminar, las partículas parcialmente fundidas atrapadas en el seno del material, los poros, las inclusiones de óxidos, los granos, las fases, las grietas y las interfaces de unión. La Figura 4.41 ilustra esquemáticamente las características típicas de un recubrimiento y una microestructura representativa del mismo.

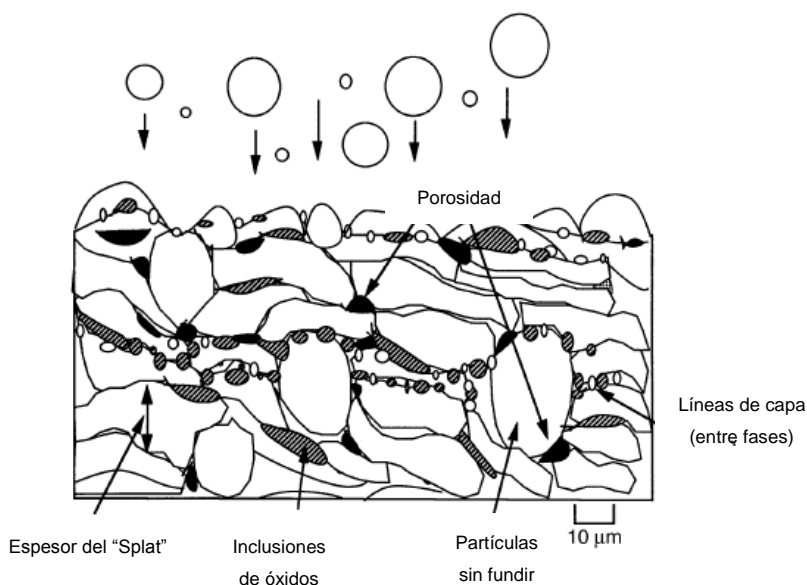


Figura 4.41: Microestructura de recubrimiento por proyección térmica mostrando características comunes.

Splat

El término “Splat”, es el término con el que se define a la gota/partícula de material fundido que impacta sobre la superficie objetivo (sustrato), tal y como puede observarse en la Figura 4.42 (a) y (b). Muchos splats se solapan (ilustrado en la sección transversal de la Figura 4.43) solidificándose y adhiriéndose los unos a los otros, para dar forma a una capa de recubrimiento constante. Así pues, el splat es el bloque de construcción estructural básico en los recubrimientos por proyección térmica. Los splats son generados cuando las partícu-

las fundidas aceleradas impactan una superficie objetivo. Las gotas de material fundido que están a punto de alcanzar la superficie objetivo (antes de impactar) son generalmente esféricas y cuando impactan sobre la superficie sustrato estas se extienden y llenan los intersticios subyacentes (espacios o huecos). Las gotas se vuelven delgadas, adoptando una forma estructural de disco, la cual cuando es pulida en una sección de corte transversal, se observan unas estructuras parecidas a las de las Figuras que van de la 4.43 a la 4.45. En estas figuras, están siendo vistas las secciones transversales, revelando las estructuras lamelares características de los recubrimientos obtenidos por proyección térmica, tal y como ha sido mostrado en la Figura 4.43.

Las Figuras 4.44 y 4.45 muestran micrografías de un recubrimiento cerámico con un 8 % en peso de Itria-estabilizada y Zirconio (YSZ) y por otro lado un recubrimiento de acero al carbono (con un bajo contenido en carbono) esprayado este último por arco eléctrico. Obsérvese, que estos recubrimientos por proyección térmica, exhiben una estructura laminar característica. La estructura del splat en la microestructura del recubrimiento muestra el grado de fusión que ha alcanzado la partícula en el vuelo desde la salida de la tobera del equipo de proyección térmica hasta la superficie objetivo. En los recubrimientos esprayados por arco eléctrico, las microestructuras lamelares también son típicas e indican que las gotas atomizadas no han solidificado todavía previo al impacto. El grado de fusión en la estructura del recubrimiento, como es indicado mediante estas lamelas, en gran parte determina la cohesión, la porosidad, y en consecuencia las propiedades del recubrimiento.

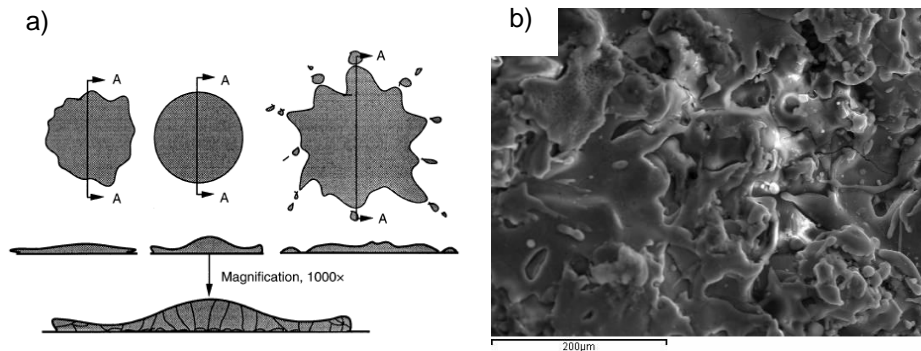


Figura 4.42: Microestructura esquemática típica de un splat (a); Vista de planta de un recubrimiento de $\text{TiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ (x1000), que ha sido depositado mediante proyección térmica (b).

Los procesos de proyección térmica también se caracterizan por la rápida solidificación. A medida que las pequeñas partículas individuales impactan sobre el

sustrato, su calor es liberado rápidamente. Los ratios de solidificación (para los metales) están en un rango que oscila de los 10^5 a los 10^8 °C/s. Semejantes velocidades de enfriamiento conducen a un amplio rango en el estado de los materiales, desde amorfos a metaestables. Dos estructuras suelen estar presentes generalmente dentro de un recubrimiento: Las estructuras tipo splat y las estructuras intrasplat. Dentro de los splats, la rápida solidificación de la proyección térmica produce tamaños de grano tan pequeños como $5\ \mu\text{m}$ y conducen a muchos materiales a no conseguir su equilibrio de fases, dando como resultado un recubrimiento con propiedades anisotrópicas. En la mayoría de los recubrimientos por proyección térmica, las propiedades en el plano xy, es decir, en el plano paralelo a la superficie sustrato son similares. Sin embargo, en la dirección z, perpendicular a la superficie del sustrato, las propiedades varían significativamente de aquellas que se encuentran en el plano xy. A pesar de la posibilidad de la inclusión de óxidos en el recubrimiento, el rápido procesamiento térmico y solidificación en los recubrimientos aplicados por proyección térmica, conducen a una homogeneidad composicional que es representativa de las composiciones originales del material de alimentación [Handbook of Thermal Spray Technology].

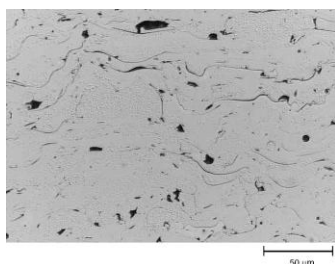


Figura 4.43: Aleación base níquel, proyectada mediante plasma-spray. Cortesía de "Thermal Spray Technologies".

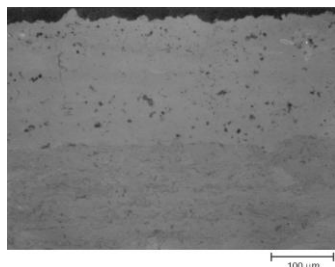


Figura 4.44: Itria-estabilizada con zirconio depositado por plasma espray al vacío Ni-CrAlY. Cortesía de Drexel University.

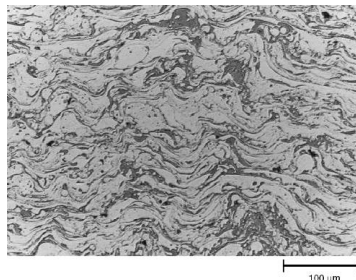


Figura 4.45: Acero con bajo contenido en carbono, depositado con un esprayado mediante arco eléctrico. Cortesía de “Thermal Spray Technologies”.

Inclusiones de Óxidos.

Las inclusiones de óxidos en los recubrimientos metálicos pueden ser identificadas como fases alargadas y oscuras que aparecen como hilos o tiras en la sección transversal del recubrimiento, siendo paralelas al sustrato. Los óxidos son producidos por la interacción entre las partículas y la atmósfera y/o el calentamiento del recubrimiento de la superficie durante la deposición. La interacción de las partículas calientes con el entorno que les rodea, normalmente aire, conduce a producir delgadas películas de óxidos y/o nitruros sobre la superficie de las partículas. Largos tiempos de permanencia y las altas temperaturas de la partícula incrementan el espesor de las capas de óxido sobre las partículas, produciendo altas concentraciones de óxidos dentro del recubrimiento. A medida que las partículas se esparcen en el impacto, los films de óxido generados se rompen fluyendo a continuación el metal de las gotas dejando una superficie con inclusiones subyacentes a la gota de metal fundida, conduciendo a una estructura de “splats” que albergan en su seno múltiples films o pequeñas capas de óxido que pueden verse posicionadas frecuentemente entre las “lamelas” de la microestructura del recubrimiento.

Se ha observado que las inclusiones de estos óxidos contribuyen a un incremento en la dureza del recubrimiento, ya que en general los óxidos suelen poseer una dureza superior a la del material matriz o principal del recubrimiento (a menos que lo que se esté depositando sea un óxido), por otro lado el aumento de dureza debido a esta oxidación también implica un aumento de fragilidad. En consecuencia, la mezcla compuesta de metal y óxidos de metal es más dura que un recubrimiento 100 % metálico *per se*. Por lo que este incremento en dureza puede conducir a una fragilización de los recubrimientos. Si existe una concentración demasiado alta de óxidos, estos pueden interferir en la cohesión entre splat y splat, llevando a una falta de resistencia cohesiva del recubrimiento. Las inclusiones de óxidos o nitruros se consideran perjudiciales para

las propiedades del recubrimiento. Sin embargo en algunas aplicaciones las inclusiones de óxidos son deseables ya que pueden incrementar considerablemente la resistencia al desgaste, o reducir la resistividad térmica.

Porosidad.

La porosidad es otra de las características que influyen considerablemente en las propiedades del recubrimiento. Al igual que las inclusiones de óxidos, la porosidad puede ser una característica deseable. En este caso vamos a abordar la porosidad como un aspecto peyorativo por lo que respecta a las propiedades del recubrimiento. La porosidad genera una pobre cohesión en el recubrimiento y favorece un aumento de la tasa de desgaste, además de reducir la protección frente a la corrosión. La porosidad esta generalmente asociada a un alto número de partículas no fundidas o re-solidificadas que quedan atrapadas en el recubrimiento tal y como puede observarse en la representación esquemática de la Figura 4.46. La pobre cohesión de las partículas o los splats conduce a una fractura prematura del recubrimiento o a la de-laminación del mismo. La porosidad abierta puede interconectarse con la interfaz de la superficie sustrato, habilitando la corrosión u oxidación en la base del material. Por otro lado para recubrimientos en los que se busquen prestaciones de resistencia al desgaste, la porosidad reduce la dureza del recubrimiento y contribuye a un pobre acabado superficial, de ahí la reducción en la resistencia al desgaste.

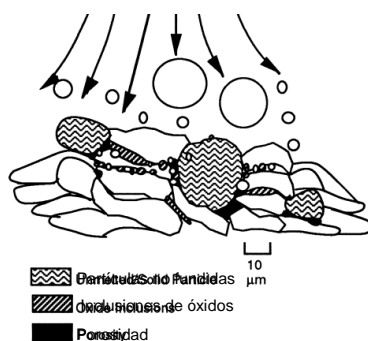


Figura 4.46: Defectos típicos de la proyección térmica.

La porosidad y el desgaste de los recubrimientos pueden también conducir a la producción de fragmentos en el recubrimiento que se desprenden y se convierten en agentes abrasivos, que incrementan la tasa de desgaste.

En muchas aplicaciones la rugosidad, de las superficies que han sido producidas mediante proyección térmica, deben ser mecanizadas antes de poner el

recubrimiento en servicio. El desbaste a veces produce acabados de rugosidad por debajo de una micra. Sobre algunas superficies de cojinetes a veces los acabados de los recubrimientos deben ser pulidos hasta alcanzar rugosidades inferiores a $0.1 \mu\text{m}$, que son acabados propios del pulido espejo. La alta porosidad en los recubrimientos no permite tales acabados dando como resultado picaduras y no uniformidades superficiales, además de pobres acabados de mecanizado. A pesar de la baja cohesión y protección del recubrimiento, la porosidad no siempre es perjudicial. La impregnación con aceites, grasas o lubricantes sólidos en los recubrimientos depositados sobre cojinetes, sólo puede ser posible produciendo recubrimientos que posean de un 10 a un 30% de porosidad, aprovechando esta para la infiltración de los lubricantes. Por otro lado comentar que la porosidad es también deseable en recubrimientos cerámicos que son utilizados como barreras térmicas, siendo estos tipos de recubrimientos ampliamente utilizados, en aviones, en turbinas y en motores diesel. Los recubrimientos que tienen como función ejercer de barrera térmica, son generalmente compuestos por óxidos cerámicos, los cuales poseen muy buenas propiedades como aislantes térmicos. La inclusión de un 8 a un 15% de porosidad en los recubrimientos mejora las propiedades de aislamiento. Por otro lado también cabe comentar que un elevado grado de porosidad soporta mejor el estrés térmico, pero por otro lado acorta la vida a fatiga del material, es decir en primera instancia suaviza el gradiente térmico de la pieza que posee un recubrimiento con un grado de porosidad no obstante las sucesivas contracciones y dilataciones favorecerán la nucleación y propagación de grietas en el recubrimiento. Adicionalmente cabe comentar que los implantes orto protésicos son otra aplicación útil en la que se requiere de recubrimientos porosos o incluso materiales porosos íntegramente, donde hasta pueden alcanzarse grados de porosidad del 40%. En este caso se busca porosidad en los recubrimientos para permitir el crecimiento de la materia ósea en el interior del recubrimiento, es decir, se busca la osteointegración a la vez que la vascularización del tejido óseo crecido en estos poros, con el propósito de acelerar y mejorar la calidad de la recuperación del paciente.

Cabe comentar que algunas de las fuentes de porosidad, durante el proceso de esprayado provienen de orígenes tan variados como los que a continuación se listan:

- Contracción del material durante el cambio de fase del material de líquido a sólido.
- Partículas atrapadas sin fundir, parcialmente fundidas o partículas resolidificadas, las cuales conducen a vacíos u oquedades en el interior del material.
- Falta de cohesión entre "splats".

- Humectabilidad pobre en las superficies adyacentes.
- Fractura entre “splats” o a través de “splats”.
- Elevados ángulos de deposición, que conducen a arrastre y a una orientación oblicua, pudiendo generar vacíos.
- Salpicaduras de partículas.
- Porosidad inherente a la materia prima de alimentación.

De esta lista, la fuente más común de porosidad es la de partículas sin fundir o parcialmente sin fundir. Dependiendo de la temperatura de las partículas, las gotas pueden cubrir un amplio rango desde el estado líquido al estado sólido. Las partículas en estado líquido fluyen fácilmente y llenan la mayoría de huecos y vacíos, tal y como se ilustra en la Figura 4.47. Las partículas sólidas algunas de las cuales son reflectadas de la superficie sólida, pueden quedar adheridas localmente o quedar atrapadas en el interior. Estas partículas no quedan perfectamente enlazadas, ni tampoco quedan íntimamente en contacto con los splats subyacentes, lo cual crea vacíos que no son visibles en la superficie del recubrimiento.

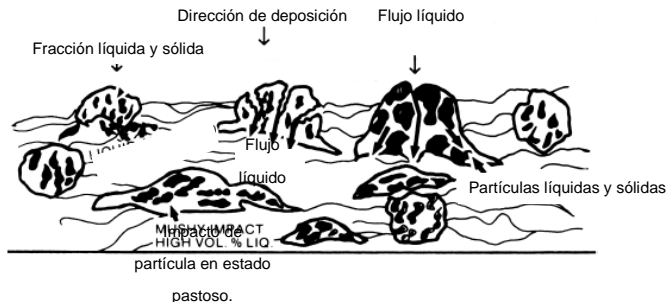


Figura 4.47: Estado de las partículas impactadas responsables de las características estructurales.

Así pues, la porosidad crea una pobre cohesión entre los splats, que permite tasas de corrosión y de desgaste más altas. La pobre cohesión entre las partículas y laminillas conduce a un prematuro agrietamiento, delaminación y descascaramiento del recubrimiento. Una porosidad abierta puede interconectar el recubrimiento con el sustrato. También la porosidad disminuye la dureza y contribuye a un pobre acabado superficial, disminuyendo así la resistencia al desgaste de los recubrimientos y generando fragmentos abrasivos que acelerarán más si cabe la tasa de desgaste [Handbook of Thermal Spray Technology].

Un número de estudios han conducido a establecer que el análisis de imagen es un método confiable de caracterización de la porosidad en recubrimientos aplicados por proyección térmica. [R.S. Lima et al. y S. Deshpande et al.]. Considerando los límites en la resolución de las imágenes, la porosidad en una microestructura puede ser fácilmente detectada por análisis de imagen, debido al alto grado de contraste entre las zonas oscuras (poros) y las zonas más reflectantes que hacen parte de la sección transversal del recubrimiento. Éstos demostraron que los análisis de imagen son reproducibles y pueden detectar y medir características microestructurales (poros, grietas, etc.) a recubrimientos aplicados por proyección térmica, proporcionando un nivel de confianza del 95%, siempre que el muestreo sea significativo y la preparación metalográfica adecuada.

Superficie de los Recubrimientos.

Las superficies en ingeniería están lejos de ser idealmente suaves, y estas exhiben más o menos una determinada rugosidad. Uno de los conceptos que se utiliza para describir las irregularidades de la topografía de una superficie es la rugosidad. Las características de la textura de una superficie son descritas por el arreglo, la forma y tamaño de los elementos individuales de rugosidad tales como asperezas (picos y valles a una escala micrométrica). En la Figura 4.48 se muestra esquemáticamente la topografía de una superficie. Los perfiles de la superficie pueden ser obtenidos por la sección vertical a través de la superficie.

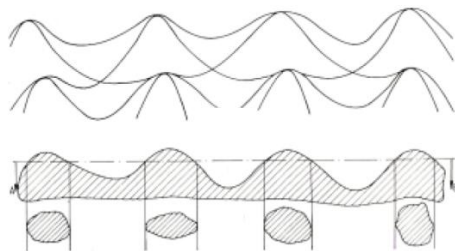


Figura 4.48: Representación esquemática de las irregularidades de una superficie.

Existen diversidad de métodos ópticos y mecánicos para la medida de las características geométricas a nivel macroscópico y microscópico de las superficies. En perfilometría un dispositivo en forma de punta fina (stylus) es ampliamente utilizado para obtener los perfiles de rugosidad. La punta fina de diamante entra en contacto con la superficie, la recorre y registra los movimientos verticales (de cabeceo del voladizo). Finalmente, estas diferencias y movi-

mientos son convertidos en señales eléctricas que se traducen en al obtención de un perfil graficado como el de la Figura 4.49. Así pues, este perfil solamente representa una pasada en una dirección lineal a través de la superficie tridimensional, pero con muchas lecturas paralelas a esta dirección lineal, el contorno en 3D de la superficie puede ser dibujado.

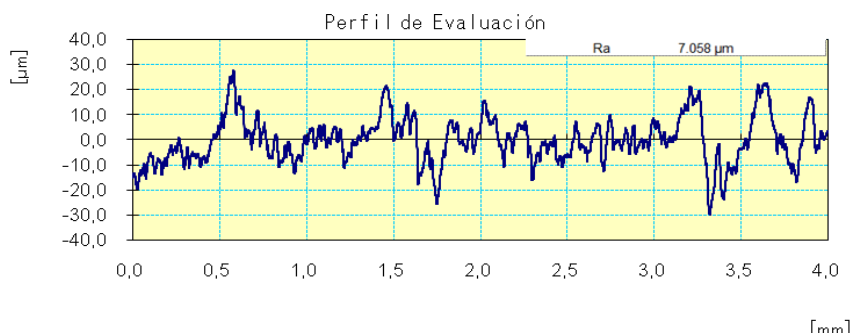


Figura 4.49: Perfil de rugosidad R (filtrado de las componentes de gran longitud de onda) del recubrimiento en un punto central de la banda Hazelett.

En general, los parámetros utilizados para cuantificar la rugosidad pueden interpretarse como parámetros propios de una distribución estadística de alturas del perfil (picos y valles) de la superficie que está siendo analizada.

Frecuentemente, los parámetros más utilizados para la caracterización de la rugosidad en ingeniería son: La rugosidad promedio (R_a), la rugosidad rms (R_q o R_{rms} , que representa el promedio de las desviaciones cuadráticas respecto a la altura media, es la desviación estándar de la distribución estadística de alturas, que a su vez es la raíz cuadrada de la varianza), la altura de los picos y valles (R_t) y la máxima altura del pico al valle (R_{max}). La medida, que comúnmente es más utilizada es R_a , que es el promedio aritmético de los valores absolutos $y(x)$ medidos a partir de una línea central o dicho de otro modo se calcula el área encerrada bajo la curva (relativamente, con respecto a un eje que se sitúa a una altura promedio con respecto a todos picos y valles existentes en la longitud del segmento medido) y se divide por la longitud del segmento medido, dando como resultado la altura de un área equivalente, que en este caso se trata de un rectángulo (Figura 4.50), y está definida por la Ecuación 4.3.

$$R_a = \frac{1}{L} \cdot \int_{x=0}^{x=L} y(x) dx \tag{4.3}$$

Donde L es la longitud de muestreo e $y(x)$ la variable dependiente de la función fluctuante directamente dependiente de la irregularidad topográfica.

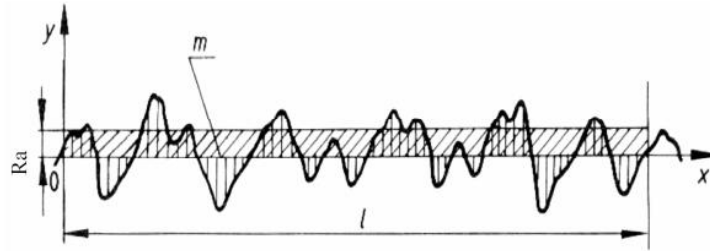


Figura 4.50: Representación esquemática de de la medición de la rugosidad promedio de un recubrimiento.

A su vez, R_{rms} (R_q) viene definida mediante la Ecuación 4.4.

$$R_{rms} = \sqrt{\frac{1}{L} \cdot \int_{x=0}^{x=L} [y(x)]^2 dx} \quad (4.4)$$

R_{rms} , representa el promedio de las desviaciones cuadráticas con respecto a la altura media, es decir la desviación estándar de la distribución estadística de las alturas (Figura 4.51), Generalmente R_{rms} también es conocida como R_q .

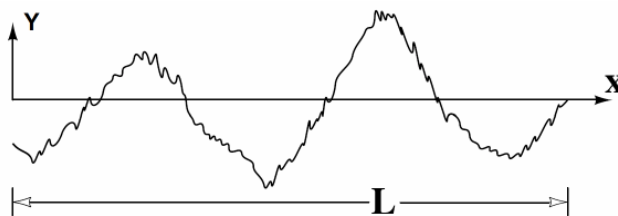


Figura 4.51: Representación esquemática de la rugosidad R_q o R_{rms} de una superficie.

En relación con los recubrimientos proyectados térmicamente, la rugosidad de su superficie, la rugosidad puede reflejar el grado de fusión y fuerza con la que las partículas llegan al sustrato., es decir, refleja el grado de compactación y

aplanamiento de las partículas durante la, formación de la capa. Por lo tanto, una rugosidad suave es el reflejo de un buen aplanamiento de las partículas, lo que permite un mejor contacto y anclaje entre ellas (a nivel microscópico) incrementando la cohesión entre capas del recubrimiento y disminuyendo su porosidad.

En este estudio, la variable rugosidad es considerada con el propósito de evaluar la calidad del recubrimiento durante el proceso de colada, con el objeto de obtener variables que revelen de manera clara el grado de desgaste de las bandas de colada continua. No obstante este aspecto será abordado con mayor grado de detalle en los apartados de lanificación y desarrollo experimental.

Propiedades Mecánicas de Recubrimientos Aplicados por Proyección Térmica.

Las propiedades mecánicas de los recubrimientos dependen fuertemente de su estructura, especialmente, de la porosidad y de la forma y contacto real entre laminillas, así como de las fases presentes. Cuanto mayor sea el contacto entre laminillas, más compacta es la estructura, y por tanto menor será la porosidad; y estas características ligadas a la composición química del material depositado y a los parámetros de proceso (estas dos últimas determinan las fases presentes en el recubrimiento), son las que definen la mayor parte de las propiedades de los recubrimientos, entre ellas la dureza (intrínsecamente relacionada a la resistencia al desgaste) y tenacidad (inversamente relacionada con la dureza). Es por esta razón por la que los valores de las propiedades mecánicas deberían ser mostrados siempre con los detalles del procedimiento de aplicación del recubrimiento.

En este estudio se considerado oportuno evaluar la microdureza del recubrimiento, con el propósito de conocer los valores característicos para este tipo de recubrimiento, siendo estos indicativos de la susceptibilidad frente a la resistencia al desgaste y dando una idea del valor del mismo. Es por ello que a continuación se realiza una breve definición e introducción de la propiedad de la microdureza y de cómo ésta propiedad influye en los recubrimientos aplicados por proyección térmica.

Microdureza.

Para el concepto de dureza no existe una definición universal, como tampoco un método que sirva para medirla en todo tipo de materiales. Es difícil dar un significado físico de dureza que especifique y que incluya todas las características de los materiales, pero en el caso particular de este estudio se puede defi-

nir la dureza como la oposición que presenta un cuerpo a ser penetrado (dejando de lado la dureza al rayado).

Además, dependiendo de la forma en la que se mide, la dureza tiene significados, escalas y unidades distintas. Los ensayos de dureza en general, se clasifican en tres categorías principales: indentación estática, rayado y rebote. Entre estos tres ensayos de dureza, el ensayo de indentación estática es el más utilizado.

Entre los ensayos de dureza estática más utilizados están los ensayos tipo Vickers, Brinell, Berkovich, Knoop y Rockwell. Todos estos ensayos consisten en empujar o penetrar un indentador de una geometría dada y un tipo de material, como una esfera, un cono o una pirámide fabricada de acero o diamante, contra una superficie plana de un sólido. Para este método de medida la dureza se entiende como la resistencia de un material a ser penetrado por otro. Para medir la dureza mediante estos métodos se aplica una carga controlada (P) sobre un material a través del indentador (penetrador) que posee una geometría determinada. Para obtener el valor de la dureza bajo este parámetro se utiliza la ecuación 4.5, que relaciona la carga aplicada P , con el área de contacto o el área proyectada dejada por la huella.

$$H = \alpha \frac{P}{d^2} \quad (4.5)$$

En donde d es la longitud característica de la huella dejada por la indentación; α un factor de geometría del indentador. Para la indentación Vickers, Brinell, Berkovich, y Rockwell el índice α está relacionado con la superficie real de contacto y para la indentación Knoop con la superficie proyectada de contacto. Sin embargo hoy en día, existe la tendencia al uso del área proyectada, debido a que tiene el significado físico de la presión media de contacto. Es claro que el estudio de la huella es lo que permite conocer la dureza, la cual se calcula mediante la ecuación 4.6.

$$H = \frac{P_{max}}{A_{proyectada}} \quad (4.6)$$

Donde P_{max} es la carga a profundidad máxima y A proyectada es la proyección del Área de contacto. En función de esta carga aplicada o profundidad de penetración se pueden diferenciar tres tipos de escalas. Macroindentación, microindentación y nanoindentación. Existen diversos criterios para determinar el rango de cada una de ellas.

La microindentación o microdureza es un subgrupo de los posibles ensayos de dureza, que es particularmente sensible a las propiedades mecánicas cerca de la superficie indentada, debido a que la fuerza aplicada sobre el material es muy baja (menor a 9,875 N). Esta característica hace que la microindentación sea una importante herramienta para determinar las características superficiales de los materiales, especialmente, cuando poseen tratamientos térmicos y recubrimientos. El propósito del ensayo de microindentación es obtener un valor numérico que va a distinguir entre la capacidad relativa del material a resistir una penetración controlada por un tipo de indentador, el cual es mucho más duro que el material que se está ensayando. Los valores numéricos obtenidos por las técnicas de microindentación representan la dureza relativa (respecto al tipo de indentador y condiciones de ensayo) y dependen de una combinación de sus propiedades (Por ejemplo, módulo elástico, esfuerzos de compresión, propiedades mecánicas, anisotropía, etc.) que interactúan bajo el estado de esfuerzos impuesto por el indentador. Las dos técnicas de microindentación más utilizadas son Vickers y Knoop.

La técnica de microindentación Vickers es más utilizada para la determinación de la microdureza, no obstante, es preferible la microindentación Knoop cuando se pretende evaluar el factor de intensidad de tensiones a través de la microdureza [referencias]. Así pues, en el ensayo de microdureza Vickers, un indentador piramidal de base cuadrada cuyas caras de contacto están separadas por 136° entre sí, confluyendo todas ellas en un vértice, tal y como se muestra en la Figura 4.52. Así pues este indentador es forzado a penetrar la superficie de la muestra a ensayar. La carga, durante el ensayo es aplicada progresivamente, sin impactar sobre la superficie, y se mantiene aplicada por un periodo que oscila de los 10 a los 15 segundos. La calidad física del indentador y la exactitud de la carga aplicada deben ser controlados para conseguir unos resultados correctos (ver norma UNE EN ISO 6507-2). Después de que se retire la carga las dos diagonales de la huella se miden, generalmente con un micrómetro filar, (cuya sensibilidad sea del orden de $0.1 \mu\text{m}$). Posteriormente estas diagonales son promediadas y se efectúa el cálculo de la microdureza Vickers tal y como se representa en la ecuación 4.7:

$$H = 1854.4 \cdot \frac{P_{max}}{d_{promedio}^2} \quad (4.7)$$

En donde P , representa la carga máxima aplicada y d , es la diagonal promedio de la huella de la indentación en micras.

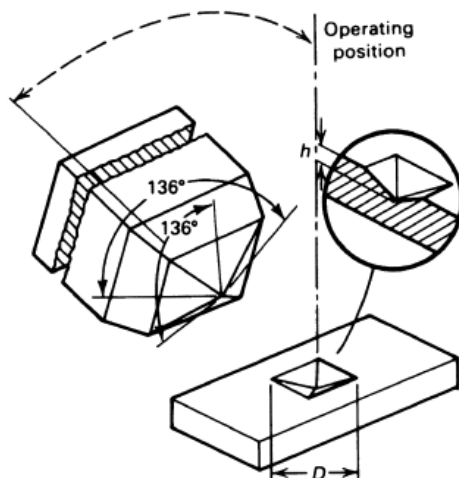


Figura 4.52: Representación esquemática del indentador piramidal de base cuadrada usado para el ensayo vickers y un ejemplo de indentación que este produce.

La técnica de microindentación Vickers ha comenzado a ser un paso necesario en la investigación de las propiedades mecánicas de los recubrimientos depositados por proyección térmica. La muestra para el ensayo Vickers, debe estar preparada metalográficamente con un acabado de pulido. Las indentaciones pueden efectuarse longitudinalmente, con respecto al plano de planta, o bien pueden ser efectuadas transversalmente (en este caso las propiedades mecánicas esperadas serán mucho peores) en base al interés del estudio.

Para el caso específico de los recubrimientos depositados mediante proyección térmica, debe considerarse que los mismos poseen un comportamiento anisotrópico, pues generalmente son mucho más duros en la dirección perpendicular al sustrato, que en la dirección paralela al mismo, por lo que no cabe comparar mediciones entre estas dos direcciones. Por otra parte, el espesor debe ser al menos 10 veces más grueso, que la profundidad dejada por la indentación Vickers [ASM Handbook].

Los resultados de los ensayos de microdureza son utilizados a menudo como una primera aproximación de la determinación de la resistencia al desgaste de un recubrimiento, la cual, es para muchos, la propiedad mecánica más importante a conocer, ya que de manera indirecta puede proporcionar una idea cualitativa de la durabilidad del componente que ha sido recubierto por proyección térmica. No obstante cabe comentar que en esta técnica se tiene que evaluar escrupulosamente la zona en la que se efectuará la futura indentación, pues en

el caso de poseer mezclas cerámicas, supongamos el caso más simple en el que se dispone de un recubrimiento de una mezcla de dos polvos cerámicos que conducen a una microestructura bifásica, se deberá realizar la indentación buscando una respuesta equitativa por cada una de las fases, es decir se evitará realizar la indentación sobre una sola de las dos fases. Además en el caso que incumbe a este estudio se buscará un nivel de carga para la indentación que en ningún caso genere grietas en los vértices extremos de la huella generada.

Por otro lado cabe comentar que adicionalmente, las medidas de microdureza también hacen posibles una rápida estimación de la calidad estructural de los recubrimientos, ya que los poros y otros defectos estructurales, generalmente disminuyen la dureza del recubrimiento.

5. Planificación de la Investigación



5. Planificación de la Investigación

La finalidad de este trabajo es la caracterización mecánica, química y microestructural de las bandas utilizadas en el proceso de colada continua Hazelett, por lo que respecta al recubrimiento, la capa de anclaje y el sustrato.

En base a los objetivos presentados en este estudio se considera interesante empezar este trabajo estableciendo la fase de caracterización de los elementos presentes en el recubrimiento, en la capa de anclaje y del acero en primera instancia, y posteriormente la determinación de la composición porcentual por el otro, para saber qué tipo de material está siendo utilizado en el recubrimiento, cuál es la composición porcentual de elementos en la aleación utilizada como capa de anclaje y cuál es el contenido de carbono y los elementos aleantes del acero (éste último utilizado como sustrato). También se considera interesante efectuar mapeados y barridos lineales con objeto de observar los compuestos existentes en este material.

La evaluación del desgaste y de los mecanismos de fractura, erosión y abrasión inherentes al proceso de colada también deben ser considerados, como una fase *per se*, dado que este es un punto clave para conocer la procedencia del desgaste, y en consecuencia atender a técnicas que puedan reducirlo o corregirlo, y en el caso de que no sea posible, apuntar hacia técnicas que puedan dar a conocer el nivel de desgaste real del recubrimiento de la banda. Es por esto que se considera la realización de medidas de espesor a lo largo del ancho transversal de la banda, a través de la evaluación del recubrimiento de bandas desgastadas. Por otro lado también se plantea como relevante la información que podría proporcionar la medición de la rugosidad del recubrimiento con el propósito de obtener un parámetro cuantitativo que caracterice el grado de desgaste de las bandas utilizadas en el proceso de colada continua Hazelett.

Será necesario para completar este estudio establecer una fase en la que se considere la realización de diversos ensayos mecánicos (como la evaluación de la microdureza) combinados con la evaluación de la microestructura del recubrimiento, y la microestructura del acero, para evaluar en el primer caso la calidad del recubrimiento y con ello poseer de un parámetro que apunta a la calidad del mismo y en el segundo caso determinar las propiedades mecánicas del acero al carbono utilizado como sustrato considerando los ensayos de tracción para determinar parámetros característicos del mismo.

En consecuencia, por lo citado previamente en la introducción de la planificación, esta investigación podría dividirse en tres fases principales de acuerdo al modo de preparación y caracterización de las muestras.

La primera fase considerada, será la fase de caracterización composicional y microestructural, y esta etapa abarcará desde la preparación de las muestras vía metalográfica tanto para el microscopio óptico (en primera lugar) como para el microscopio electrónico de barrido (en segundo lugar). Se considera, que ésta debe ser la primera fase del estudio debido a que, en primera instancia deseamos conocer qué tipo de elementos y a su vez compuestos están presentes en los materiales, de las bandas de colada continua Hazelett. En esta fase será deseable realizar ensayos adicionales a través del MEB, como por ejemplo mapeados y barridos lineales.

La segunda fase incardinará la medición del espesor del recubrimiento, el análisis de las zonas de desgaste del mismo y la medición de la rugosidad superficial, por lo que esta fase es la correspondiente a la fase de caracterización del espesor y de la rugosidad. Los parámetros determinados en esta etapa están intrínsecamente relacionados, dado que a través de la obtención de uno de ellos podemos averiguar que cabe esperar cualitativamente en los otros o al menos prever una tendencia marcada. Los parámetros de espesor convenientemente comparados indicarán si existe o no un perfil preferencial de desgaste.

Una vez materializadas las fases de la caracterización composicional y microestructural y la caracterización del espesor y la rugosidad, se efectuará la última fase que será la correspondiente a la caracterización mecánica, incluyendo esta fase las mediciones de microdureza del recubrimiento, de la capa de anclaje y del acero, prestando especial interés sobre la interfaz entre la capa de anclaje y el acero. Por otro lado esta fase busca la determinación de las propiedades mecánicas del acero de las bandas Hazelett y de su grado de anisotropía.

Caracterización Composicional y Microestructural

En este primer estadio de la investigación se considera oportuno conocer los materiales con los que se tratará y con ello relacionar material con características mecánicas, químicas y microestructurales. Tras esta caracterización se buscarán en bases documentales las propiedades inherentes a los materiales determinados con objeto de tener parámetros con los que comparar en las posteriores fases.

En esta fase las muestras serán extraídas en extremos opuestos de las bandas, pero quedando estos puntos de extracción dentro de la zona de confinamiento del molde, eso es, entre la banda del carro superior e inferior y las llantas móviles de los extremos. En este caso particular se considera tomar las muestras en la posiciones 4, correspondiente al lado operador del equipo Hazelett y -4, correspondiente al lado motor. En particular se toman 5 muestras, 3

de la posición -4, y 2 de la posición 4. En la Figura 5.1 se representan esquemáticamente los puntos de extracción de las muestras para la caracterización topográfica, composicional y microestructural (en el caso del acero utilizado como sustrato en las bandas de colada continua).

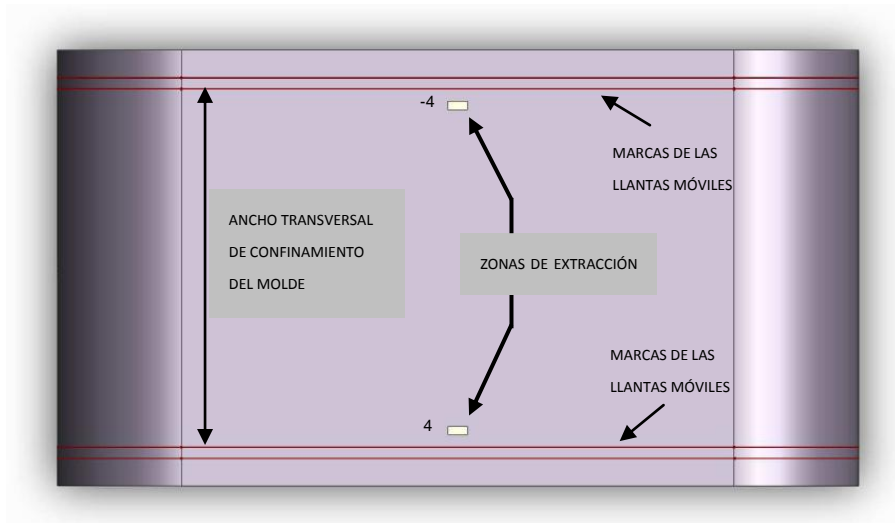


Figura 5.1: Esquema visto en planta de la banda Hazelett, indicando los puntos de extracción de las muestras destinadas a la fase de la caracterización composicional y microestructural. Considerar solamente la posición 4 y -4.

En la Figura 5.2, se muestra un resumen de las etapas que incluye la fase de caracterización microestructural y composicional junto con los parámetros que cabe obtener después de la realización de esta etapa.

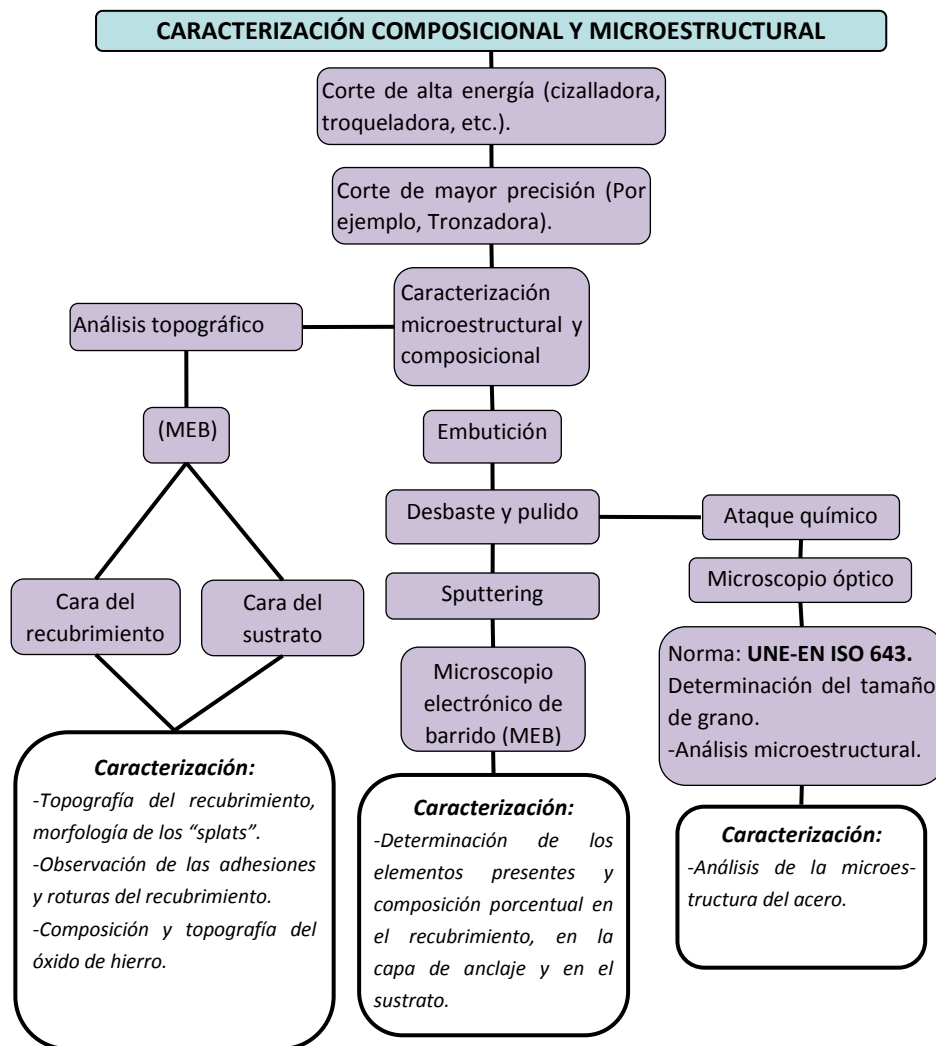


Figura 5.2: Resumen de la planificación de la investigación para la primera fase de caracterización composicional y microestructural.

Con objeto de clarificar con qué tipo de materiales se tratará en fases posteriores, se considera oportuno determinar en primera instancia los elementos presentes y la composición porcentual de los cuales consta la banda Hazelett.

Por lo que respecta a la Figura 5.2, en esta fase se extraerán muestras de partes internas de la banda (de zonas que queden confinadas dentro de las citadas llantas móviles), con objeto de evaluar en primera instancia la calidad y morfología del recubrimiento por un lado y por otro evaluar el óxido que se ha depositado sobre el sustrato (anverso). Estas muestras no tendrán necesidad en ningún caso de ser procesadas con el propósito de hacerlas conductoras, pues las muestras destinadas al análisis topográfico del recubrimiento y el análisis topográfico y composicional EDS (Electron Dispersive Spectrometry) del óxido del sustrato, al no estar embutidas con polimetil meta acrilato, no necesitan de un tratamiento con objeto de hacerlas conductoras. Así pues para éste análisis se tomarán unas muestras que tendrán unas dimensiones de 10mmx10mm, debido a que deben poder ser introducidas en el MEB. Por el contrario las muestras que se embutirán también poseerán unas dimensiones de 10x10mm. En este caso, se embutirán 3 muestras, todas ellas serán engastadas de modo que sea observada la sección transversal, es decir, los tres estratos de material existentes, la capa del recubrimiento, la de anclaje y el sustrato de acero. Cabe comentar que las muestras para este análisis serán extraídas de las posiciones de los extremos opuestos de las bandas (posiciones -4 y 4, tal y como se observa en la Figura 5.1), no obstante para el propósito de este ensayo en particular carece de relevancia la zona de donde se extraigan las muestras, dado que no pretende determinar zonas de perfil de desgaste preferencial, sino que busca caracterizar composicional y microestructuralmente el material. Así pues, a 2 de las 3 muestras (1 de la posición -4 y 1 de la posición 4) se les efectúa un “sputtering”, para poder ser observadas a través del MEB y con ello efectuar un análisis EDS, un mapeado y “barridos lineales” sobre las mismas. Se toman dos muestras en este caso particular porque se desea comparar los resultados obtenidos en zonas transversales opuestas de la banda. Por último, la muestra restante es atacada químicamente, con la finalidad de observar la microestructura, es decir, la forma y distribución de los granos, las fases y precipitados del acero utilizado en las bandas de colada continua con objeto de comparar la microestructura presente con la cantidad de elementos que semi-cuantitativamente han sido determinados a través del MEB.

Caracterización del Espesor y la Rugosidad

Una vez determinada la composición y la microestructura (para el caso particular del acero) se procederá a efectuar la fase de caracterización del espesor y la medición de la rugosidad.

En esta fase, es de suma importancia establecer unos criterios a la hora de extraer las muestras. El criterio que se ha tomado con objeto de hacer más

representativo éste estudio ha sido el de extraer 9 muestras igualmente espaciadas entre ellas una distancia de 147.125 mm y separadas por ambos extremos de la banda 200 mm, tal y como se observa en la Figura 5.3.

En primera instancia en esta etapa se cortará (este corte será de alta energía, bien sea por medio de una troqueladora o cizalladora) una “macro muestra” de unas dimensiones aproximadas de 1577mm (ancho transversal) x 40 mm, procedente de un de las bandas desgastadas, tanto del carro superior como del carro inferior, y posteriormente se tomará esta macro-muestra y se marcará indicando las posiciones que posteriormente serán extraídas con un corte de mayor precisión (utilizando para ello por ejemplo una tronzadora). Estas muestras tendrán unas dimensiones máximas de 10mmx10mm, y previo a embutición de las mismas se efectuarán las medidas de rugosidad fijando convenientemente las muestras a un porta-muestras con objeto de evitar posibles arrastres de la muestra por parte de la punta incrustada en el voladizo del rugosímetro. Una vez efectuadas las tres medidas de rugosidad por cada una de las 9 muestras (estas medidas serán efectuadas tanto para el carro superior como para el carro inferior) se procederá a la embutición de las mismas. La embutición de estas muestras se efectuará de modo que sea visible el corte transversal y teniendo sumo cuidado en garantizar el posicionamiento perpendicular de la muestra, con respecto a la cara que posteriormente será desbastada y pulida, pues un posicionamiento inclinado de la muestra o la utilización de engastes defectuosos pueden conducir a resultado erróneos en las mediciones del espesor. Por otro lado en esta etapa también se analizará la microestructura del recubrimiento (en base a las referencias aportadas en este estudio en el estado del arte). Por último comentar que las medidas de rugosidad sobre la banda virgen se realizarán en las mismas posiciones que para las bandas desgastadas.

Así pues en la Tabla 5.1, se muestra de manera resumida la cantidad de probetas que deben ser preparadas por cada banda, considerando la banda del carro superior y la banda del carro inferior, las posiciones de donde son extraídas las muestras (observar la representación esquemática de la Figura 5.3 en donde) y el número de medidas. Se ha considerado la realización de 24 medidas por cada posición (en total 9 posiciones en el ancho transversal de la banda) debido al alto grado de irregularidad manifiesta del recubrimiento. Por otro lado se ha considerado tomar muestras de un total de 3 pares de de bandas, 3 pertenecientes al carro superior y 3 al inferior, para disponer de un número de bandas suficiente con objeto de poder comparar entre ellas el grado de desgaste en cada posición seleccionada. Así pues el número de probetas necesarias será de $3 \times 2 \times 9 = 54$ muestras, y el número de medidas totales a realizar será de $54 \times 24 = 1296$ medidas. Por otro lado cabe comentar que se realizarán 3 medidas de rugosidad por cada muestra en cada una de las posiciones citadas

tanto en las bandas desgastadas (los tres pares de bandas del estudio) como en una banda virgen en las mismas posiciones anteriormente citadas (Figura 5.3), dando como resultado $9 \times 3 \times 7 = 189$ medidas de rugosidad.

Tabla 5.1: Resumen del número de muestras, del número de medidas para la determinación del espesor del recubrimiento y del número de medias para la determinación de la rugosidad.

Sets de Bandas	Carros	Posiciones en el ancho transversal	Nº de medidas del espesor	Nº de medidas de rugosidad
		-4		
Set Bandas 1		-3		
		-2		
Set Bandas 2	Carro Superior	-1		
		0	24	3
Set Bandas 3	Carro Inferior	1		
		2		
(1 banda virgen para rugosidad)		3		
		4		
		(9 posiciones)		

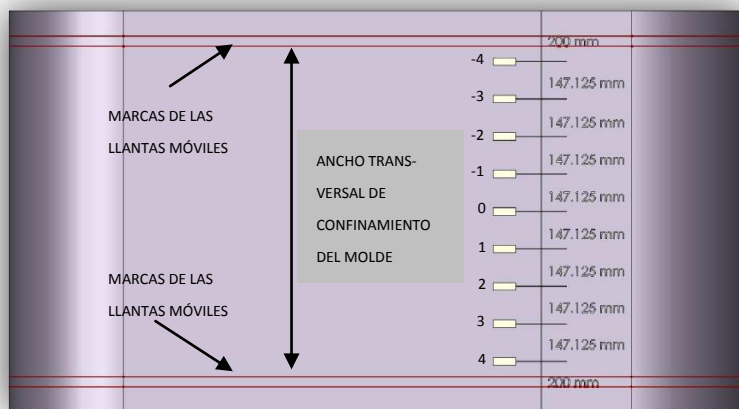


Figura 5.3: Representación explosionada de los puntos de extracción de las muestras, en una banda de colada continua Hazelett (a); Vista en planta de las zonas de donde se desea extraer las muestras para las mediciones de espesor y rugosidad (b).

En la Figura 5.4, se muestra un resumen de las etapas que incluye la fase de caracterización del espesor de la rugosidad junto con los parámetros que cabe

obtener después de la realización de cada una de las etapas involucradas en esta fase.

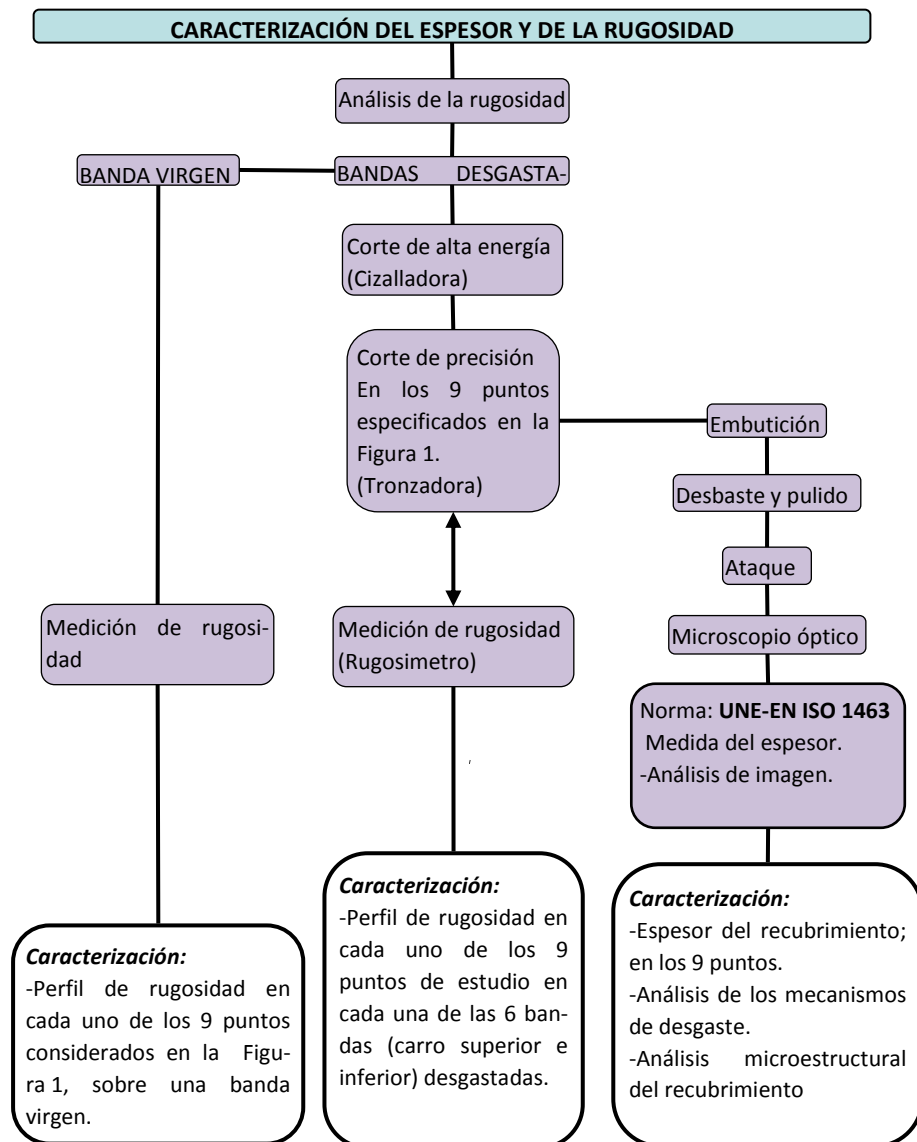


Figura 5.4: Resumen de la planificación de la investigación para la segunda fase de caracterización del espesor y de la rugosidad.

Caracterización Mecánica

Con la finalidad de evaluar la calidad del recubrimiento y de conocer un parámetro característico del mismo en esta fase final se realizarán diversas medidas de microdureza.

No obstante con objeto de evaluar el tipo de tratamiento superficial que se ha realizado sobre la superficie sustrato también se efectuarán micro-indentaciones a menos de 10 μm de la interfaz entre la capa de anclaje y el sustrato en el centro de la banda, siendo en este último punto donde no hay influencia del tratamiento superficial.

Por otro lado en esta etapa también se evaluarán las propiedades mecánicas del acero utilizado como sustrato en las bandas, realizando para ello ensayos de tracción. Estos ensayos de tracción se realizarán en tres direcciones distintas, en la dirección de rotación de las bandas, en la dirección perpendicular a la de rotación y en una dirección a 45° con respecto a la dirección de rotación, con la finalidad de evaluar el grado de anisotropía en primera instancia y en segundo lugar para evaluar cual ha sido el grado de recristalización alcanzado. Así pues los parámetros que van a ser evaluados en estos ensayos en las distintas direcciones son el módulo elástico (E), el límite elástico (S_y), y el límite de rotura última (S_{ut}).

Para la realización de los ensayos de microdureza se tomarán probetas extraídas fuera de la zona de confinamiento del molde, debido a que se quiere minimizar la influencia de la presencia de grietas y defectos y maximizar la integridad y la consistencia en los recubrimientos a ensayar. La zona de extracción para los ensayos de microdureza se ilustra en la Figura 5.5. Tal y como se puede observar la zona de extracción queda en la zona exterior del confinamiento del molde. En la Figura se han representado las posibles zonas de extracción en ambos extremos, aunque con un solo punto podría ser suficiente. Por otro lado, tal y como podemos observar en la Figura 5.5, también se ha representado la zona de la banda de donde se extraerán las probetas y el número de las mismas para los ensayos de tracción. Además estas probetas serán extraídas en dirección de la rotación de las bandas, a 45° de esta y en dirección perpendicular a la dirección de rotación. La zona de extracción para las probetas de tracción se localizará en la zona central de las bandas Hazelett.

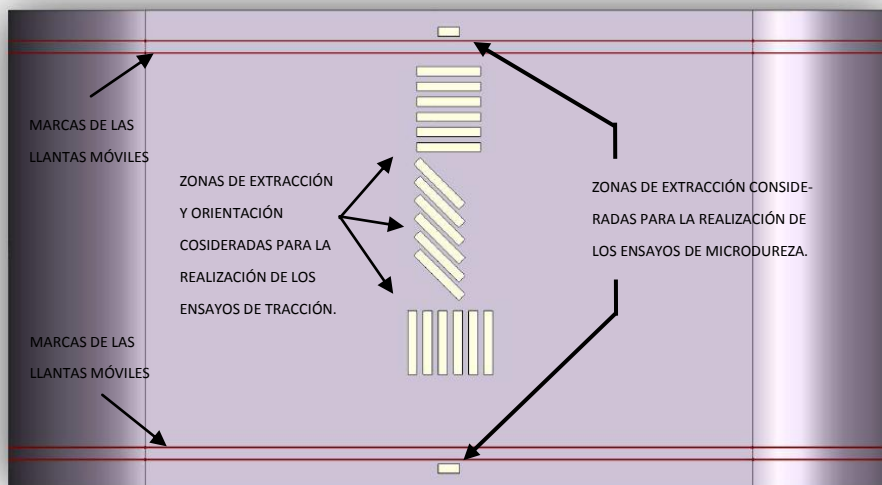


Figura 5.5: Vista en planta de las zonas de donde se desea extraer las muestras para los ensayos de microdureza y los ensayos de tracción sobre una banda de colada continua Hazelett.

En esta etapa se plantea la posibilidad de evaluar el factor de intensidad de tensiones (FIT), a través de ensayos de microdureza, sobre el recubrimiento con objeto de determinar un parámetro cualitativo que apunte a la tenacidad del material utilizado en el recubrimiento. Este parámetro junto con el valor de la microdureza del material proporcionaría información intrínsecamente relacionada con las condiciones operacionales del método de deposición del recubrimiento, y por ende a la planificación de futuras investigaciones que apunten a obtener recubrimientos de igual o superiores propiedades mecánicas.

Por lo que respecta a los ensayos de tracción, se deberán mecanizar las probetas de los ensayos conforme la norma ISO 6892-1. En esta queda definida la morfología de las probetas atendiendo a la forma primaria del material que se desea ensayar.

En la Figura 5.6, se muestra un esquema resumido de las etapas que incluye la fase de caracterización mecánica junto con los parámetros que cabe obtener después de la realización de cada una de las etapas involucradas en esta fase.

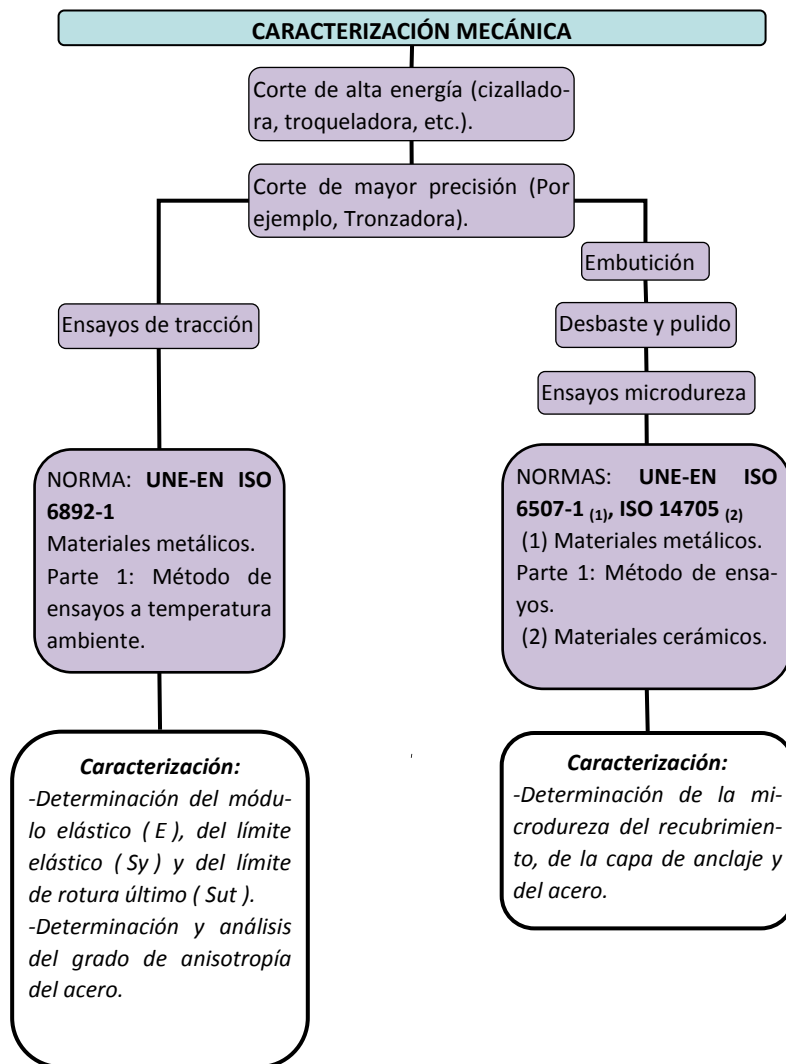


Figura 5.6: Resumen de la planificación de la investigación para la tercera y última fase de caracterización mecánica.

6. Desarrollo Experimental



6. Desarrollo Experimental

En este capítulo se engloba la experimentación real del proceso supuesto en planificación. Como resumen se puede decir que en primer lugar se desarrolla la caracterización topográfica del recubrimiento y de la capa de óxido existente en el sustrato. En esta etapa se evalúa la forma de los “splats”, el análisis composicional de los mismos, la evaluación del daño superficial y la evaluación de la composición del material sustrato presente (considerando el óxido depositado sobre el mismo) por lo que respecta a la capa del recubrimiento. A continuación se procede a efectuar el análisis composicional de la banda de colada continua a través del microscopio electrónico de barrido utilizando para tal propósito la técnica de EDS. Mediante esta técnica se realizan barridos en distintas zonas del material tanto en zonas correspondientes al recubrimiento como en zonas de la capa de anclaje y del sustrato, así pues, también se realizan barridos lineales y mapeados en distintas zonas del recubrimiento. Finalmente se analiza la microestructura del acero utilizado como sustrato.

En la siguiente fase, después de realizar el corte de la banda desgastada con una troqueladora, para extraer una macro-muestra y de ahí marcar las distintas posiciones y finalmente obtener las zonas de corte de donde deben ser extraídas las muestras, se procede en primera instancia a la medición de la rugosidad. Posteriormente se tomarán estas muestras y se prepararán convenientemente para poder evaluar el espesor en cada punto del recubrimiento. Cabe matizar que en esta etapa se realizarán medidas de rugosidad sobre los mismos puntos que han sido establecidos en las bandas desgastadas pero sobre una banda virgen.

Finalmente, en la fase de caracterización mecánica, se extrajeron las muestras de las zonas indicadas en la planificación, se procedió con las etapas correspondientes de preparación metalográfica (para el caso particular de los ensayos de microdureza) y a través del microdurómetro se determinaron los distintos valores de microdureza para cada material. La evaluación de las propiedades resistentes del acero, mediante la máquina de ensayos de tracción, ponen de manifiesto las características propias de la microestructura del (acero) sustrato.

Caracterización Composicional y Microestructural

La primera fase del desarrollo experimental consistió en la extracción de las muestras de la banda, para posteriormente efectuar la preparación metalográfica (en el caso que corresponda, como se estableció en la planificación) y evaluar la topografía del recubrimiento y del anverso de la banda (acero), posteriormente realizar el análisis EDS, sobre las muestras que han sido preparadas

metalográficamente y que se procesaron en la subsiguiente etapa mediante un “sputtering”. Finalmente se ha evaluado tanto la microestructura del acero como el tamaño de grano del acero.

En esta fase, se tomó el primer set de bandas Hazelett DZ del carro superior e inferior y se efectuaron dos cortes transversales mediante una troqueladora industrial Bosch GNA 3,5 (ver Figura 6.1) en ambos juegos de bandas, tomando la decisión de realizar la caracterización composicional y microestructural de la banda correspondiente al carro inferior. La predilección por hacer este tipo de caracterización sobre el carro inferior se debió a que esta banda manifestaba una mayor adhesión de partículas de aluminio solidificado sobre la misma y que en consecuencia se dedujo de esta observación que muy posiblemente esto podría revelar capas del recubrimiento subyacentes, dado que al haber mayor propensión a la cohesión por parte del aluminio sobre esta, también podría tener un efecto recíproco de pegado de “splats” sobre la fina capa de óxido de alumina formada sobre la cara de la placa de aluminio colada



Figura 6.1: Imagen de la troqueladora industrial Bosch GNA 3,5, utilizada para cortar inicialmente la banda.

Una vez cortada transversalmente una porción de la banda, correspondiente al carro inferior se paso a marcar mediante rotuladores permanentes, escuadras industriales y reglas graduadas las posiciones sobre las cuales se deseaba extraer las muestras para este estudio. No obstante, cabe resaltar, (tal y como se observa en la Figura 6.2) que para agilizar fases futuras de procesado, en este trabajo de investigación, en lugar de marcar las posiciones -4 y 4, en la etapa de esta fase se optó por marcar y posteriormente cortar las 9 posiciones con objeto de omitir redundancias en fases futuras (al menos en 1 banda de un set de bandas).



Figura 6.2: Macro-muestra de la banda Hazelett DZ, perteneciente al carro inferior, extraída mediante la troqueladora industrial y posteriormente marcada. Tal y como se puede observa se referencian todas las posiciones del estudio, las marcas de las llantas móviles y el ancho de confinamiento del molde.

A continuación después de marcar las posiciones de donde van a ser extraídas las muestras, se realiza un corte de alta energía mediante una cizalladora HM Production AS 7700 THISTED JBS-2000/2.0 (Figura 6.3), con objeto de cortar las zonas de extracción de las muestras hasta alcanzar una dimensión 200 mm x 30 mm, la cual será suficientemente reducida como para ser manipulada en la subsiguiente etapa de corte de precisión, mediante la tronzadora Labotom. Las probetas extraídas mediante el segundo corte de alta energía realizado mediante la cizalladora, pueden ser observadas en la Figura 6.4.

En la siguiente etapa se cortan mediante la tronzadora Labotom (Figura 6.5) 5 muestras de 10mm x 10mm, 2 en la posición 4 y otras 3 en la posición -4. De las 5 muestras 3 son engastadas y embutidas mediante el equipo Struers LaboPress 3. Para ello las muestras son posicionadas de perfil dejando a la vista el corte transversal y son rodean de polvo de PMMA que posteriormente se polimeriza bajo la aplicación conjunta de una temperatura de 180°C y una presión de 20 kN durante 7 minutos. Con esto se consiguen cilindros de 30 mm de diámetro y aproximadamente 1,4 cm de alto. En la Figura 6.6, se muestra el equipo Struers LaboPress 3 y las 3 muestras embutidas.

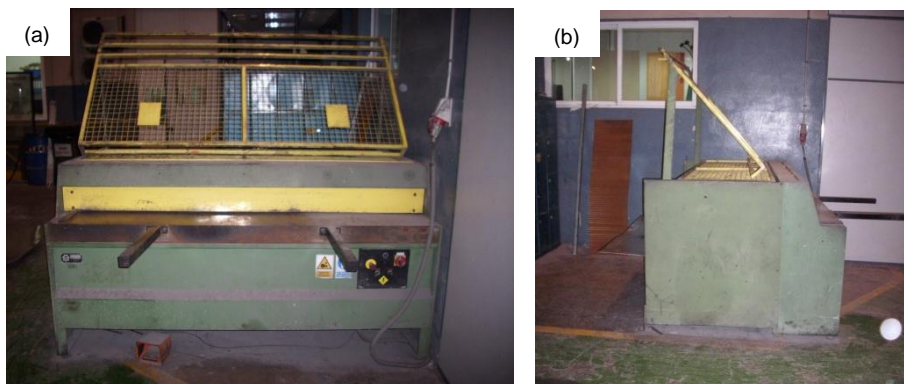


Figura 6.3: Vista frontal (a) y de perfil (b) de la cizalladora HM Production AS 7700 THISTED JBS-2000/2.0.

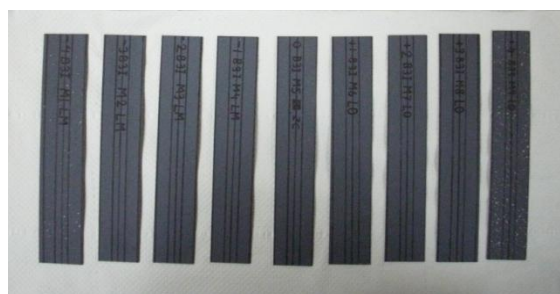


Figura 6.4: Imagen de las 9 muestras obtenidas mediante la cizalladora HM Production AS 7700 THISTED JBS-2000/2.0, de dimensiones 200 mm x 30 mm.

Una vez embutidas las muestras se prosigue con el desbaste, que engloba tres etapas basadas en la utilización de papeles abrasivos de carburo de silicio de distintas rugosidades: 200, 600 y 1000 grid. Esto se lleva a cabo en una desbastadora/pulidora de discos giratorios marca Struers LaboPol-21 (Figura 6.7). Una vez terminado el desbaste se procede a la limpieza de la muestra aplicando solución jabonosa sobre ésta e introduciéndola a continuación en un baño de alcohol al 96 % para metalografía y finalmente se seca la muestra rápidamente con un secador.

En la fase de pulido se utiliza pasta de diamante de 3 μm seguida de otra etapa de pasta de diamante de 1 μm , ambas aplicadas sobre paños rotativos, que son fijados al disco rotativo de la pulidora automática Struers Labopol-5 (Figura 6.8) mediante métodos magnéticos. Al final del pulido se repitió el proceso de limpieza con solución jabonosa e introducción en baño de alcohol para me-

talografía. Las muestras así preparadas quedan listas para proceder en un caso a la etapa de "sputtering", proceso que será aplicado a 2 de las tres muestras que han sido preparadas metalográficamente y en la probeta restante se realiza el ataque químico, con la finalidad de revelar la microestructura y morfología granular del acero que ha sido utilizado como sustrato.



Figura 6.5: Vista frontal de la Tronzadora Labotom.

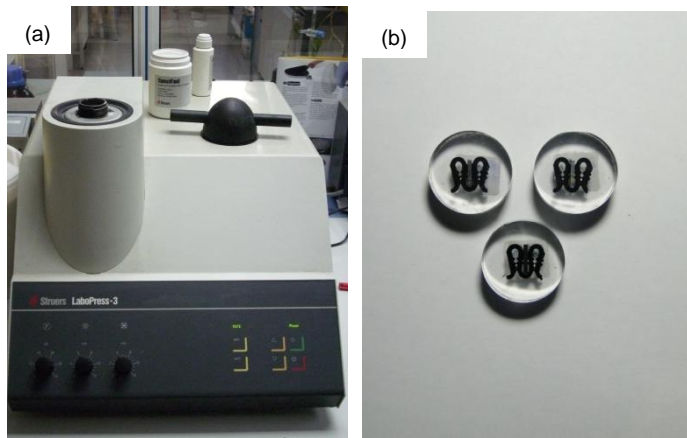


Figura 6.6: Vista frontal del equipo de embutición Struers LaboPress-3 (a); Muestras obtenidas después de la embutición (b).



Figura 6.7: Desbastadora/pulidora de discos giratorios Struers LaboPol-21.



Figura 6.8: Pulidora automática Struers LaboPol-5.

Así pues, después de prepara las probetas con las sucesivas etapas de corte, embutición, desbaste y pulido, se procede a efectuar el análisis mediante el MEB. Para ello se han tomado 2 de las 3 muestras preparadas metalográficamente y 2 muestras que simplemente han sido cortadas con unas dimensiones de 10mm x 10mm. Las muestras que han sido preparadas metalográficamente, se les efectúa un “sputtering” con objeto de hacerlas conductoras. Esta técnica es básicamente un proceso de pulverización catódica, y consiste en un bombardeo iónico, que consigue la deposición en fase de vapor, sobre un sustrato no conductor, del material bombardeado (en el caso de este trabajo, Au). En esta técnica, los iones formados en un plasma son acelerados hacia el material que se desea depositar, mediante un campo eléctrico. El plasma está formado por gases de proceso, en este caso argón y oxígeno, ionizados por el fuerte

campo eléctrico. El alto voltaje entre el cátodo y el ánodo provoca que los iones del gas de proceso golpeen el blanco con la energía suficiente para arrancar átomos de la superficie del cátodo mediante un proceso de transferencia de momento. Cuando el ión golpea la superficie del material, transfiere parte de su energía a los átomos que lo forman, y se produce entonces una colisión en cascada. Las múltiples colisiones hacen posible que algunos átomos del material adquieran la suficiente energía para abandonar la superficie, alcanzar el sustrato y adherirse a él. La mayor parte de la energía proporcionada por los iones incidentes se transforma en calor, siendo este disipado mediante un circuito de refrigeración que evita el sobrecalentamiento del cátodo.

En consecuencia, una vez realizado el proceso de “sputtering” sobre las 2 muestras, se dispone de 4 muestras para ser analizadas a través del Microscopio Electrónico de Barrido JEOL JSM6300 (Figura 6.9).



Figura 6.9: Microscopio electrónico de barrido JEOL JSM6300.

Por lo tanto, en esta etapa, con objeto de evaluar la topografía en primer lugar y en segundo lugar determinar la composición de los elementos presentes y sus compuestos, se introducen primeramente las 2 muestras que no han sido preparadas metalográficamente (ambas corresponden a la posición 4) y fueron dispuestas sobre el porta-muestras del MEB, de modo que en una de ellas quedó expuesta la cara del recubrimiento al haz de electrones y en otra quedó expuesto el sustrato (el acero), con sus respectivos óxidos de hierro adheridos a la superficie. Así pues en la Figura 6.10, se muestra una imagen mediante electrones secundarios y otra mediante retro-dispersados, del recubrimiento, donde en la primera se aprecia una imagen con un carácter tridimensional, quedando revelada la forma de los “splats”, grietas e incluso pequeñas partículas de alu-

minio adheridas al recubrimiento (a) y en la segunda se aprecian principalmente dos fases distintas (b). En la Figura 6.11, se observa el sustrato (acero), donde en este caso al igual que en el anterior se han tomado imágenes a través de electrones secundarios (a) y a través de electrones retro-dispersados (b).

En esta etapa también se realizaron 8 espectrometrías, 7 sobre la superficie del recubrimiento y 1 sobre la capa de óxido adherida al sustrato (acero), con objeto de realizar una primera caracterización composicional, siendo suscitada esta por las imágenes obtenidas a través de los electrones retro-dispersados tanto en el recubrimiento como en el anverso (sustrato de acero).

Después de analizar topográficamente el recubrimiento y el anverso, se ha realizado el análisis sobre las probetas correspondientes a la posición 4 y -4 preparadas metalográficamente y a las que se les ha aplicado el “sputtering”. En esta etapa se ha efectuado un análisis EDS, en distintas zonas del recubrimiento, de la capa de anclaje y del acero. Como puede observarse en la Figura 6.12, es representada una imagen de la sección transversal correspondiente a la posición -4, obtenida mediante electrones retro-dispersados y 1 espectrograma inherente al área marcada por el rectángulo verde, no obstante cabe apuntar que en esta etapa del estudio se han tomado imágenes a 1000 aumentos de distintas zonas del recubrimiento con objeto de observar los defectos presentes en la estructura. Además en esta etapa del estudio también se han realizado mapeados en las áreas donde estaban presentes los tres materiales del recubrimiento con objeto de identificar compuestos característicos en el material. Cabe comentar que adicionalmente también se realizaron barridos lineales entre fases presentes en el recubrimiento y entre el acero y la capa de anclaje.

Así pues, a través del análisis de datos mediante el software de control y adquisición de datos del MEB *INCA* de casa comercial *Oxford Instruments* se ha determinado la composición estequiométrica de los elementos presentes en el recubrimiento.

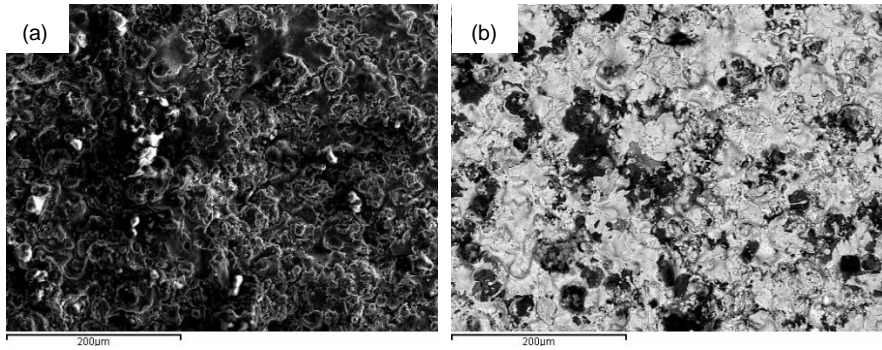


Figura 6.10: Imagen SEM del recubrimiento tomada a 250 aumentos con secundarios (a); Misma imagen tomada a los mismos aumentos en base a los electrones retro-dispersados (b).

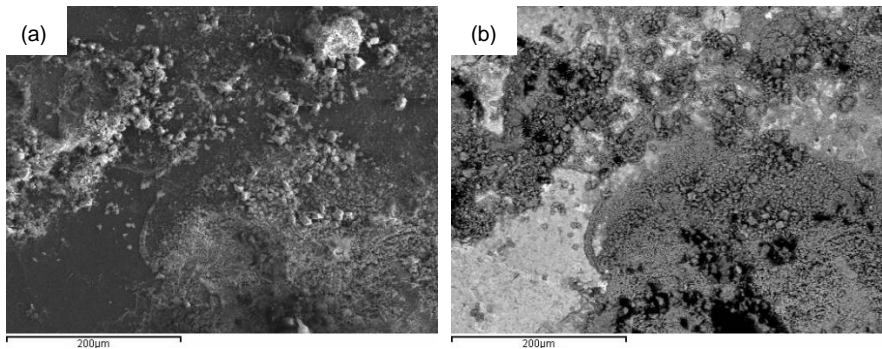


Figura 6.11: Imagen SEM del acero de la banda (anverso) tomada a 250 aumentos con electrones secundarios (a); Misma imagen tomada a los mismos aumentos en base a los electrones retro-dispersados (b).

(a)

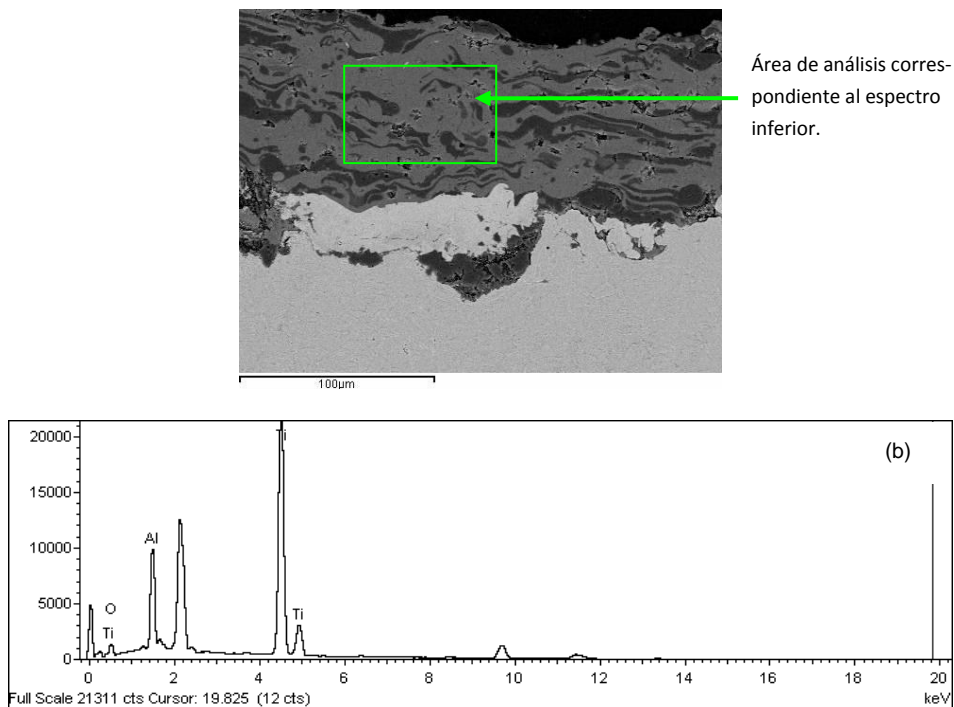


Figura 6.12: Imagen del corte transversal correspondiente a la posición -4, obtenida mediante electrones retro-dispersados (a); Representación del espectrograma característico obtenido al realizar el análisis *EDS* del área confinada por el rectángulo verde (b).

Finalmente, en esta fase de caracterización composicional y microestructural se ha tomado la tercera muestra preparada metalográficamente y se ha procedido al ataque químico. Para ello, el ataque de las probetas se realiza con reactivo Nital (5 ml de HNO_3 y 95 ml de $\text{CH}_3\text{-CH}_2\text{-OH}$) durante 15 segundos aproximadamente. Se debe sacar la muestra antes de que transcurran los 15 segundos lavarla rápidamente con agua destilada des-ionizada y limpiarla con alcohol metalográfico para finalmente secarla con un secador y comprobar con ayuda del microscopio óptico si la microestructura está suficientemente revelada, si lo está se da por finalizado el ataque y si no se repite el proceso de ataque durante 2-3 segundos más y se vuelve a comprobar la apariencia de la superficie. Por último en esta etapa se toman imágenes de la microestructura del acero sustrato de la banda y se compara la microestructura con el contenido de carbono que ha revelado el análisis EDS realizado en etapas anteriores a esta fase. La observación de la microestructura se realizará mediante el Microscopio

Nikon Microphot FX (Figura 6.13) y la medición del tamaño de grano se realizará en base a la norma UNE EN ISO 643. En la Figura 6.14, se revela la microestructura del acero. Tal y como se observa no presenta perlita, hecho que será convenientemente explicado en el siguiente capítulo de resultados de este trabajo.



Figura 6.13: Microscopio metalográfico Nikon Microphot FX.

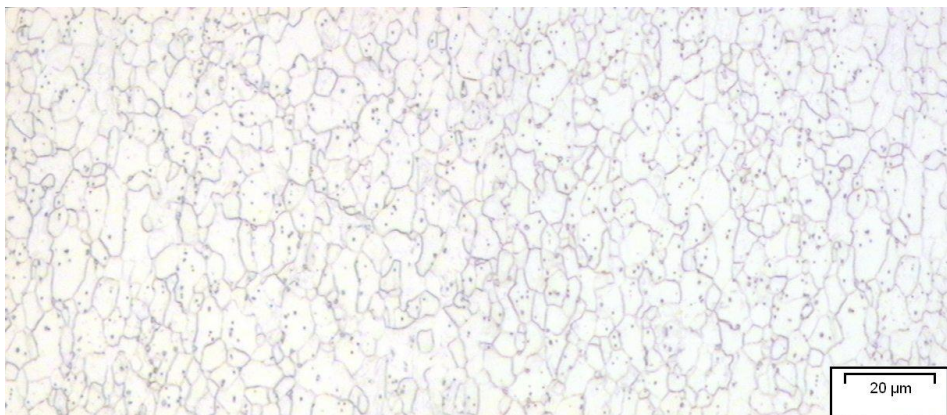


Figura 6.14: Imagen a 500 aumentos de la microestructura del acero-sustrato de las bandas tomada con el microscopio metalográfico Nikon Microphot FX.

Caracterización del Espesor y de la Rugosidad

Una vez realizada la caracterización composicional y microestructural se procede en la siguiente fase en primer lugar a la etapa de la determinación de la rugosidad en los 9 puntos preestablecidos en fases anteriores sobre la banda tanto en el carro superior como en el carro inferior. Cabe decir que en esta etapa se evaluará la rugosidad de una banda virgen, en los mismos 9 puntos. Por otro lado, en la siguiente etapa se evaluará el espesor del recubrimiento y la microestructura y mecanismos de desgaste que aparecen sobre el mismo.

Así pues en primer lugar en esta fase, se han marcado las posiciones para la realización (corresponden con las observadas en la Figura 6.2) de las mediciones de la rugosidad. Para ello al igual que en el caso anterior se han cortado las macro-muestras de los 3 sets de bandas del carro superior e inferior (todas ellas desgastadas), mediante la troqueladora industrial Bosch GNA 3,5 (Figura 6.1), y seguidamente se han marcado (con los mismos medios de la fase anterior) las posiciones de donde han sido extraídas las muestras. A continuación, una vez marcados los puntos de extracción (puntos idénticos a los de la fase anterior) se han cortado mediante la cizalladora HM Production AS 7700 THISTED JBS-2000/2.0. Las muestras obtenidas de un set de bandas (carro superior e inferior) se han cortado en unas dimensiones de de 200mm x 30mm, al igual que en la fase anterior. En la Figura 6.15 pueden observarse 18 muestras extraídas de 1 de los 3 sets, en los que se han realizado los análisis de rugosidad, y medición del espesor.

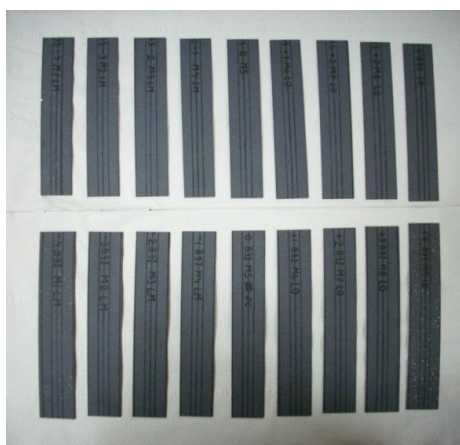


Figura 6.15: Imagen de las 18 muestras obtenidas mediante la cizalladora HM Production AS 7700 THISTED JBS-2000/2.0, de un set de bandas, de dimensiones 200 mm x 30 mm.

Una vez obtenidas las 19 muestras, se han realizado 3 medidas en cada una de ellas en la parte central de las probetas de manera longitudinal, de manera que se dejen unos 20 mm entre medida y medida. En la Figura 6.16 se representa esquemáticamente como debe ser posicionado el sensor del rugosímetro Mitutoyo SJ-210 (Figura 6.17), sobre la cara del recubrimiento para realizar las medidas de rugosidad. El perfil de rugosidad obtenido mediante este equipo (considerando que se ha realizado filtrado de las rugosidades topográficas a nivel macro; filtrado de longitudes de onda largas), se representa mediante la Figura 6.18, en esta, se representan los parámetros de amplitud R_a y R_z , parámetros que definen la media aritmética de los valores absolutos de las ordenadas $Z(x)$ comprendidas en una longitud de muestreo y la suma de la máxima altura de pico Z_p y la máxima profundidad de valle Z_v , comprendidas en una longitud de muestreo, respectivamente.

En consecuencia en esta etapa correspondiente a la medición de las rugosidades del recubrimiento de las bandas desgastada han sido realizadas un total de 162 medidas de rugosidad, dado que se han medido 3 sets de bandas, y cada set consta de la banda correspondiente al carro superior y al carro inferior, si además consideramos que se han considerado 9 puntos de medida en el ancho transversal y que en cada uno de esos puntos se han realizadas 3 medidas se obtiene el número de medidas anteriormente citado. Cabe comentar adicionalmente que en esta etapa se han realizado medidas de rugosidad sobre una banda virgen en las mismas posiciones que sobre las bandas desgastadas. Esto conduce a un total de 189 medidas de rugosidad.

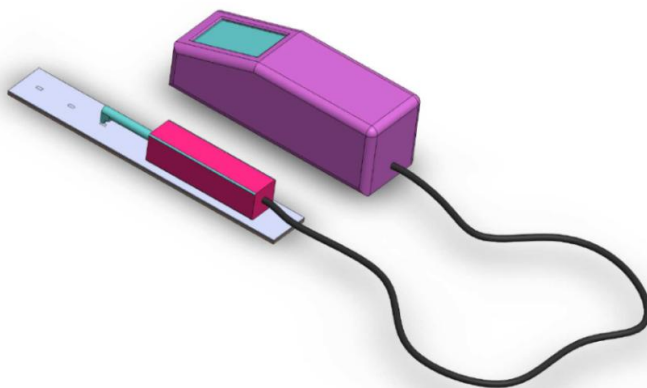


Figura 6.16: Representación esquemática de las zonas de medición de la rugosidad sobre las probetas de 200mm x 30mm, junto con el posicionamiento del sensor del rugosímetro sobre las probetas.



Figura 6.17: Rugosímetro Mitutoyo SJ-210

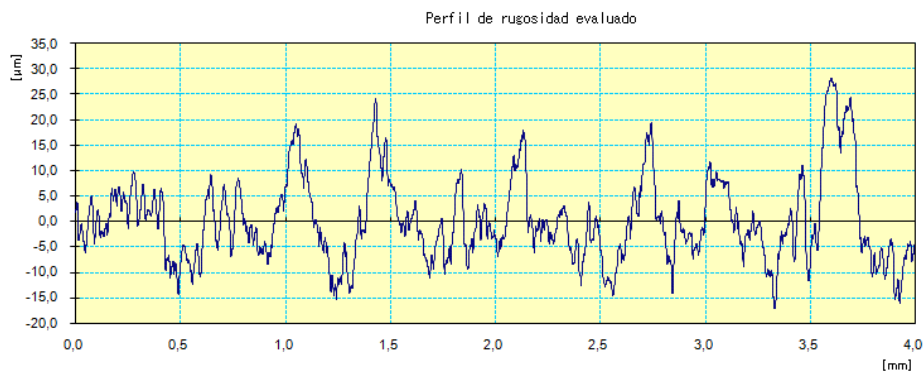


Figura 6.18: Perfil de rugosidades típico, obtenido directamente a través del rugosímetro Mitutoyo SJ-210, cribando los componentes de gran longitud de onda.

Cabe comentar que se han representado los valores de la rugosidad promedio para cada posición en el apartado de resultados. Debido al volumen de información gráfica generada para cada punto, se ha considerado mostrar todos los datos en tablas con objeto de condensar la información de los ensayos de rugosidad.

En la siguiente etapa de esta fase se ha realizado la preparación metalográfica en cada uno de los puntos marcados. Al igual que en la fase anterior se cortó

cada una de las probetas (una vez medida la rugosidad) mediante la tronzadora Labotom a unas dimensiones de 10mm x 10mm. Posteriormente, se han tomado estas muestras y han sido engastadas y embutidas mediante PMMA, de manera que quede visible la sección transversal del corte, es decir la cara perpendicular a la dirección de rotación de las bandas. Esta secuencia de preparación queda representada en el esquema de la Figura 6.19. En esta etapa, se prestará especial atención al posicionamiento perpendicular de la muestra, en el proceso de embutición con objeto de evitar posibles errores en la medición del espesor atendiendo para ello a la Norma UNE-EN ISO 1463, en la que se establece el procedimiento de medición a través del corte micrográfico.

Así pues, después de embutir las muestras (recordemos que habrá un total de 54 muestras) se procede a las etapas de desbaste y pulido (con los mismos equipos de la fase anterior) pasando en primer lugar por las etapas de desbaste con papeles abrasivos de 200, 600 y 1000, y posteriormente puliendo con pasta de diamante de 3 y 1 μm .

Una vez realizada la preparación metalográfica, (en este caso se omite la etapa del ataque químico con nital), se realizan las medidas del espesor del recubrimiento. Para ello se utiliza el microscopio óptico, Nikon Microphot FX, y se toman 8 fotografías a 200 aumentos, de manera descendente, de manera que estas 8 imágenes puedan ser solapadas mediante un software de tratamiento de imagen y disponer de una imagen “*portrait*” de manera que la imagen de donde se realizan las medidas de espesor sea de una dimensión significativa. Así pues, a cada probeta se le realizaron 8 fotografías con el microscopio óptico desplazándose por el perfil del recubrimiento de modo que estas imágenes quedasen ligeramente solapadas. Posteriormente mediante el Programa Panomama Maker Pro 5, se casaron todas las imágenes y por último considerando los píxeles de la imagen obtenida a partir de los aumentos considerados y utilizando el programa de tratamiento de imagen visilog, se realizaron 24 medidas en cada imagen “*portrait*”, tomando como criterio una separación entre medida y medida de 50 μm (criterio que buscaba tomar medidas de una longitud de análisis significativo). En la Figura 6.20, se ilustran 9 micrografías confeccionadas mediante el método explicado correspondientes a uno de los 3 carros superiores analizados. A partir de estas imágenes mediante el software Visilog se han realizado las medidas de los recubrimientos obteniendo una representación gráfica como la que se muestra en la Figura 6.21. En esta Figura se muestran los valores del espesor promedio (para las 24 medidas realizadas en cada imagen “*portrait*”) más la desviación típica. Cotejando las representaciones gráficas del espesor para el carro superior en primer lugar y para el carro inferior posteriormente se ha determinado el tipo de desgaste existente sobre el recubrimiento cerámico.

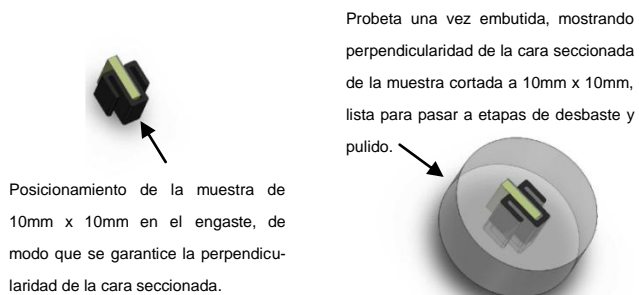


Figura 6.19: Esquema del posicionamiento de las muestras cortadas a 10mm x 10 mm, para garantizar la perpendicularidad de las caras seccionadas, sobre las cuales se realizará la medición del espesor del recubrimiento.

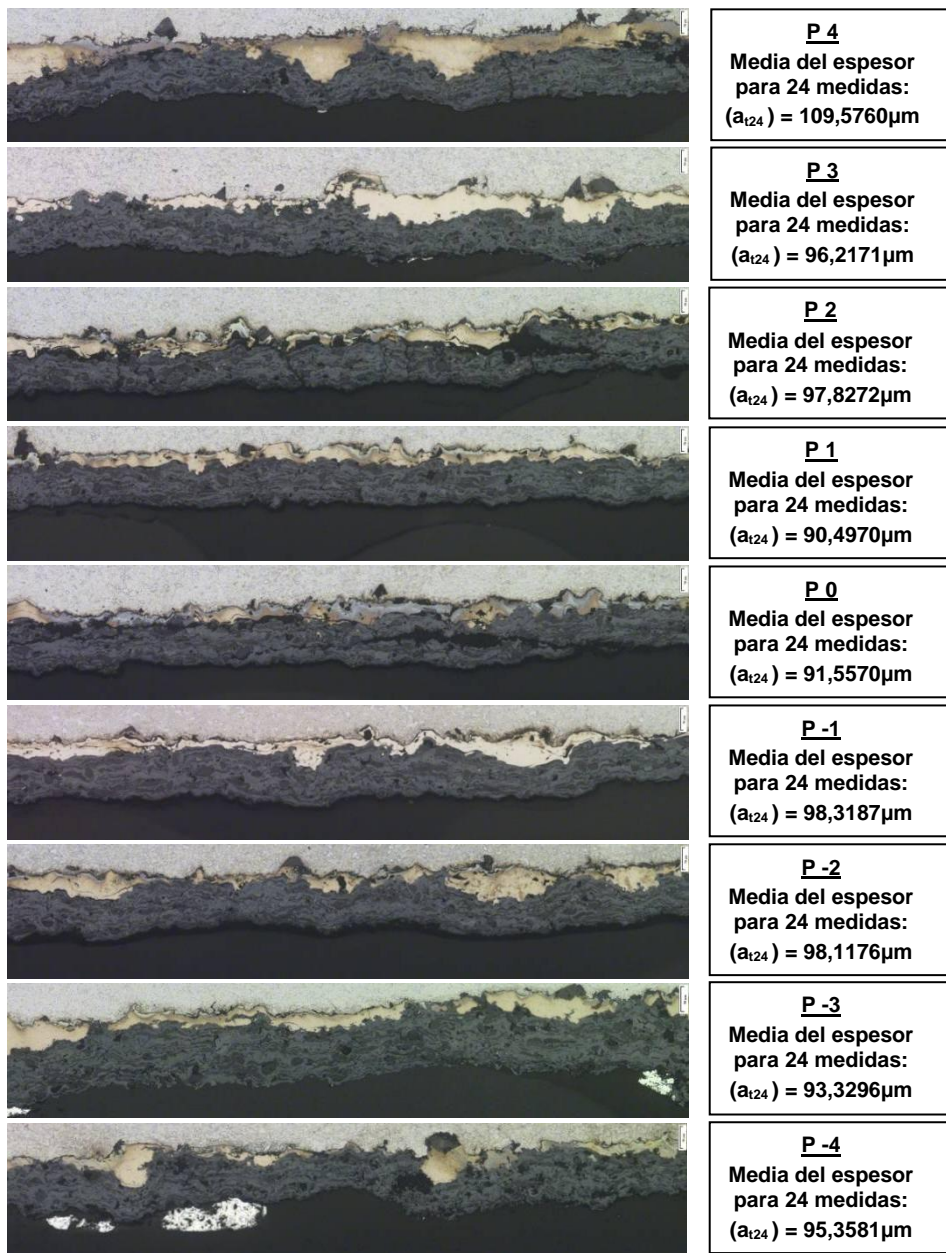


Figura 6.20: Imágenes microscopía óptica a 200 aumentos del recubrimiento de la capa de anclaje y del acero-sustrato del carro superior, para los puntos de estudio.

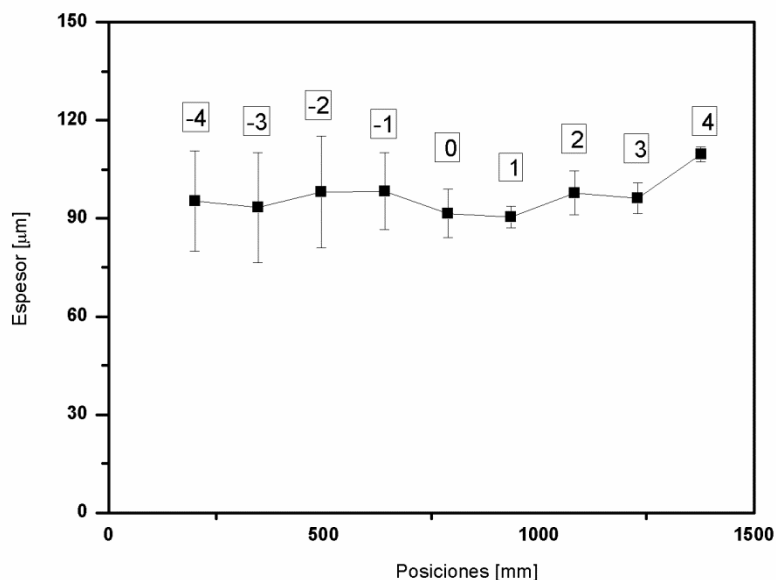


Figura 6.21: Valores del espesor promedio del recubrimiento y desviación típica de los 9 puntos transversalmente evaluados sobre uno de los 3 carros superiores evaluados, correspondiendo estos datos a los obtenidos a partir de la Figura 6.20.

Así pues, finalmente, una vez obtenidos los resultados del espesor en los distintos puntos establecidos, se procede al análisis de los defectos que se presentan en la microestructura del recubrimiento. Para ello, se han tomado imágenes obtenidas en la etapa precedente y se ha considerado el trabajo llevado a cabo por B. Normand et al., en el que se describe algunos de los mecanismos de rotura y degradación más frecuentes en este tipo de recubrimientos y la influencia de la alúmina en este proceso.

Caracterización Mecánica

Por último, se ha abordado la fase de caracterización mecánica, materializando en primera instancia los ensayos de microdureza. En esta etapa, a partir de macro-muestras (Figura 6.2) extraídas mediante la troqueladora industrial Bosch GNA 3,5, en fases precedentes, se han tomado las muestras necesarias tanto para los ensayos de microdureza como para los ensayos de tracción. Así pues las muestras extraídas para los ensayos de microdureza han sido tomadas de zona externas al confinamiento del molde (se entiende por zona de confinamiento aquella que queda restringida por las bandas rotativas superior e inferior y las llantas móviles de los extremos), con objeto de realizar micro-

indentaciones sobre partes del recubrimiento con mayor consistencia mecánica (eso es, mayor integridad, debido a la menor presencia de defectos como grietas, poros y de-laminaciones). Por lo tanto, se ha cortado una porción de esta macro-muestra, mediante la cizalladora HM Production AS 7700 THISTED JBS-2000/2.0, en una posición exterior a la de la zona de confinamiento del molde, con unas dimensiones de 200mm x 30mm. A continuación, mediante la tronzadora Labotom, se han cortado 2 muestras con unas dimensiones de 10mm x 10mm, embutiendo estas 2 muestras de modo que quede vista la sección de corte (perfil en el que se vislumbran las tres capas de material), mediante el equipo Struers LaboPress-3, utilizando para ello PMMA y aplicando las mismas condiciones de embutición citadas en la fase 1. Una vez finalizada esta etapa se obtienen unos cilindros de 30 mm de diámetro y aproximadamente 14 mm de alto. Finalmente se procede a la etapa de desbaste y pulido, pasando por las etapas de 200, 600 y 1000 grid (Struers LaboPol-21), para la etapa de desbaste y prosiguiendo con la etapa de pulido con pasta de diamante a 3 μm y 1 μm (Struers LaboPol-5).

Una vez preparadas las probetas, se han realizado los ensayos de microdureza vickers, utilizando el microdurómetro Innovatest 400 series (Figura 6.22). Para la realización de los ensayos de microdureza sobre el material del recubrimiento se han realizado en base a la norma ISO 14705, y para los materiales metálicos, en base a la norma UNE-EN ISO 6507-1. Se ha prestado especial atención a la carga aplicada sobre material cerámico del recubrimiento, pues no deben generarse grietas en la indentación producida sobre el mismo, dado que en este caso se obtiene un valor de la microdureza inferior al real y parte de las reacciones aplicadas sobre la punta del material durante el tiempo de aplicación de la carga (en el caso de que se generen grietas) son contribuciones resistentes de un campo de tensiones más extenso, es decir, en el caso de que se generen grietas, la tenacidad a la fractura entra en juego.

Las condiciones fijadas en el microdurómetro Innovatest 400 series, cuando se han realizado los ensayos de microdureza han sido: 0.490 N para la carga aplicada, tiempo de carga de 15 s y escala de dureza Vickers (HV).

En cada una de las probetas preparadas metalográficamente se han realizado 5 indentaciones sobre el material del recubrimiento cerámico, realizando la media total de la microdureza vickers obtenida sobre el recubrimiento. En estos ensayos se ha buscado en todo momento realizar indentaciones sobre áreas lo más homogéneas posibles en cuanto a fases, evitando en todo momento realizar una indentación sobre una sola de las dos fases presentes o realizar indentaciones sobre partículas sin fundir o parcialmente fundidas. Los valores así obtenidos han sido representados en la Tabla 7.23.



Figura 6.22: Microdurómetro Innovatest 400 series

Por otro lado, en este apartado se han realizado ensayos de microdureza vickers, sobre el acero sustrato (norma UNE-EN ISO 6507-1) en zonas de la interfase de unión entre el acero y la capa de anclaje, donde los granos superficiales del acero que están en contacto con la capa de anclaje manifiestan un fuerte grado de deformación y sobre zonas internas del acero sustrato, donde se observa una microestructura del acero exenta de deformaciones. Mediante este ensayo se ha corroborado la diferencia de durezas entre la superficie (interfaz de contacto entre capa de anclaje y acero) y zonas internas, conduciendo esta observación a la demostración de que se ha efectuado un tratamiento de fuertes deformaciones plásticas sobre la superficie de unión entre el acero y la capa de anclaje.

Finalmente, en esta última etapa de la fase de caracterización mecánica, se han realizado los ensayos de tracción. Para ello, se han extraído 6 muestras, en la dirección de rotación de las bandas, a 45° con respecto a esta y perpendiculares a la dirección citada inicialmente, todas ellas tomadas de la parte central de la banda. Así pues, se han cortado un total de 18 muestras, mediante, la cizalladora HM Production AS 7700 THISTED JBS-2000/2.0 con unas dimensiones primarias de 30mm x 230mm, y posteriormente atendiendo a la norma UNE-EN ISO 6892-1, se han mecanizado mediante el equipo de mecanización LAGUN 2 CNC (Figura 6.23) y se han realizado los ensayos de tracción, utilizando la máquina universal de ensayos Instron modelo 4204 (Figura 6.24). Los resultados que han sido proporcionados a través de estos

ensayos de tracción son los valores del módulo elástico (E), del límite elástico (S_y), del límite de rotura último (S_{ut}) y del grado de anisotropía del acero, dado que atendiendo al proceso de manufactura de la banda de acero cabe esperar varias etapas de laminación y tratamientos térmicos, sobre las bandas sustrato de acero al carbono. Así pues, esta anisotropía ostensible en estos ensayos se debe a un grado de recristalización incompleto.

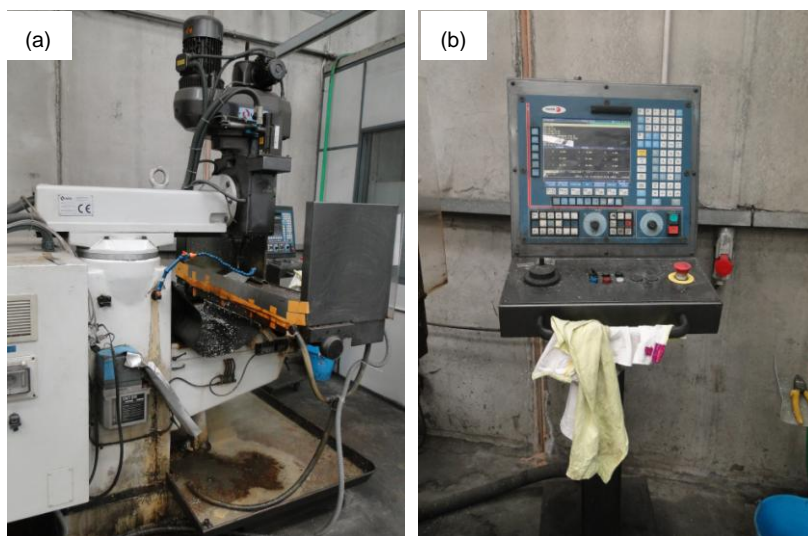


Figura 6.23: Equipo de mecanización LAGUN 2 CNC vista de perfil (a); Equipo de control (b).

Cabe comentar que esta caracterización mecánica ha sido considerada, debido a que cuando se han obtenido las composiciones químicas del acero a través de los ensayos EED (Espectroscopía de Energías Dispersivas), se ha observado que la composición química, por lo que respecta al contenido de carbono y a la presencia de ciertos elementos aleantes en el acero, no encaja con la norma UNE EN 10025-2, es por ello que atendiendo a la dificultad de tratar de caracterizar químicamente el acero a través de la norma citada, se opta por realizar una caracterización de las propiedades mecánicas en base a la norma ASTM, dado que en esta norma no se especifica la composición directamente, sino que más bien se determina la aplicación o su ámbito de empleo. Por tanto, no existe una relación directa y biunívoca con las normas de composición, y dada la procedencia de las bandas es oportuno caracterizar las mismas a través de esta norma.

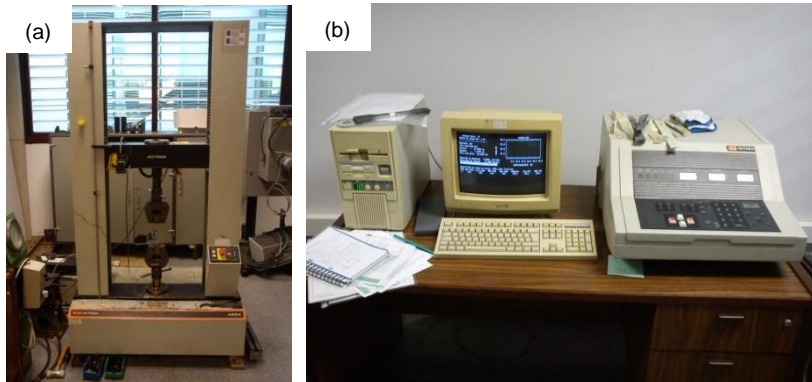


Figura 6.24: Máquina universal de ensayos Instron modelo 4204 (a); Equipo de control (b).

En la Figura 6.25, se representan 1 de los 3 gráficos obtenidos de tensión-deformación en el que se muestran 6 curvas, correspondientes a las 6 probetas que han sido extraídas en la dirección de rotación de las bandas (o dirección natural de laminación). Tal y como observamos, todas ellas excepto 1 (esta se rompió mucho antes debido muy probablemente a una mala mecanización), manifiestan un comportamiento similar. En el apartado de resultados se cotejarán los datos obtenidos en las 3 direcciones.

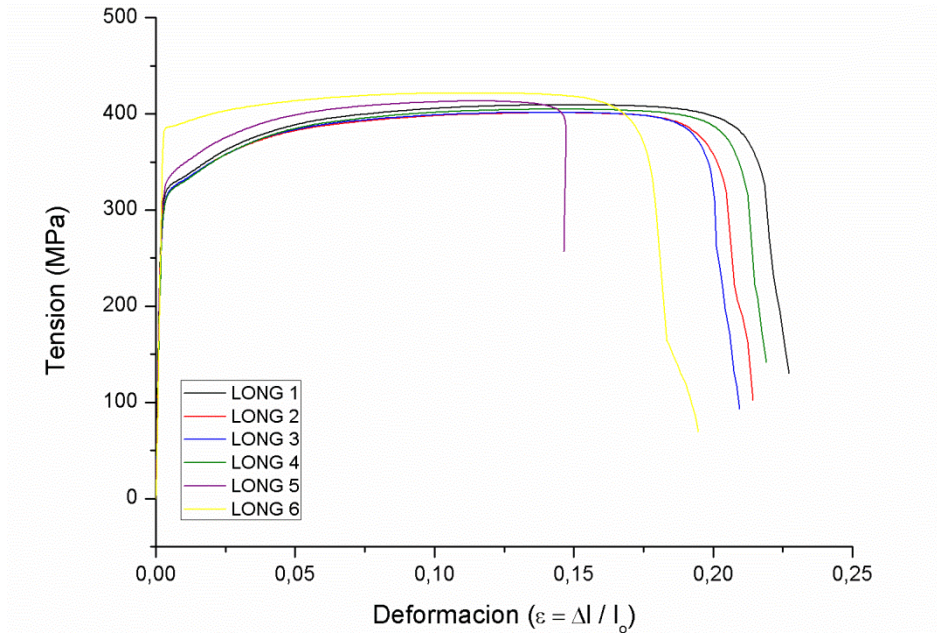


Figura 6.25: Gráfico de tensión deformación para las tres probetas extraídas en la dirección de laminación; Esta dirección se asume como longitudinal.

7. Resultados y Discusión



7. Resultados y Discusión

Los resultados obtenidos se organizarán en base a las fases que se han tenido que desarrollar en este trabajo, siguiendo la misma estructura que la definida en la planificación de la investigación y continuada en el desarrollo experimental. Se muestran en primer lugar los resultados obtenidos de los estudios preliminares de la caracterización composicional y microestructural vía MEB a lo que sigue el estudio del análisis microestructural del acero, para, en segundo lugar, dar paso a la evaluación de los datos extraídos en los ensayos de rugosidad y posteriores mediciones del espesor en el ancho transversal de la banda, considerando en esta fase los mecanismos de desgaste. Por último, se profundizará en las propiedades mecánicas, empezando por la evaluación de la microdureza del recubrimiento, y del acero sustrato. Asimismo, se presentarán los gráficos y valores obtenidos para los ensayos de tracción, y se compararán los valores obtenidos para cada una de las tres posiciones en las que fueron extraídas las probetas. Siguiendo cada exposición de resultados, en cada una de las etapas de cada fase y manteniendo el orden establecido se abordará la discusión de la información obtenida para cada experiencia.

Caracterización Composicional y Microestructural

Con el fin de conocer la textura y composición de la superficie del recubrimiento, y del tipo de acero y óxido formado sobre este, se tomaron las siguientes imágenes a través del MEB. Tal y como se observa en la Figura 7.1, estas imágenes son correspondientes al recubrimiento y han sido tomadas de la muestra, extraída de la posición 4, tal y como se referencia en la Figura 5.1 mostrada en el apartado anterior de planificación.

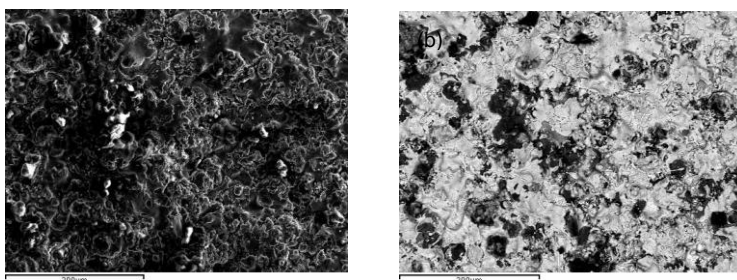


Figura 7.1: Imagen SEM del recubrimiento tomada a 250 aumentos con electrones secundarios (a); Misma imagen tomada a los mismos aumentos con electrones retrodispersados (b).

Con objeto de observar con mayor grado de resolución la morfología de los “splats” y los defectos presentes en la superficie se han tomado imágenes a 1000 y 500 aumentos, tal y como se observa en la Figura 7.2. Como se observa en ambas imágenes la forma en la que se han esparcido las partículas queda claramente visible, no obstante, las grietas sólo son visibles a partir de los 1000 aumentos. Por otro lado comentar que la des-laminación o falta de continuidad de los “splats” es mucho más apreciable en la imagen tomada a 500 aumentos, dado que claramente se observan zonas donde ha habido desgarrros y fracturas. Además en esta Figura queda patente la presencia de adhesiones de partículas de aluminio sobre el recubrimiento, procedentes de la colada.

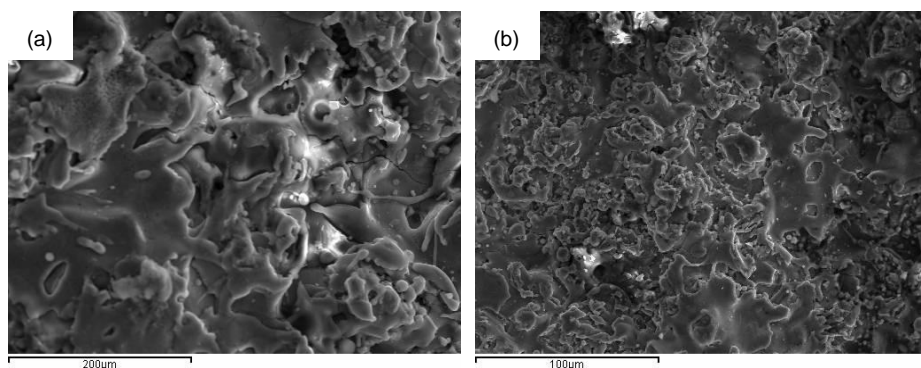


Figura 7.2: Imagen SEM del recubrimiento tomada a 1000 aumentos con secundarios (a); Misma imagen tomada a 500 aumentos con electrones secundarios (b).

Con objeto de realizar el primer análisis composicional de la superficie, tomando para ello la imagen con electrones retro-dispersados, se realizó la primera espectrometría de energías dispersivas en 2 puntos distintos en los que era observable un fuerte contraste entre ambos. En la Figura 7.3 se observan 2 imágenes del recubrimiento tomadas ambas a 1000 aumentos, (de derecha a izquierda) una con un contraste truncado en rojo y otra con el contraste propio proporcionado por los electrones retro-dispersados. Adicionalmente en la Figura 7.3, se muestran los puntos donde se han realizado las espectrometrías de energías dispersivas y más abajo los 2 espectrogramas correspondientes a éstos. De estos análisis se han obtenido los valores que se plasman en la Tabla 7.1, en donde se representan los elementos presentes de los puntos analizados en cada uno de los espectrogramas, de el porcentaje en peso y el porcentaje atómico de cada uno de ellos.

Este primer análisis tiene la pretensión de clarificar, en base a las tonalidades presentes en las imágenes obtenidas mediante electrones retro-dispersados

(Figura 7.3) que elementos están presentes en mayor medida sobre cada una de las fases del recubrimiento de la banda Hazelett.

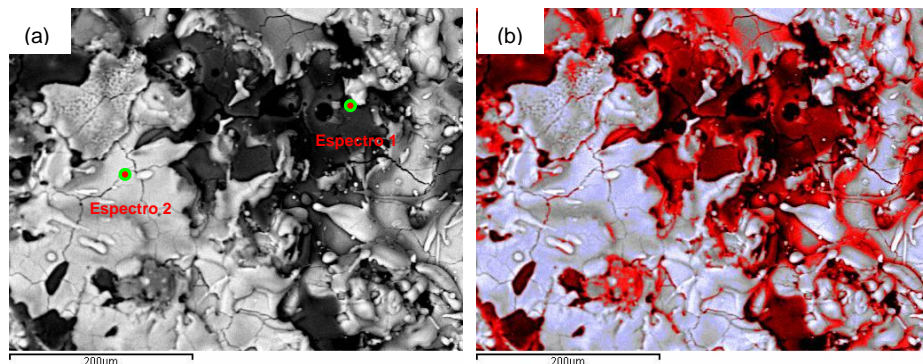


Figura 7.3: Imagen SEM del recubrimiento tomada a 1000 aumentos con retro-dispersados, indicando los puntos del análisis (a); Misma imagen tomada a los mismos aumentos, bajo un falso contraste truncado en rojo (b).

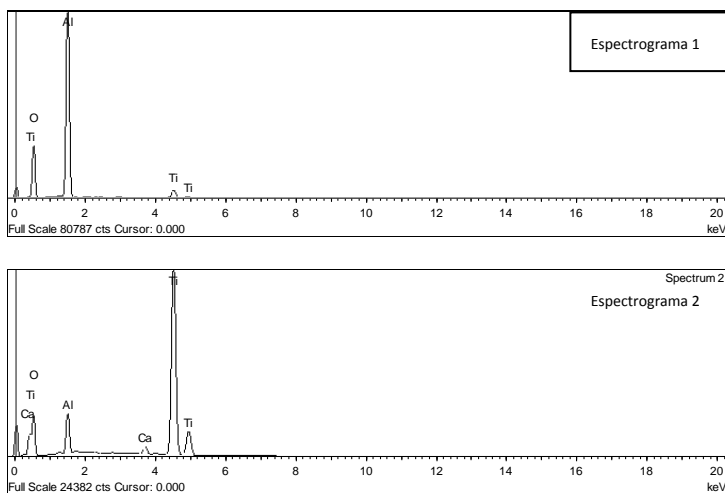


Figura 7.4: Espectrogramas 1 y 2, correspondientes a las posiciones analizadas sobre la Figura 7.3.

Así pues, puede afirmarse que las fases claras observadas sobre el recubrimiento poseen un alto contenido de Titanio y una no menos despreciable de Oxígeno. La presencia de estos dos elementos, indica que la fase blanca (considerando la imagen de los electrones retro-dispersados) se trata de un Óxido

de Titanio. Por otro lado las fases oscuras presentan un alto contenido de Aluminio y Oxígeno, en este caso el pico de este último es más elevado que en el caso anterior. Esta combinación apunta a que el tipo de material utilizado es una mezcla de cerámicas técnicas. Además de los elementos indicados, en el espectrograma 2 se observan unas trazas de Calcio. En consecuencia, de los dos puntos analizados se puede afirmar que el recubrimiento de las bandas de colada continua está compuesto por una mezcla de cerámicas.

Tabla 7.1: Elementos presentes, % en peso y % atómico, obtenidos de los espectrogramas 1 y 2.

Elemento	Espectrograma 1		Espectrograma 2	
	% en Peso	% Atómico	% en Peso	% Atómico
O	51,77	65,35	47,21	71,11
Al	43,71	32,71	5,57	4,98
Si	0,08	0,06	0,19	0,16
Ca	0,09	0,05	1,00	0,60
Ti	4,35	1,84	46,02	23,15

Como podemos observar en la Tabla 7.1 queda claro que las zonas que presentan un fuerte contraste entre fases, poseen una serie de elementos bien definidos. En ambos casos, el Silicio y Calcio están presentes como trazas. Con objeto de obtener unos resultados más precisos, por lo que respecta, a las fases presentes en el recubrimiento se ha realizado un nuevo análisis de la superficie del recubrimiento. En este caso, se han buscado zonas con un menor grado de contraste. Para ello, se ha tomado una imagen mediante electrones retro-dispersados a 500 aumentos, con objeto de conseguir un área de análisis más amplia tal y como se observa en la Figura 7.4, y por otro lado en la Figura 7.5 se muestran las 5 espectrometrías de energías dispersivas en puntos que mostraban contrastes de fases intermedios, con la finalidad de determinar la presencia de otros elementos o compuestos en el recubrimiento de las bandas. Adicionalmente, al igual que en el caso anterior, se han representado en la Tabla 7.2 los distintos elementos y la composición porcentual en peso y atómica para cada uno de los espectrogramas.

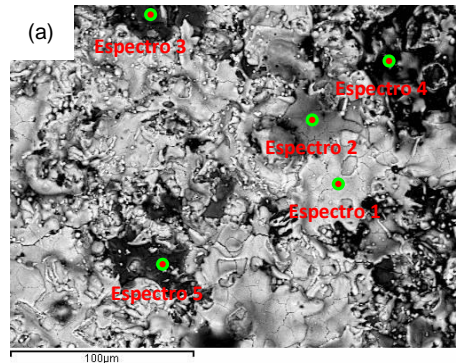


Figura 7.4: Imagen SEM del recubrimiento tomada a 500 aumentos con retro-dispersados, indicando los puntos del análisis EDS (a).

En este caso, para este análisis EDS, se han buscado contrastes entre fases menos pronunciados en la imagen de electrones secundarios de la Figura 7.4, con el propósito de identificar la presencia de otros elementos. Con objeto de poseer un área de análisis más extensa y con mayor diversidad de contraste entre fases se tomó la imagen de la Figura 7.4 a 500 aumentos.

Cabe comentar adicionalmente que la microestructura observada en la topografía de la superficie, presenta un gran número de grietas y de-laminaciones, más fácilmente observables en las fases claras que en las fases oscuras del recubrimiento.

Así pues, los espectrogramas obtenidos en los 5 puntos de análisis mostrados en la Figura 7.4, son expuestos en la Figura 7.5.

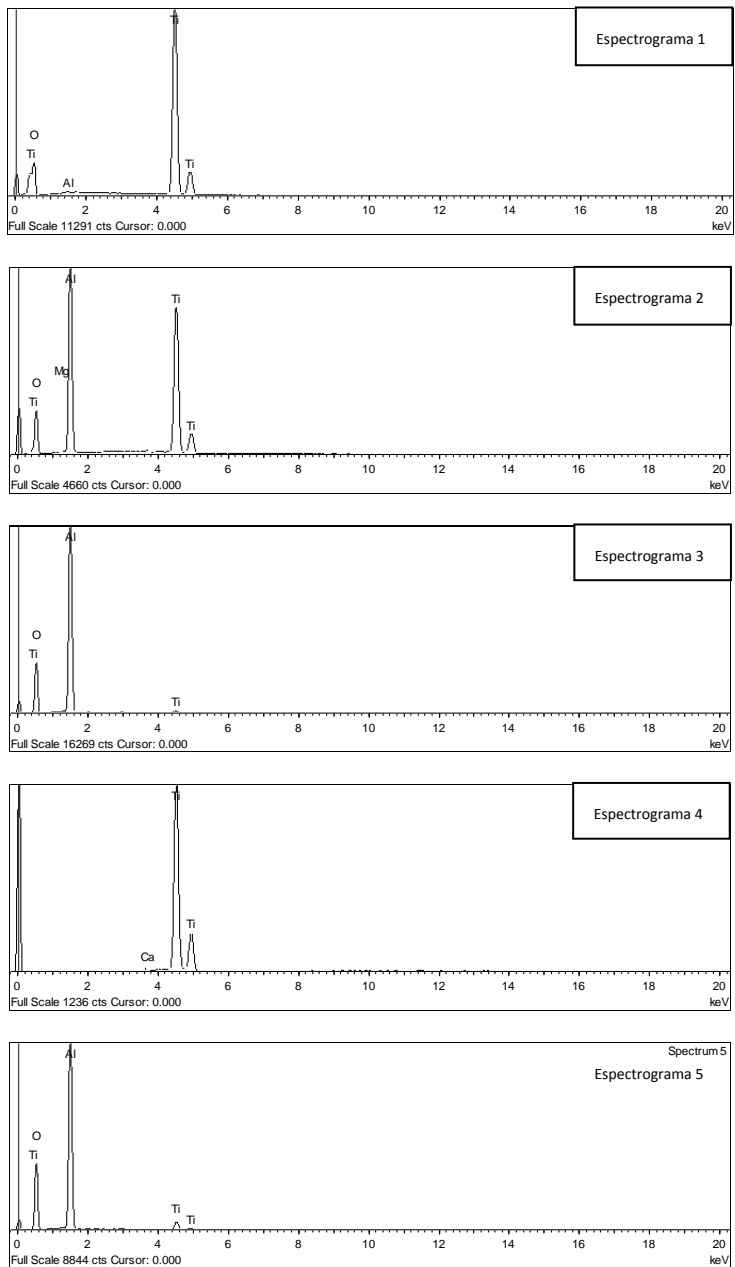


Figura 7.5: Espectrogramas 1, 2, 3, 4 y 5 correspondientes a las posiciones analizadas sobre la Figura 7.4.

En este segundo análisis se observa (al igual que en el caso anterior) que las fases blancas (que son las que predominan) son algún tipo de Óxido de Titanio, mientras que las fases oscuras son algún tipo de Óxido de Aluminio. Si observamos el espectrograma 2 de la Figura 7.4, tenemos 2 picos de cada uno de estos elementos (de Titanio y de Aluminio), debido a que el “splat” más externo es una fase clara (Óxido de Titanio) y el que subyace a unas pocas micras, posee una fase oscura (Óxido de Aluminio). Es decir, la señal obtenida por el rebote de los electrones retro-dispersados, inicialmente en su impacto con el material alcanza suficiente profundidad como para revelar “splats” subyacentes (en este caso de Óxido de Aluminio), cuyo número atómico (Z) es mucho mayor que el del Óxido de Titanio, es decir, el Óxido de Aluminio manifiesta una mayor opacidad al haz de electrones primario que el Óxido de Titanio.

En la Tabla 7.2, se muestran los elementos detectados, el porcentaje en peso y el porcentaje atómico, para cada uno de los espectrogramas realizados en los puntos indicados en la imagen de la Figura 7.4 (a).

Tabla 7.2: Elementos presentes, % en peso y % atómico obtenidos para los espectrogramas 1, 2, 3, 4 y 5 de la Figura 7.4 (a).

Elemento	Espectrograma 1		Espectrograma 2		Espectrograma 3		Espectrograma 4		Espectrograma 5	
	% en Peso	% Atómico	% en Peso	% Atómico	% en Peso	% Atómico	% en Peso	% Atómico	% en Peso	% Atómico
O	48,04	73,42	42,91	63,3	50,68	63,67	-	-	48,6	61,30
Al	0,19	0,17	22,22	19,43	48,04	35,79	-	-	44,4	33,05
Ti	51,77	26,42	34,67	17,08	1,28	0,54	98,68	98,43	6,07	5,65
Mg	-	-	0,20	0,19	-	-	-	-	-	-
Ca	-	-	-	-	-	-	1,32	1,57	-	-

En la Tabla se muestra que la presencia de otros elementos no es significativa, dado que considerando su presencia como un porcentaje en peso se puede afirmar que se tratan de trazas o pequeñas impurezas (por lo que respecta al Mg y al Ca).

Comentar que, el espectrograma 4 presenta una particularidad “curiosa”, pues si se observa el punto donde se ha realizado el análisis, se espera (en base a las observaciones precedentes) que se trate de una fase rica en Óxido de Aluminio, no obstante los elementos y su composición porcentual en este punto no se corresponden. Si se observa el inicio del eje de abscisas (keV) del espectrograma 4, se denota un pico relativamente elevado. Éste corresponde al ruido o señales de excitación energética que por su grado de solapamiento no se posibilita su discretización y posterior asignación al nivel energético correspondien-

te, es decir, el origen de todo espectrograma se convierte en un “vertedero de señales de excitación energética no identificadas”. Es por esta última observación por la que se considera que el análisis obtenido mediante el espectrograma 4, corresponde a una zona donde existen un alto grado de impurezas en la superficie del recubrimiento.

Finalmente se ha realizado un análisis topográfico sobre el anverso de la banda mediante el MEB. Este estudio ha revelado la forma de la superficie del acero. La particularidad de estas observaciones, fue que se realizaron sobre zonas de superficie del acero en la que existían incrustaciones de óxidos. Además de tomar imágenes topográficas, se realizó una espectrometría de energías dispersivas con objeto de caracterizar o al menos apuntar hacia el tipo de óxido formado sobre la superficie. Así pues, en la Figura 7.6, se muestra una imagen de la superficie del acero en la que se presenta un óxido incrustado, mostrándose además el área en la que se ha realizado el barrido EDS. En la Figura 7.7, el espectrograma correspondiente. Por otro lado en la Tabla 7.3 se representan los elementos presentes, su porcentaje en peso y su porcentaje atómico. Cabe resaltar, que debido a la contaminación con carbono de la columna del MEB, se omitió la presencia de dicho elemento en el análisis EDS, dado que daba una señal sobre-cuantificada del carbono, falseando los resultados porcentuales de cada uno de los elementos presentes, y en consecuencia conduciendo a una caracterización química del acero errónea.

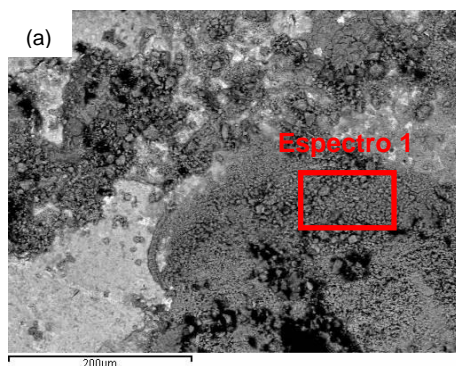


Figura 7.6: Imagen tomada con el MEB del acero con el óxido sobre su superficie tomada a 250 aumentos con retro-dispersados, indicando mediante un rectángulo en rojo el área del análisis.

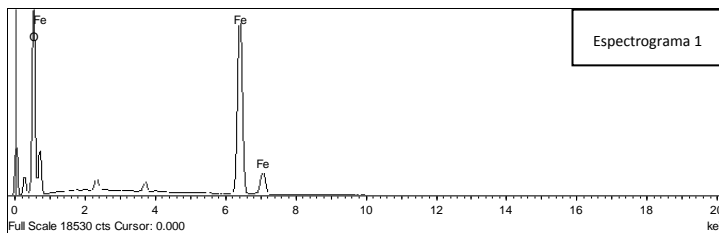


Figura 7.7: Espectrograma 1 correspondiente al área analizada sobre la Figura 7.6.

Tal y como se observa en el espectrograma de la Figura 7.7, la presencia de oxígeno es más que notoria. Por otro lado, comentar que en la Tabla 7.3, se muestran los resultados en % en peso y % atómico, considerando la composición real y la composición estequiométrica, suponiendo la presencia mayoritaria de un óxido de hierro (II) u óxido ferroso.

Tabla 7.3: Elementos presentes, % en peso y % atómico obtenidos para el espectrograma 1 considerando la composición real y la estequiométrica.

Elementos	Espectrograma 1 (Real)		Espectrograma 1 (Estequiométrico)	
	% en Peso	% Atómico	% en Peso	% Atómico
O	36,87	67,09	22,27	50
Fe	63,13	32,91	77,73	50

Del ajuste estequiométrico “considerado” por el software INCA, se desprende que a la vista de la diferencia en los porcentajes en peso y atómico se desestima un cantidad en % en peso y atómico de oxígeno. Es decir, se reduce la cantidad de oxígeno en porcentaje atómico, manteniendo consecuentemente el porcentaje atómico de hierro. Así pues, de la cantidad real de Hierro y oxígeno, cabe esperar la presencia de otros óxidos e hidróxidos de hierro sobre la superficie de acero de la banda Hazelett.

Finalmente se tomó una imagen mediante electrones secundarios del óxido adherido a la superficie del acero. La Figura 7.8, revela la textura del tipo de óxido existente, que tal y como se observa se podría decir que se asemeja a una estructura coralina.

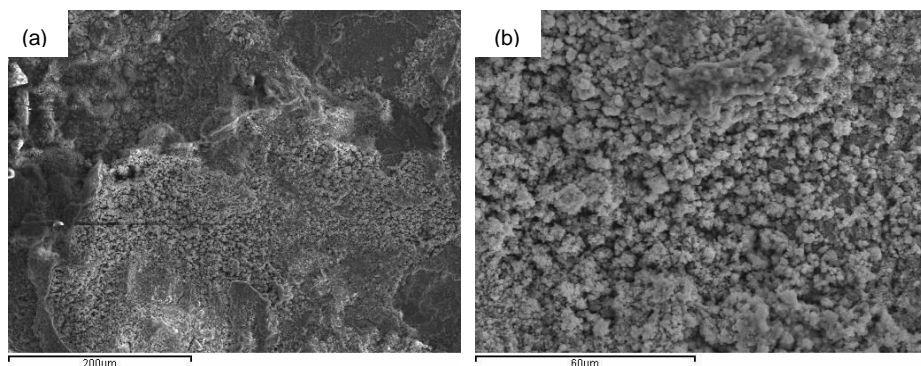


Figura 7.8: Imagen tomada mediante el MEB del óxido adherido a la superficie del acero a 250 aumentos (a) y a 1000 aumentos (b).

La determinación de la cantidad de carbono presente en estas muestras (debido a la problemática anteriormente expuesta) fue obtenida a través de estudios realizados por AIMME. En la Figura 7.9, se muestran las 3 imágenes obtenidas mediante MEB y en cada una de ellas se observan los puntos donde fueron realizados las espectrometrías de energías dispersivas (considerando un barrido puntual) para determinar el contenido de elementos aleantes sobre el acero. Además en la Figura 7.10 se muestran los espectrogramas correspondientes. Como puede observarse estas imágenes han sido tomadas a partir de una sección transversal de la banda en la que se observa el recubrimiento cerámico, la capa de anclaje y el acero. Los elementos detectados y su composición porcentual sobre el acero son representados en la Tabla 7.4 considerando cada una de las espectrometrías realizadas. A través de la caracterización composicional de los elementos presentes en el acero y atendiendo a la norma UNE-EN 10025-2, se podría dilucidar cuál es este tipo de acero dado que en esta última se establece una clasificación de aceros al carbono de baja aleación en base a la composición química. Es por ello que se estima oportuna la caracterización composicional de este acero a través de esta técnica, con objeto de comparar los elementos detectados con los que se exponen en la citada norma.

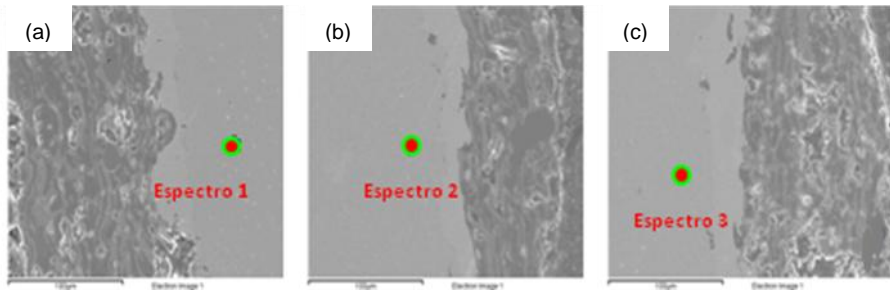


Figura 7.9: Imágenes MEB del corte transversal en las que se observa el recubrimiento cerámico, la capa de anclaje y acero, tomadas todas ellas a 250 aumentos con secundarios, indicando los puntos del análisis EDS (a), (b), (c).

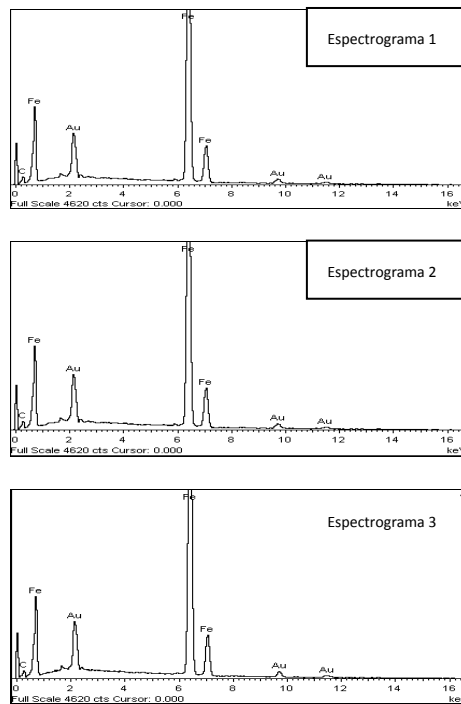


Figura 7.10: Espectrogramas 1, 2 y 3 correspondientes a los puntos analizados sobre la Figura 7.9.

Tal y como se observa en los espectrogramas, existe una presencia de oro. Ésta es debida al proceso de “sputtering” aplicado sobre las probetas con objeto de hacerlas conductoras, luego este elemento no será considerado. Por otro lado comentar que en los tres espectrogramas se observa un ligero pico de carbono hecho que conduce a pensar que la presencia de este en el acero será reducida. Finalmente comentar que el hierro (como era de esperar) presenta los mayores picos a distintos niveles energéticos en el eje de abscisas.

Tabla 7.4: Elementos presentes y % en peso obtenidos para el espectrograma 1, 2 y 3.

Elementos	% en Peso Espectro 1	% en Peso Espectro 2	% en Peso Espectro 3
C	0,055	0,047	0,043
Si	<0,0015	0,0062	0,0064
Mn	0,38	0,355	0,353
P	0,017	0,015	0,014
Cr	0,025	0,022	0,025
Cu	0,026	0,023	0,023
Ni	0,027	0,024	0,026
Mo	0,0016	0,002	0,0021

En consecuencia, si consideramos la cantidad de carbono promedio detectado en el acero (0,0483 %C), se puede afirmar que el acero utilizado como sustrato por un lado y como material que aporta la contribución resistente en su conjunto, se trata de un acero hipo-eutectoide (por debajo del 0,8 % C), es más, se puede decir que por el bajo contenido en carbono que manifiesta, este acero poseerá una baja fragilidad, siendo en consecuencia un material con alta tenacidad. En contra, cabe decir que debido al bajo contenido en carbono, este acero será menos rígido que otro con un contenido en carbono mayor, es decir, tendrá menor módulo elástico y por ende poseerá una resistencia mecánica menor. También cabe mencionar la ausencia de vanadio en este acero, por lo que no existe afinador de grano y no cabe esperar un grano fino atribuible a este último elemento aleante. Por otro lado ni el níquel ni el cromo pueden tenerse en cuenta como elementos de aleación dado que la presencia de ambos se puede considerar como una traza, por lo que, no cabe esperar una mejora de la resistencia y de la tenacidad ni tampoco de la resistencia al desgaste, la dureza en caliente o a la corrosión.

El único elemento presente con una cantidad significativa como para influir en las propiedades mecánicas del acero es el manganeso, pues éste último mejo-

ra la resistencia y la dureza del acero, además cuando el acero se trata térmicamente, el incremento de manganeso mejora sustancialmente la templabilidad, es decir, la profundidad por debajo de la superficie templada a la cual el acero se endurece o por otro lado la severidad del temple requerido para lograr una cierta penetración de la dureza. No obstante, cabe decir que aún considerándose el manganeso como un elemento aleante, en la cantidad en la que está presente, no ha favorecido la transformación martensítica tal y como se puede observar en el análisis de la microestructura del acero.

Una vez realizado el análisis topográfico, se realiza la evaluación de las probetas correspondientes a la posición 4 y -4, que han sido preparadas metalográficamente, mostrando ambas un corte transversal que revela los tres materiales presentes, el recubrimiento cerámico, la capa de anclaje y el acero. Así pues, con objeto de determinar los elementos y su composición porcentual, atendiendo al corte transversal que revela un nuevo material que actúa como nexo de unión entre el material cerámico y el acero al carbono, en la siguiente etapa de la fase de caracterización composicional y microestructural se han tomado distintas imágenes considerando esta nueva configuración. En la Figura 7.11, se muestra dos imágenes tomadas de una probeta en la posición -4, una de ellas mediante secundarios (en la que se hace ostensible la percepción tridimensional de la misma) y otra imagen obtenida mediante electrones retro-dispersados en la que se marcan las distintas zonas en las que se han realizado los barridos puntuales y de superficie. En la Figura 7.12 se muestran los respectivos espectrogramas. Cabe comentar que en las Tabla 7.5, 7.6, 7.7, 7.8, 7.9, 7.10 y 7.11 se muestran los distintos elementos presentes y su porcentaje en peso y atómico. En este conjunto de tablas se muestra adicionalmente la composición porcentual de los compuestos cerámicos presentes en el recubrimiento.

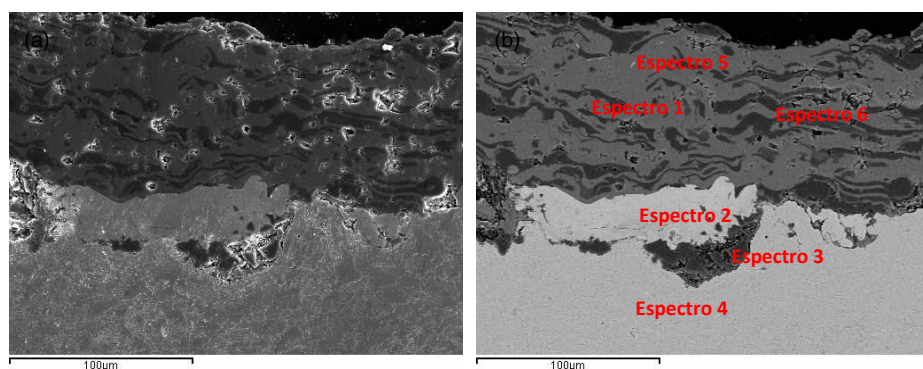


Figura 7.11: Imagen MEB del recubrimiento tomada a 500 aumentos con secundarios (a); Misma imagen tomada a los mismos aumentos con retro-dispersados, indicando las zonas donde han sido realizados los análisis EDS(b).

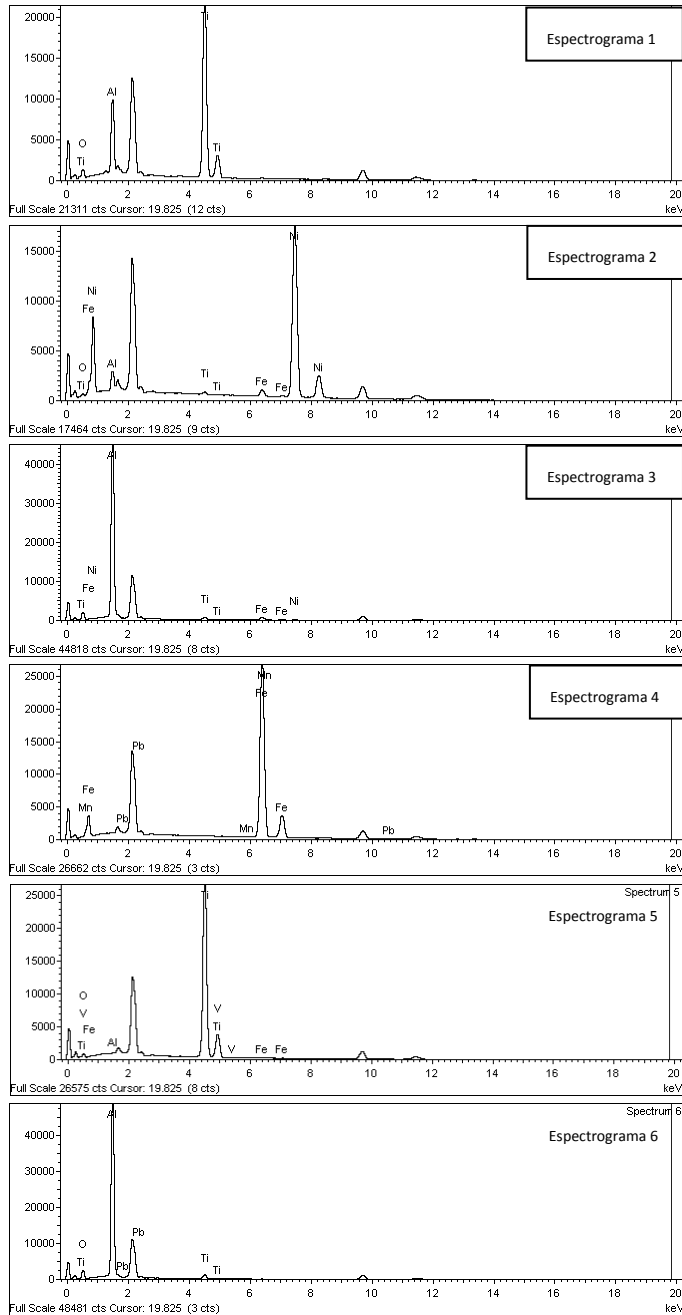


Figura 7.12: Espectrogramas 1, 2, 3, 4, 5 y 6, correspondientes a la Figura 7.11.

Tabla 7.5: Elementos presentes, % en peso y % atómico obtenidos para los espectrogramas 1 real y estequiométrico.

Elemento	Espectrograma 1 (real)		Espectrograma 1 (estequiométrico)	
	% en Peso	% Atómico	% en Peso	% Atómico
O	23,52	44,50	11,07	10,27
Al	14,60	16,39	47,42	24,78
Ti	61,68	39,11	41,52	64,96

Tabla 7.6: Fórmula del compuesto y porcentaje del mismo en base al análisis estequiométrico del espectrograma 1.

Fórmula	% del Compuesto
Al_2O_3	20,91
TiO_2	79,09

Tabla 7.7: Elementos presentes, % en peso y % atómico obtenidos para los espectrogramas 2, 3 y 4.

Elemento	Espectrograma 2		Espectrograma 3		Espectrograma 4*	
	% en Peso	% Atómico	% en Peso	% Atómico	% en Peso	% Atómico
Al	3,17	8,44	25,44	92,71	-	-
Ti	0,34	0,51	0,95	1,96	-	-
O	0,67	3,03	-	-	-	-
Ni	70,39	86,26	0,59	0,99	-	-
Fe	1,16	1,75	2,46	4,34	72,80	99,69
Mn	-	-	-	-	0,22	0,31

*En este análisis no se consideró el contenido en carbono.

Tabla 7.8: Elementos presentes, % en peso y % atómico obtenidos para los espectrograma 5 real y estequiométrico.

Elemento	Espectrograma 5 (real)		Espectrograma 5 (Estequiométrico)	
	% en Peso	% Atómico	% en Peso	% Atómico
O	16,76	37,62	40	66,63
Ti	82,94	62,19	59,79	33,27
Fe	0,30	0,19	0,21	0,1

Tabla 7.9: Fórmula del compuesto y porcentaje del mismo en base al análisis estequiométrico del espectrograma 5.

Fórmula	% del Compuesto
TiO ₂	99,73
FeO	0,27

Tabla 7.10: Elementos presentes, % en peso y % atómico obtenidos para los espectrograma 6 real y estequiométrico.

Elemento	Espectrograma 6 (real)		Espectrograma 6 (Estequiométrico)	
	% en Peso	% Atómico	% en Peso	% Atómico
O	24,75	36,30	50,42	38,54
Al	70,76	61,45	2,84	1,22
Ti	4,59	2,25	46,74	60,24

Tabla 7.11: Fórmula del compuesto y porcentaje del mismo en base al análisis estequiométrico del espectrograma 6.

Fórmula	% del Compuesto
Al ₂ O ₃	95,27
TiO ₂	4,73

A la vista de los resultados obtenidos, se puede afirmar que el recubrimiento utilizado en las bandas Hazelett, se trata de una mezcla de polvos cerámicos. Más concretamente se puede decir que para el área de análisis, se trata de una composición aproximada del 80% titania y 20 % alúmina. No obstante no signi-

fica que esta composición sea la que cabe esperar para todo el recubrimiento de la banda en su conjunto, pues solamente se ha realizado el barrido de un área que por sus dimensiones no se puede afirmar que la composición obtenida sea un valor absoluto del recubrimiento. Por otro lado, en cierto modo, se puede justificar la gran cantidad de titanio en este tipo de recubrimiento, pues según *R. Yilmaz, et al.* cuanto mayor sea el contenido de titanio (en una mezcla cerámica $\text{TiO}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3$) menor será su microdureza y por ende su rigidez. Además a medida que aumenta el contenido en titanio aumenta la tenacidad. En el caso particular de este estudio se tiene un material con un alto contenido en titanio, es decir, el material matriz del recubrimiento es la titanio y la fase “dispersa” la alúmina, pues esta última es la que le confiere la rigidez y en cierto modo la resistencia mecánica (sobre todo a compresión).

Por lo que respecta a la capa de anclaje, se puede afirmar que se trata de una aleación cuya composición aproximada es del 95% níquel – 5% aluminio. Esta capa de anclaje, es depositada con objeto de favorecer una transición de las propiedades mecánicas (E , S_y , S_{ut} , ν , etc.) entre cada una de las capas de material de la banda Hazelett. Si atendemos a las propiedades mecánicas del acero hipoeutectoide por un lado (con una baja rigidez y alta tenacidad) y el compuesto cerámico por otro lado (con una alta rigidez y una baja tenacidad), queda claro que existen propiedades mecánicas antagonistas. Es por ello que se busca un material (y de ahí la necesidad de tener un material con propiedades mecánicas “intermedias”) que posea una transición en las propiedades mecánicas y que además favorezca la cohesión entre los dos materiales. En la fase de caracterización mecánica se muestra la transición en la microdureza, en cada uno de los materiales. Además, cabe comentar que parte de la facilidad con que se adhiera en primera instancia la capa de anclaje depende en gran medida del grado de irregularidad superficial del material sustrato (que en este caso particular se trata del acero al carbono).

Retornando al análisis de las espectrometrías de energías dispersivas y haciendo mención a los espectrogramas 5 y 6, puede fehacientemente afirmarse que las fases blancas en las imágenes de la microestructura observadas vía MEB son correspondientes al dióxido de titanio (titanio) y las fases oscuras (mucho menos presentes) son correspondientes a la alúmina. Este contraste existente entre claros y oscuros se debe a que el número atómico del compuesto $Z_{\text{Al}_2\text{O}_3}$ (en este caso alúmina) es mayor que la del Z_{TiO_2} y en consecuencia, cuanto mayor es Z , mayor es la intensidad de radiación emitida hacia el detector. Es decir cuanto más se satura el detector del MEB (vía electrones retro-dispersados) mayor es la tonalidad oscura que cabe esperar.

Finalmente, analizando los valores obtenidos en el espectrograma número 3, se puede afirmar que existen zonas entre el acero y la capa de anclaje donde se depositan impurezas con un alto contenido en aluminio que dificultan la ad-

herencia entre la capa de anclaje y el sustrato, siendo posible que estos restos procedan de etapas de procesamiento previas a la deposición de la capa de anclaje presente en este recubrimiento.

Una vez determinado el tipo compuesto cerámico utilizado en el recubrimiento, en esta misma fase de caracterización composicional y microestructural se efectuaron varios barridos lineales sobre las dos fases presentes en el recubrimiento, para evaluar el grado de difusión entre estas dos fases principales que se observan en este. En las Figuras 7.13, 7.15 y 7.17 se pueden observar los barridos lineales realizados sobre cada una de las fases correspondientes, y bajo las imágenes se observa el espectrograma característico del barrido lineal. Por otro lado junto a la imagen y el espectrograma se han adjuntado los gráficos que representan los elementos en base a la intensidad de la señal propia de éste (ordenadas) frente a la longitud de barrido (abscisas) individualmente y en su conjunto.

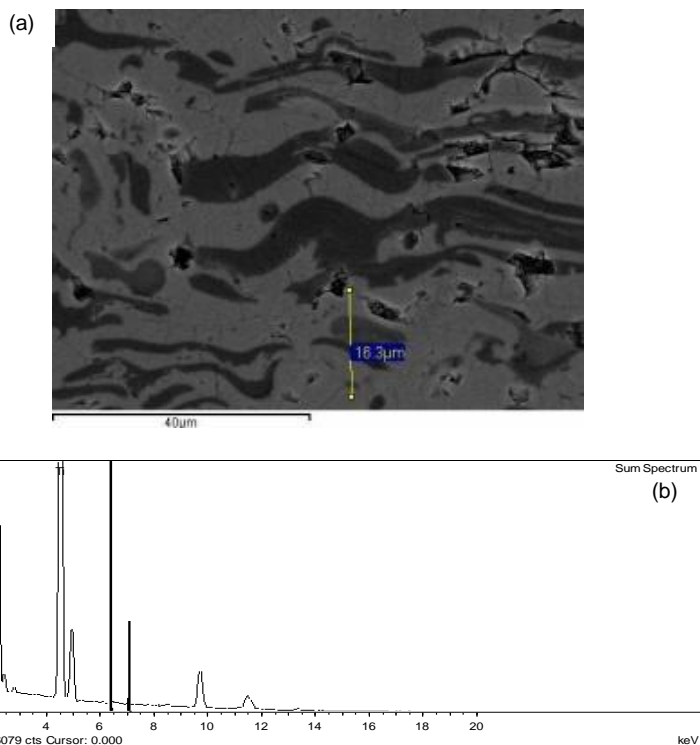


Figura 7.13: Imagen MEB del recubrimiento tomada a 1500 aumentos con retrodispersados, indicando la zona del barrido lineal (a); Espectrograma característico del barrido lineal mostrado en la imagen superior(b).

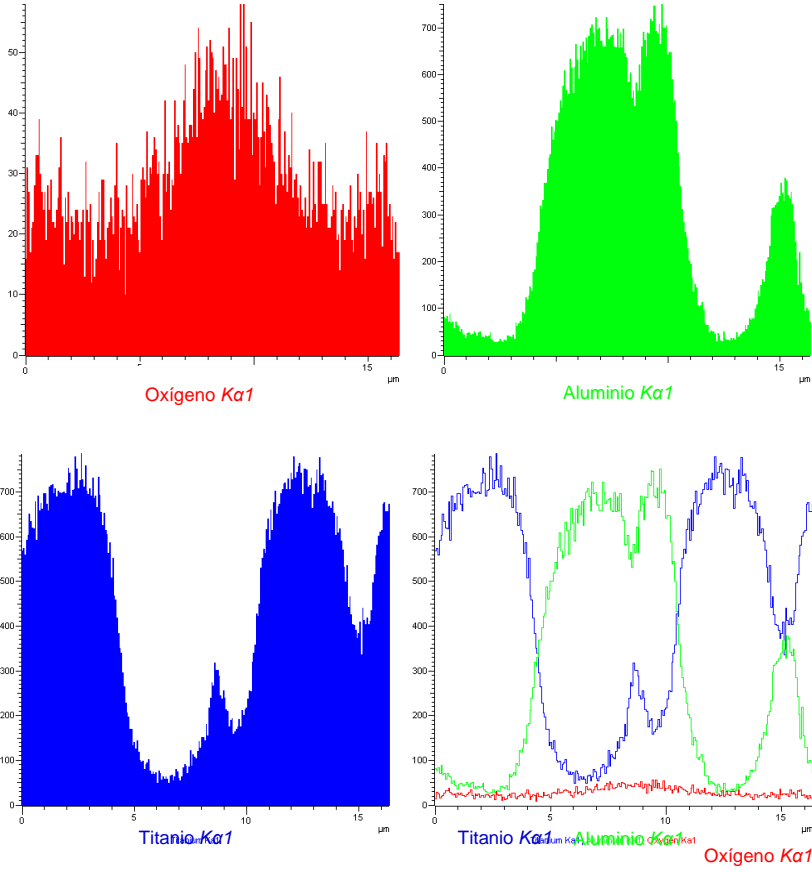


Figura 7.14: Representaciones gráficas correspondientes al barrido lineal de la Figura 7.13 de los elementos hallados individualmente y en su conjunto (solapamiento).

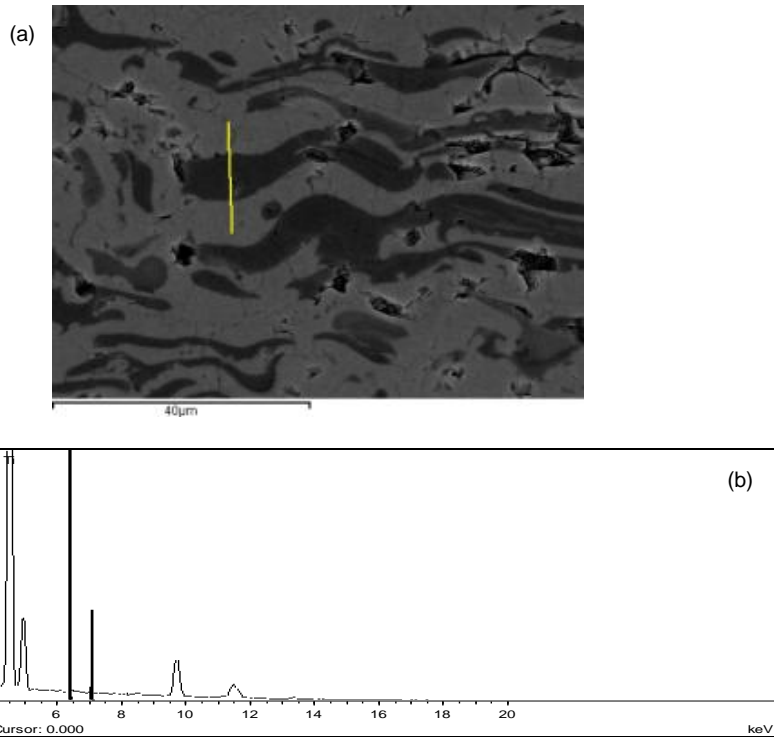


Figura 7.15: Imagen MEB del recubrimiento tomada a 1500 aumentos con retrodispersados indicando la zona del barrido lineal (a); Espectrograma característico del barrido lineal mostrado en la imagen superior (b).

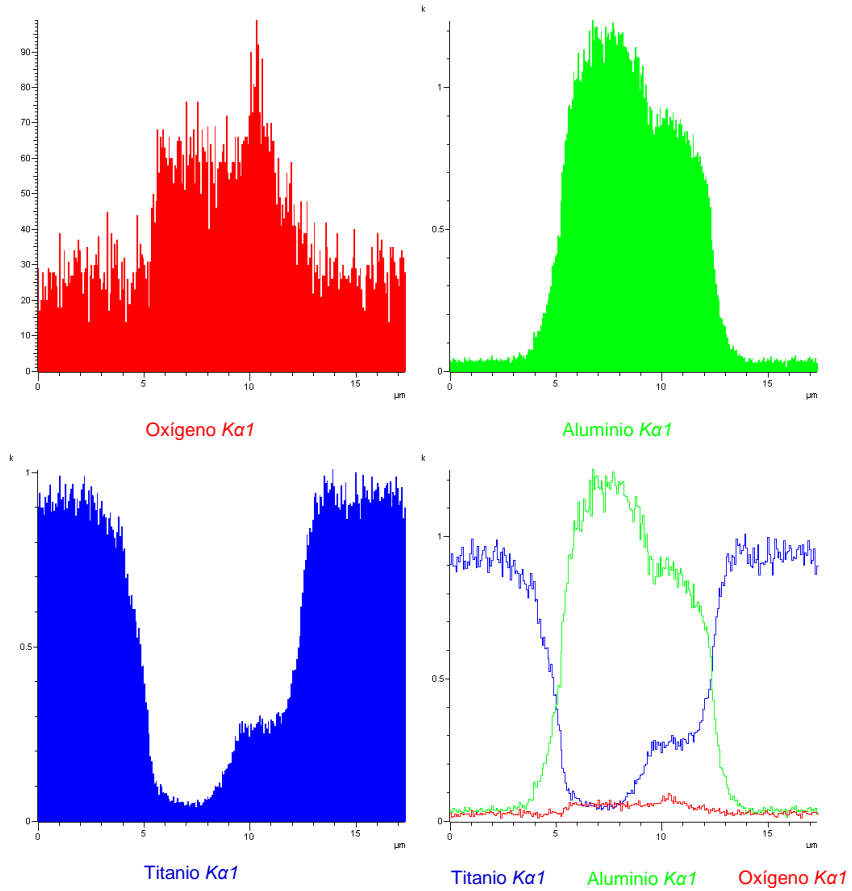


Figura 7.16: Representaciones gráficas correspondientes al barrido lineal de la Figura 7.15 de los elementos hallados individualmente y en su conjunto (solapamiento).

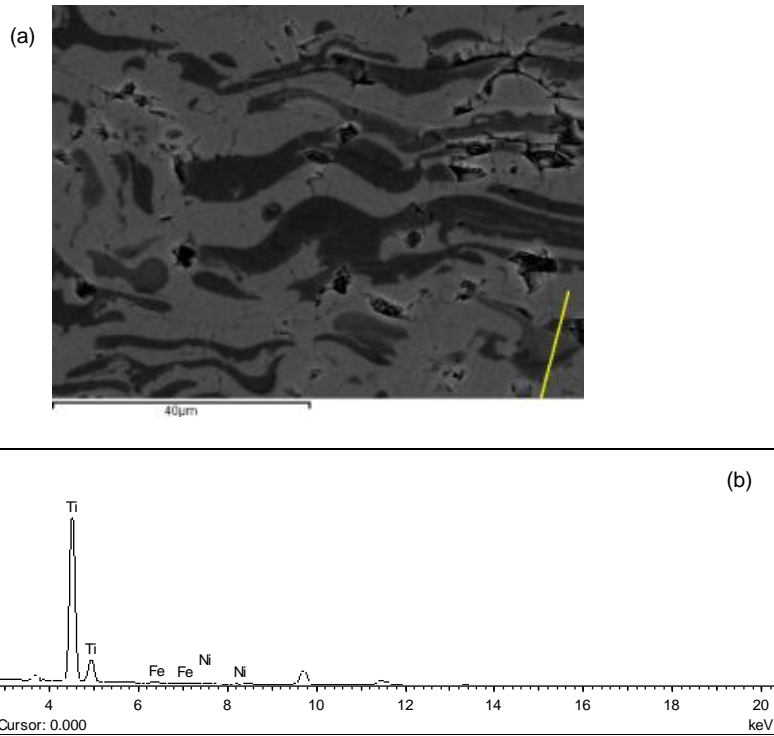


Figura 7.17: Imagen MEB del recubrimiento tomada a 1500 aumentos con secundarios indicando la zona del barrido lineal (a); Espectrograma característico del barrido lineal (b).

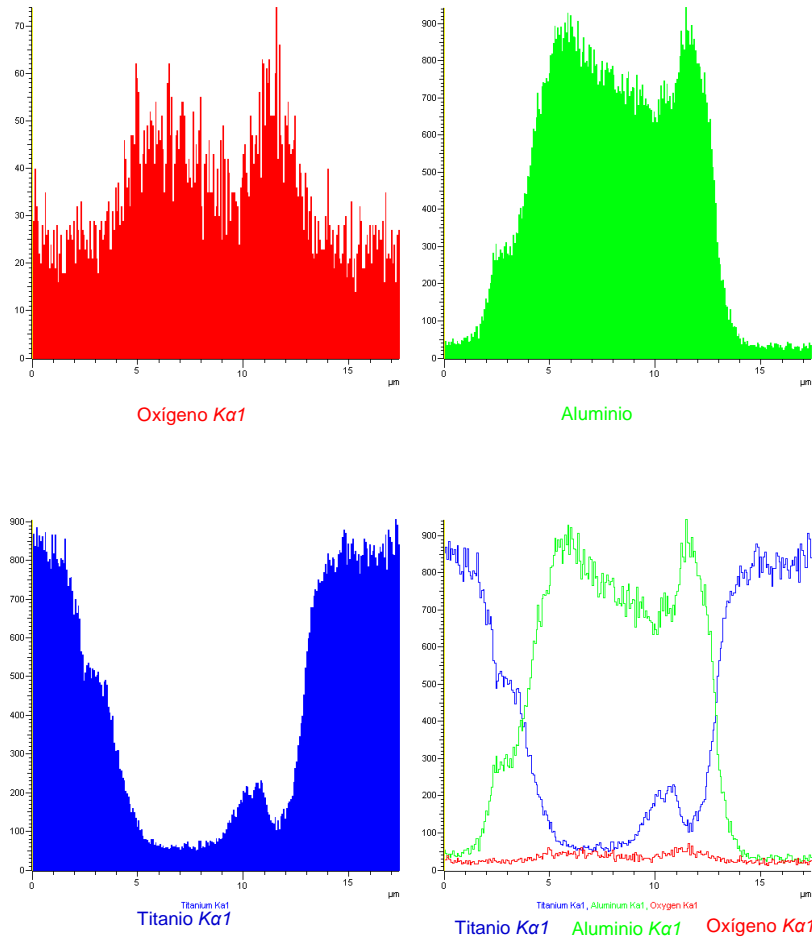


Figura 7.18: Representaciones gráficas correspondientes al barrido lineal de la Figura 7.17 de los elementos hallados individualmente y en su conjunto (solapamiento).

De estos análisis se deduce que las fases oscuras (las de alúmina) son más ricas en oxígeno que las de titanía, como era de esperar, considerando los resultados obtenidos en la Tabla 7.10. Por otro lado, si se observan los gráficos de las Figuras 7.14, 7.16 y 7.18, se denota la existencia de un solape entre la alúmina y la titanía, hecho que indica que existe una buena cohesión entre ambas fases y que se presenta una ligera difusión entre fases cerámicas.

Otro barrido lineal que se consideró oportuno realizar es el que (como se muestra en la Figura 7.19) se observa desde la zona del material cerámico hasta la

capa de anclaje, que como anteriormente se dilucidó, se trata de una aleación con un 95-90 % de níquel y un 5-10 % de aluminio. A partir de la Figura 7.20 se reveló el grado de difusión atómica existente de la capa de anclaje al recubrimiento cerámico.

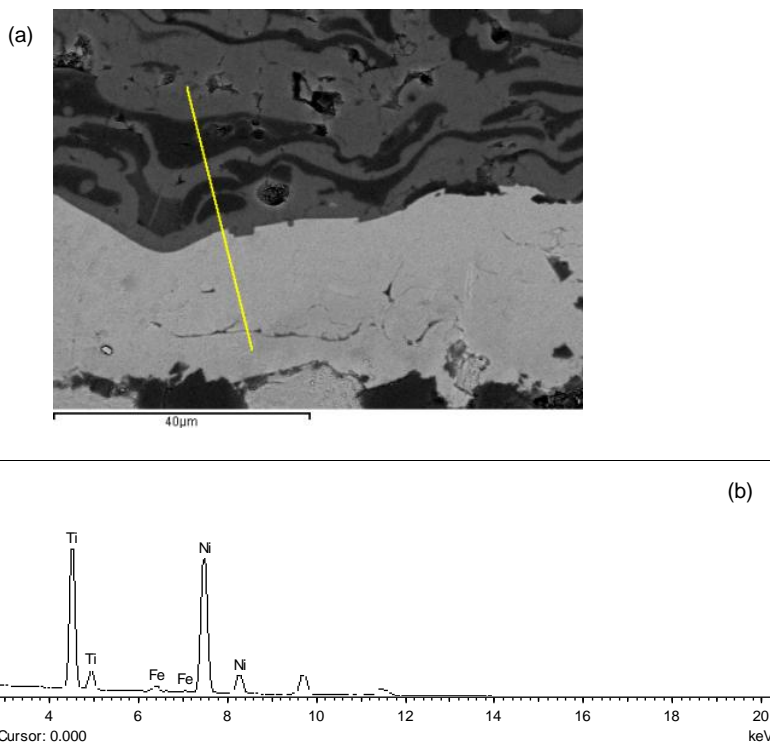


Figura 7.19: Imagen MEB del recubrimiento tomada a 3000 aumentos con retro-dispersados indicando la línea de barrido lineal (a); Espectrograma característico del barrido lineal (b).

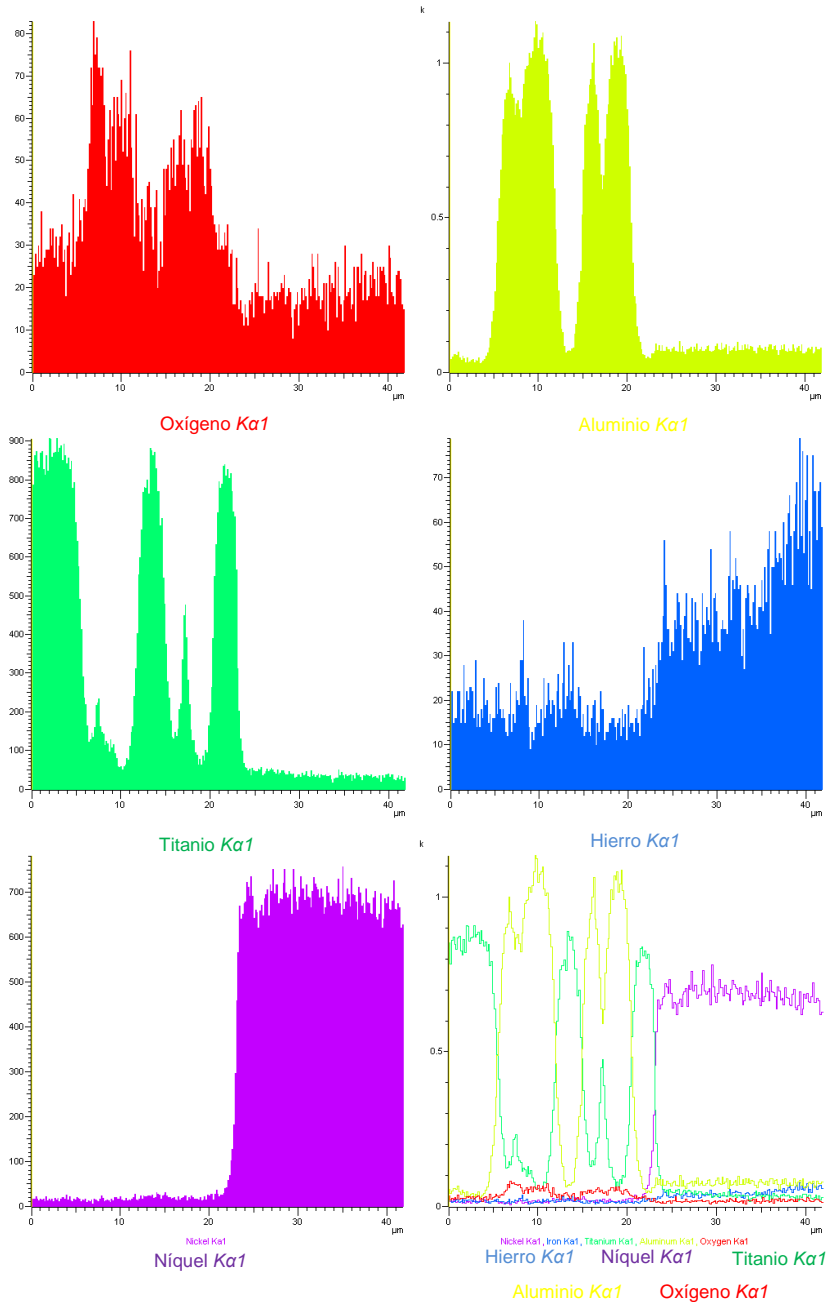


Figura 7.20: Representaciones gráficas correspondientes al barrido lineal de la Figura 7.19 de los elementos hallados individualmente y en su conjunto (solapamiento).

En los gráficos representados en la Figura 7.20, se hace visible que el hierro está mucho más presente en la capa de anclaje que en el recubrimiento cerámico, por lo que se deduce que ha habido difusión de átomos de hierro, hacia la capa de anclaje. Por otro lado se denota que el níquel no difunde de modo alguno hacia el recubrimiento cerámico. No ocurre lo mismo con el aluminio, que como se observa en la capa de anclaje se manifiesta una presencia constante y al entrar en contacto con la cerámica (en este caso la titanía) decrece ligeramente, por lo que a la vista de este detalle, se puede afirmar que es principalmente el aluminio presente en la aleación de la capa de anclaje el responsable de la cohesión entre el recubrimiento cerámico y esta última, en este caso vía mecanismos de difusión.

Finalmente sobre la probeta -4, se realizó un último barrido lineal entre la capa de anclaje y el acero sustrato, con objeto de evaluar el grado de difusión. En la Figura 7.21 se muestra una imagen de la zona de unión entre la capa de anclaje y el sustrato junto con la zona donde ha sido efectuado el barrido lineal, además se adjunta (al igual que en los demás casos) el espectrograma característico y los gráficos de los elementos presentes en función de la longitud de barrido.

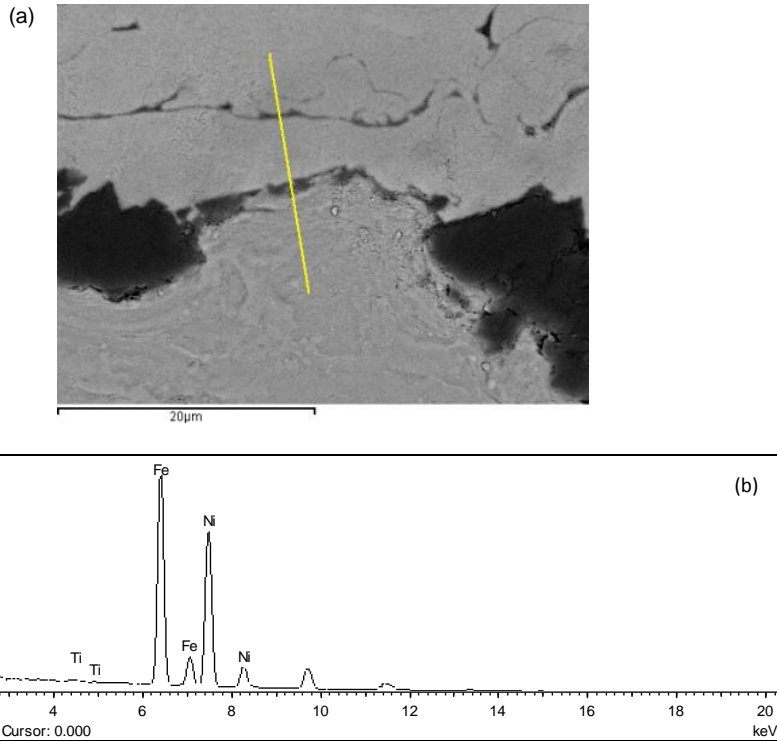


Figura 7.21: Imagen MEB del recubrimiento tomada a 3000 aumentos con retro-dispersados indicando la línea de barrido lineal (a); Espectrograma característico del barrido lineal (b).

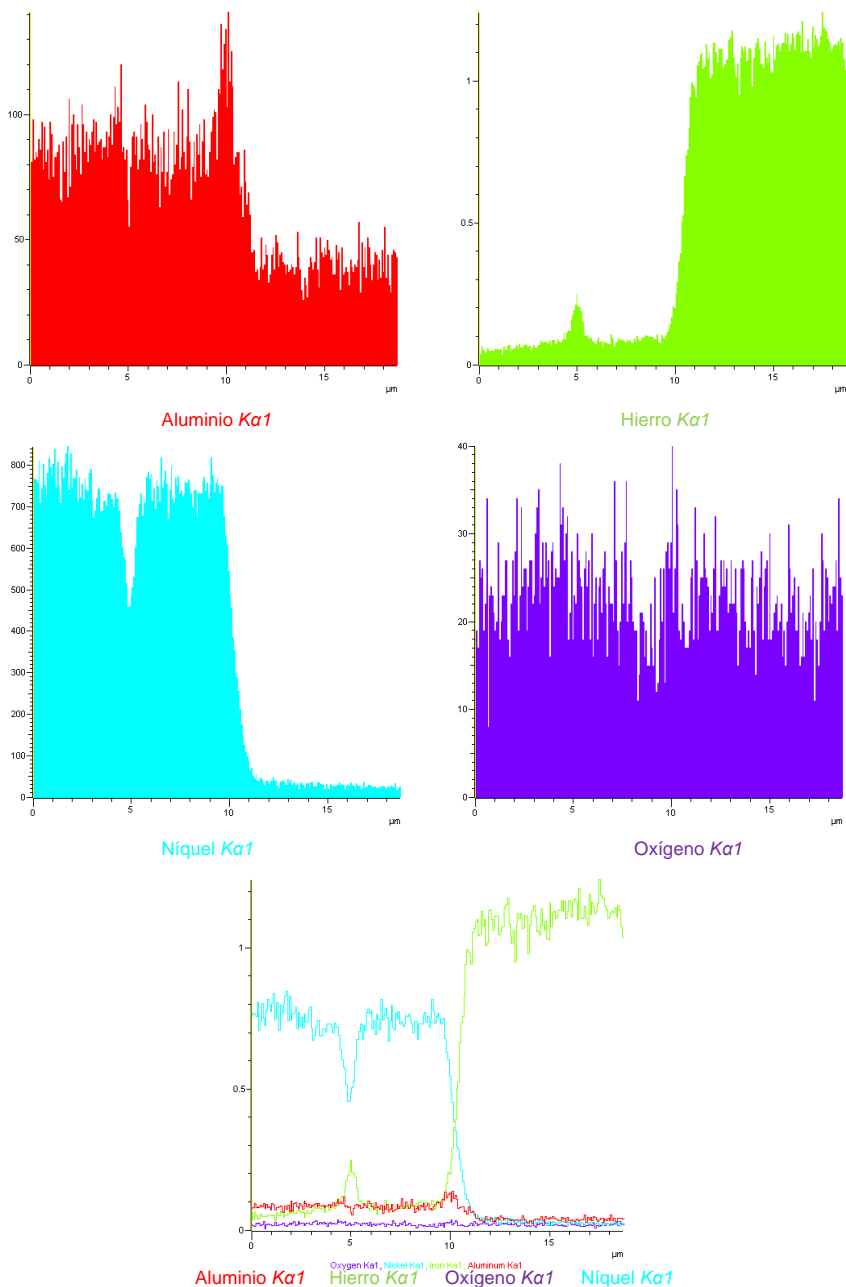


Figura 7.22: Representaciones gráficas correspondientes al barrido lineal de la Figura 7.21 (a) de los elementos hallados individualmente y en su conjunto (solapamiento).

De este último análisis se desprende que existe una ligera difusión del hierro en el Níquel y del níquel en el hierro. Esta solución entre ambos elementos será de carácter sustitucional debido a que el hierro y el níquel poseen radios atómico similares (155 pm y 149 pm, respectivamente), no obstante debido a que el tiempo de aplicación (a altas temperaturas) de la capa de anclaje es reducido, no cabe esperar una gran difusión entre ambos elementos. Así pues, de este análisis se deduce que si existe una ligera difusión, sin embargo, el principal mecanismo de cohesión entre el sustrato y la capa de anclaje se atribuye a la rugosidad superficial del sustrato. Por otro lado se puede afirmar que la presencia de oxígeno tanto en la capa de anclaje como en el acero al carbono es prácticamente la misma.

Con objeto de comparar los resultados composicionales del recubrimiento cerámico obtenidos para la muestra de la posición -4, se ha tomado la muestra de la posición 4 y se ha realizado el mismo análisis de espectrometría de energías dispersivas sobre el recubrimiento cerámico. Como se observa en la Figura 7.23, se representa una imagen del corte transversal con electrones secundarios, donde se marca el área donde ha sido realizado el barrido. Los resultados obtenidos para este análisis se han representado en la Tabla 7.12, donde se han representado (al igual que en los casos anteriores) el porcentaje en peso y atómico de los elementos presentes, real y estequiométrico.

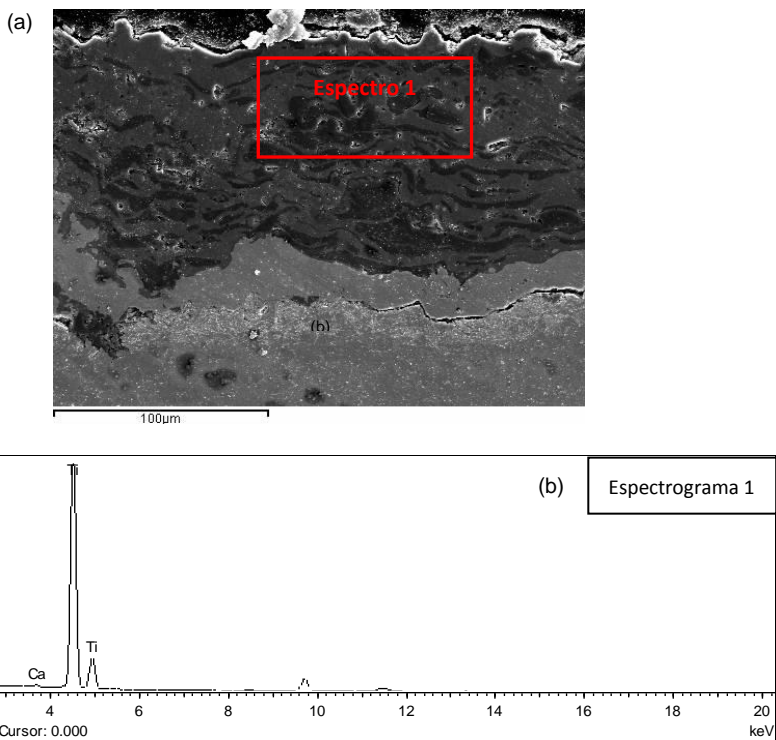


Figura 7.23: Imagen SEM del acero con el óxido tomada a 500 aumentos con secundarios, a) indicando los puntos del análisis EDS; b) Espectrograma 1 característico.

Tabla 7.12: Elementos presentes, % en peso y % atómico obtenidos para el espectrograma 1 real y estequiométrico.

Elemento	Espectrograma 1 (real)		Espectrograma 1 (Estequiométrico)	
	% en Peso	% Atómico	% en Peso	% Atómico
O	27,4	47,27	42,62	63,80
Al	24,37	24,93	19,36	17,19
Ti	48,23	27,79	38,02	19,01

Tabla 7.13: Fórmula del compuesto y porcentaje del mismo en base al análisis estequiométrico del espectrograma 1.

Fórmula	% del Compuesto
Al_2O_3	36,58
TiO_2	63,42

Como se desprende de los valores mostrados en la Tabla 7.13, y de los resultados correspondientes a la Tabla 7.11, se puede afirmar que de los dos análisis sobre el recubrimiento cerámico, existe un mayor porcentaje de titanía que de alúmina, de hecho se puede afirmar (de los datos obtenidos) que el mínimo porcentaje de titanía es del 63,42 % y el máximo de 79,09 %. Este hecho revela la necesidad de realizar un mayor número de análisis de espectrometrías de energías dispersivas con objeto de obtener una media fiable de ambos compuestos cerámicos. Es por tanto necesario aumentar el número de áreas en las que se realiza el barrido, con el propósito de aumentar la certidumbre en el resultado concerniente al porcentaje del compuesto. De los datos obtenidos, se puede decir que el recubrimiento cerámico (a falta de más ensayos *EDS*) posee una composición estequiométrica aproximada en promedio de titanía del 71,255, siendo el resto de composición estequiométrica del compuesto en promedio de alúmina de 28,745. Estos resultados no son definitivos y por ello es necesario realizar un número mayor de mediciones mediante la técnica de espectrometrías de energías dispersivas con objeto de afinar más los resultados obtenidos.

Otras técnicas que fueron barajadas para la caracterización de la composición porcentual de los compuestos, fue el análisis de imagen, es decir en base al contraste cromático que presentan las dos fases cerámicas del recubrimiento. No obstante, esta metodología para cuantificar el porcentaje de los dos compuestos existentes se descartó, por ignorar los efectos de la dilatación volumétrica de cada una de las fases, hecho que puede conducir a un error en la medición del porcentaje de cada uno de los compuestos.

Con objeto de comparar los barridos lineales realizados sobre la muestra -4, también se ha realizado un barrido lineal sobre la muestra 4, pero en este caso se ha optado por efectuar un barrido desde el material cerámico hasta el sustrato, pasando por la capa de anclaje. En la Figura 7.24, se observa una imagen tomada mediante electrones retro-dispersados, en la que se ilustra la línea de barrido que cruza los tres materiales principales.

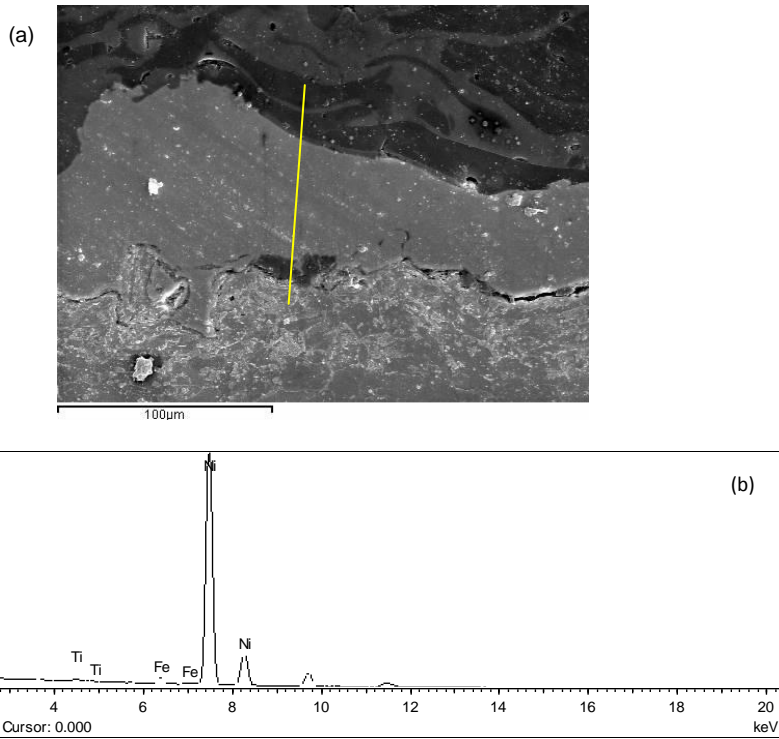


Figura 7.24: Imagen MEB del recubrimiento tomada a 1500 aumentos con retro-dispersados indicando la zona del barrido lineal (a); Espectrograma característico del barrido lineal (b).

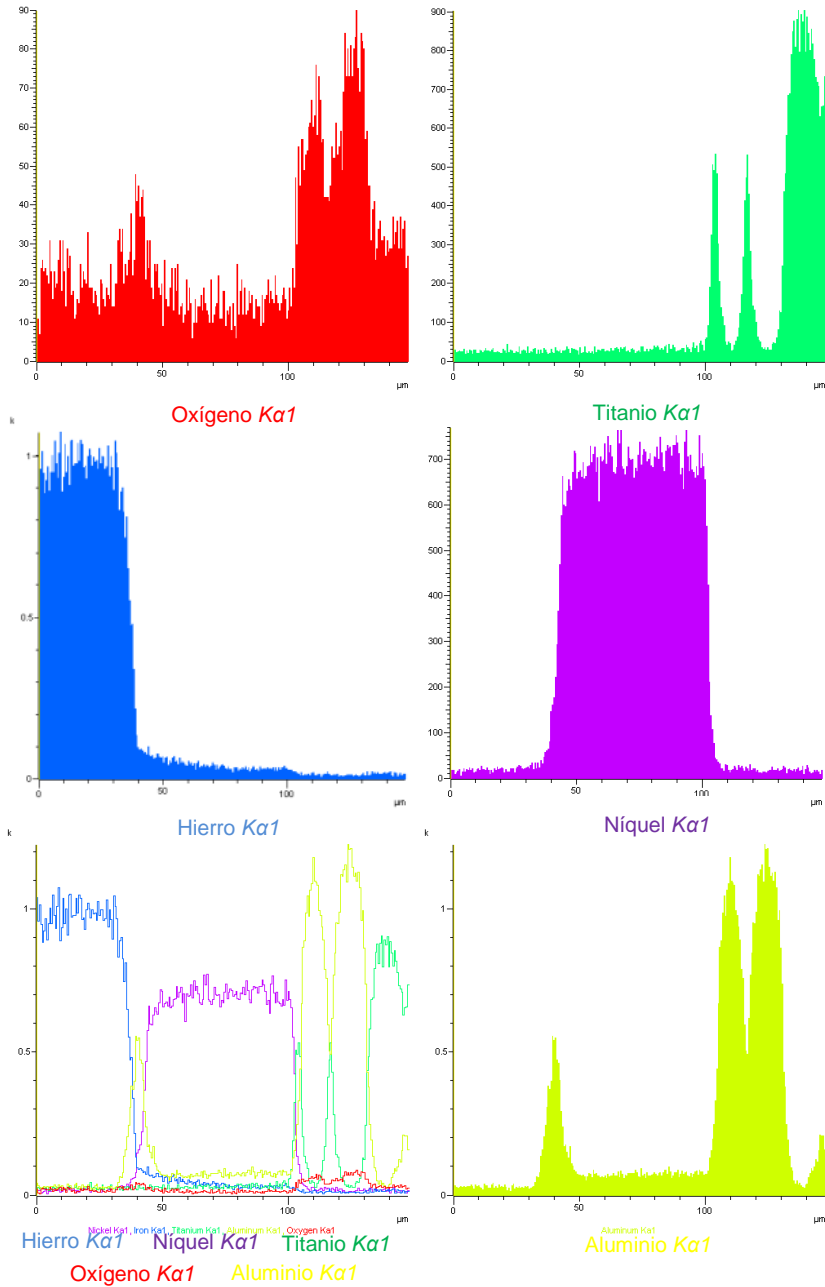


Figura 7.25: Representaciones gráficas del barrido lineal de la Figura 7.24 (a) para los elementos hallados individualmente y en su conjunto.

En este análisis queda patente la presencia de impurezas sobre la superficie del acero y que estas poseen una alta concentración en aluminio, más concretamente en óxido de aluminio. Esta presencia se explica por el proceso industrial de deformación plástica sobre la superficie del acero, dado que los procesos de granallado (o *shot peening*), suelen utilizar proyectiles esféricos de corindón (alúmina) por su alta dureza. Pues estos restos observados entre el acero y la capa de anclaje, es altamente probable que sean pertenecientes a bolas que después de haber impactado a alta velocidad contra la superficie se hayan fragmentado y parte de estos fragmentos hayan quedado ocluidos sobre las propias oquedades producidas por el proceso en sí mismo.

Finalmente, sobre la muestra 4 se realizó un mapeado con objeto de corroborar la presencia de los compuestos observados y averiguar si existen otros analizando para ello una área en la que se muestran los tres materiales presentes. Este tipo de análisis indica la presencia de los elementos mostrando zonas brillantes donde se encuentra el elemento analizado en cuestión, siendo el contraste blanco más intenso cuanto mayor sea la presencia del elemento. En la Figura 7.26 se muestra el mapeado y el área donde este ha sido realizado.

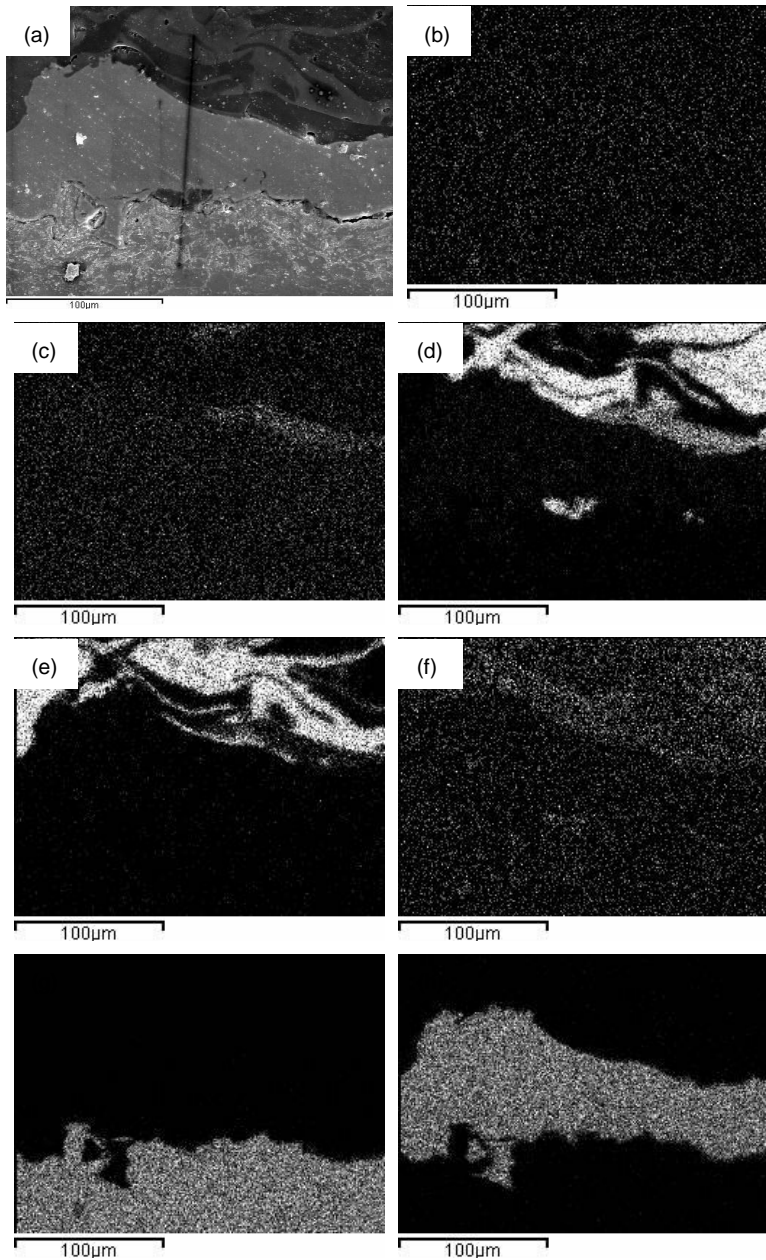


Figura 7.26: Imagen del área de mapeado, tomada a 1500 aumentos mediante retrodispersados (a). Elementos analizados en el mapeado, (b) carbono, (c) calcio, (d) aluminio, (e) titanio, (f) oxígeno, (g) hierro y (h) níquel.

Del análisis del mapeado se deduce que el oxígeno está presente en mayor medida sobre aquellas fases donde predomina el aluminio, pues se debe considerar que el compuesto formado (alúmina) posee 3 átomos de oxígeno por cada dos átomos de aluminio, por el contrario el compuesto cerámico de titanio (actuando con valencia 4), posee dos átomos de oxígeno por cada átomo de titanio. Por otro lado este análisis reveló el problema técnico de contaminación con carbono del microscopio electrónico de barrido, pues de no poseer este problema se verían zonas más brillantes en el área del hierro y como es observable esto no ocurre así. También se denota que las trazas de calcio se presentan sobre las fases de alúmina.

Finalmente, se realizó la caracterización microestructural del acero. Considerando en primera instancia la medición del tamaño de grano. Para ello se recurrió la norma UNE EN ISO 643 (2004), en la que se determina el procedimiento para evaluar el tamaño de grano aparente. En esta norma se referencias diversas metodologías para evaluar el tamaño de grano. Debido a la sencillez presentada por el método de evaluación por comparación de imágenes se ha optado por determinar el tamaño de grano medio en base a este método. Este método efectúa una estimación del número de granos en 1 mm^2 , en base a la Ecuación 7.1, en la que m , representa el número de granos por mm^2 , y G , representa el índice de la imagen analizada que coincide con algunas de las imágenes de la norma.

$$m = 8 \cdot 2^G \quad (7.1)$$

Para la determinación del tamaño de grano de este acero en que principalmente se observan granos ferríticos, se ha tomado una imagen a través del microscopio óptico a 500 aumentos, con objeto de poder observar claramente los bordes de grano y poder comparar con las imágenes indexadas de la norma. No obstante, cabe decir que todas las imágenes que aparecen en la norma se deben comparar con micrografías que deben ser tomadas a 100 aumentos. Para ello en la norma se proporciona una ecuación de corrección, en base a los aumentos con los que se toma la imagen. La Ecuación 7.2, representa el nuevo valor que toma el índice G , considerando los aumentos a los que ha sido tomada la imagen g , en donde el parámetro M es inicialmente igual al índice G . Es decir inicialmente se busca la imagen en la norma que coincida con la imagen que se analiza y se sustituye el valor de M , presente en la Ecuación 7.2, por el valor del índice que coincide con la imagen.

$$G = M + 6,64 \times \log \left(\frac{g}{100} \right) \quad (7.2)$$

Así pues escalando convenientemente la imagen tomada con el microscopio óptico y comparando con la norma (Figura 7.27), se puede determinar el número de granos presentes en 1 mm^2 y el tamaño promedio del grano en el acero hipoeutectoide utilizado en las bandas de colada continua Hazelett.

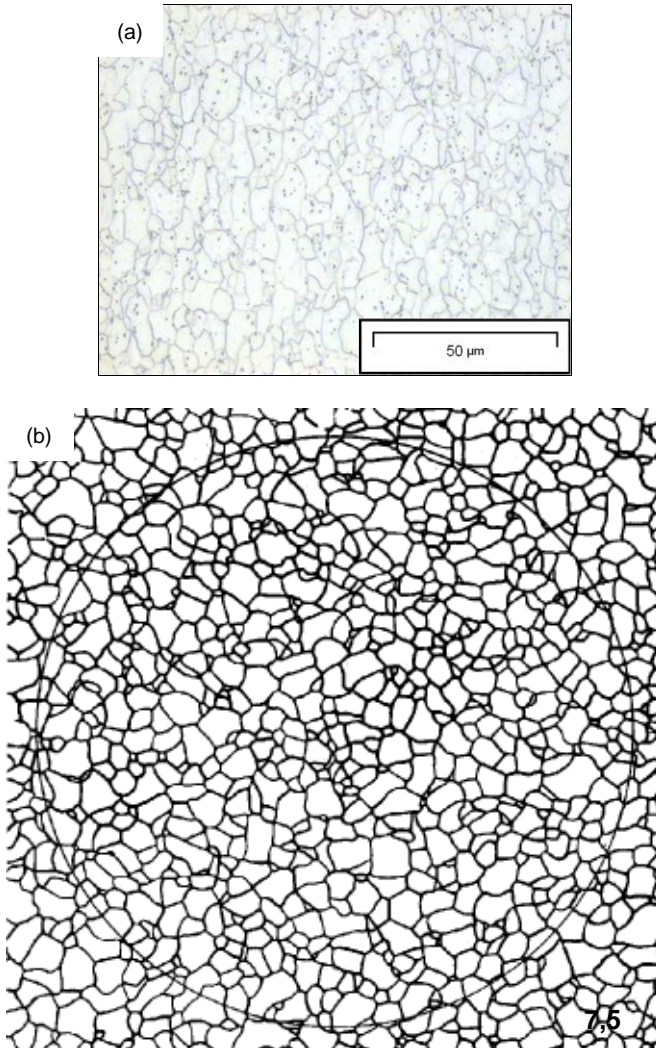


Figura 7.27: Imagen de la microestructura del acero tomada a 500 aumentos (a); Imagen con morfología y tamaño de grano similares, extraída de la norma UNE EN ISO 643, indicando el índice característico G (b).

Así pues, el número de granos se ha determinado tomando la Ecuación 7.2 en la que se considera la corrección de los aumentos como sigue:

$$G = 7,5 + 6,64 \times \log \left(\frac{500}{100} \right)$$

$$G = 12,1411 \sim 12$$

Considerando la expresión dada por la ecuación 7.1, habiendo determinado el valor del índice G corregido se tiene:

$$m = 8 \cdot 2^{12}$$

$$m = 32768 \text{ granos/mm}^2$$

Considerando la superficie de 1 mm^2 , se puede estimar la superficie promedio de un grano como sigue:

$$\text{Superficie promedio de 1 grano} = \frac{1 \text{ mm}^2}{32768} = 0,000030517578125 \text{ mm}^2$$

O bien en μm^2 :

$$\text{Superficie promedio de 1 grano} = 30,5175 \mu\text{m}^2$$

De los resultados obtenidos se desprende que el acero posee un grano muy fino. Como se observa en la micrografía de la Figura 7.27, muchos de los granos no son perfectamente equiaxiales, de hecho se observan granos alargados, debido a los procesos de laminación aplicados a la bandas de acero. Este grano tan fino se puede haber logrado realizando altas velocidades de enfriamiento, dado que, después de haber realizado 3 análisis de espectrometrías de energías dispersivas se observó que no había presencia de vanadio en el acero, pues este último actúa como agente nucleante durante la solidificación del acero generando una gran cantidad de núcleos estables y aumentando el número de granos en el acero.

Finalmente se ha realizado un breve análisis de la microestructura del acero de las bandas. En la Figura 7.28, se observa una imagen de la microestructura del acero, en la que principalmente se aprecian granos ferríticos. Considerando que la presencia de granos tan finos, se debe a un enfriamiento rápido y no a la presencia de un elemento que actúe como afinador de grano, cabría esperar la presencia de martensita (en base a la velocidad de enfriamiento), pero debido a

que el contenido máximo en carbono detectado no es superior a 0,055%, no se da lugar a transformaciones metaestables como la martensita, dado que no existe suficiente carbono presente en el acero como para distorsionar los parámetros de red y así obtener este tipo de microestructura.

Así pues en la micrografía de la Figura 7.28, se observan granos equiaxiales, aunque por otro lado también se denota la presencia de granos ligeramente alargados. Este “alargamiento” puede haber sido causado por los sucesivos procesos de deformación plástica aplicados sobre la banda de acero, con objeto de reducir el espesor. Cabe comentar adicionalmente que es seguro que ha habido tratamientos de recocido sobre la banda de acero deformada plásticamente con la finalidad de eliminar las tensiones residuales, favorecer la recristalización y aumentar el grado de coalescencia granular (hasta cierto punto). Finalmente comentar que se observan precipitados intergranulares y transgranulares, en la microestructura del acero. Probablemente estos precipitados estén asociados a la formación incipiente de la perlita, dado que no existen otros elementos aleantes en el acero que justifiquen la presencia de estos precipitados.

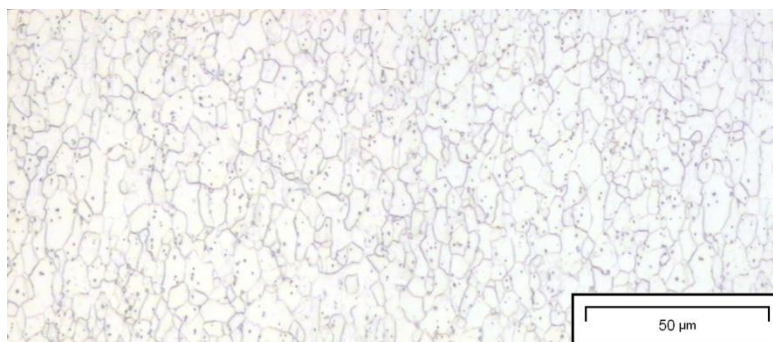


Figura 7.28: Imagen de la microestructura del acero tomada a 500 aumentos, mediante el microscopio óptico Nikon Microphot FX.

Si se atiende al diagrama de fases de hierro-carbono de la Figura 7.29, y se observa que fases cabe esperar en base al contenido de carbono obtenido en los análisis de espectrometría de energías dispersivas, se puede ver que con esta cantidad se está ligeramente por encima de la fase ferrita, pues como se observa en el diagrama de hierro-carbono el máximo contenido de carbono que puede solubilizarse en esta fase es de 0,025% C, para la temperatura eutéctica.

Mediante una línea roja se ha marcado sobre el diagrama de fases en equilibrio de hierro – carbono donde se sitúa la composición porcentual de carbono del acero de las bandas hazelett.

Si realizamos un enfriamiento (cuasi estático) sobre la línea roja de la Figura 7.29, se puede observar en la isoterma de la transformación eutéctico, la proximidad al punto de máxima solubilidad de la fase ferrita. Este bajo contenido en carbono en este acero presenta la ventaja de ser más fácilmente deformable y en cierto grado ser más propicio a favorecer la difusión y final e igualmente importante, este acero presenta una buena soldabilidad debido al bajo contenido en carbono y elementos de aleación. La cuantificación de la calidad de la soldabilidad puede ser determinada a través del conocimiento de un parámetro conocido como carbono equivalente. El Código API 1104- AB presenta la ecuación del carbono equivalente desarrollada por el Instituto Internacional de Soldadura.

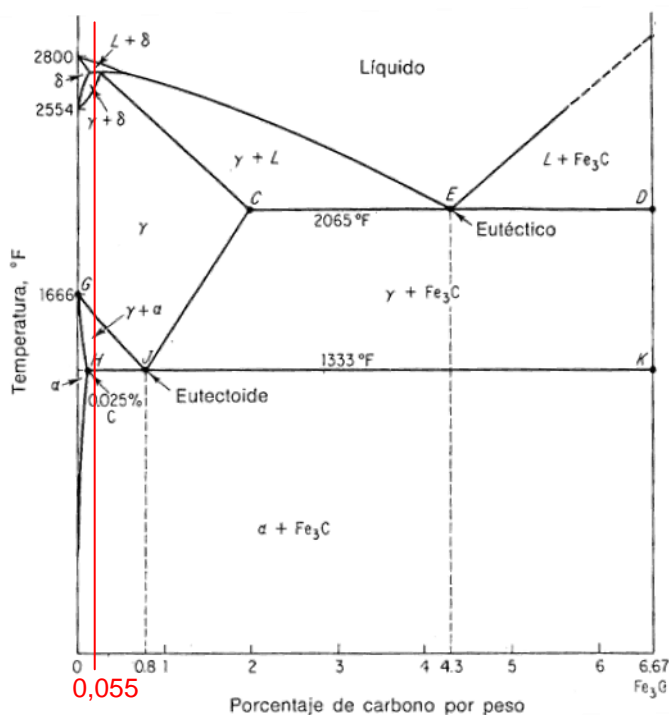


Figura 7.29: Diagrama de fases en equilibrio de Hierro – Carbono.

Caracterización de la Rugosidad y del Espesor

Con el objetivo de evaluar un parámetro de desgaste del recubrimiento cerámico de la banda, en la primera etapa de esta fase se realizaron las medidas de rugosidad sobre cada uno de los 9 puntos especificados en la Figura 5.3, mostrada en el capítulo de la planificación. Estas medidas se realizaron tanto en el carro superior como en el carro inferior. Como se citó en el apartado de desarrollo experimental se realizaron tres medidas por cada una de las posiciones del estudio con el propósito de proporcionar valores de rugosidad del recubrimiento significativos. Finalmente cabe comentar que se efectuaron medidas de rugosidad sobre una banda virgen con la finalidad de comparar la rugosidad con las bandas desgastadas. Cabe hacer un breve inciso en este punto, en lo referente a la cuantificación y la monitorización del desgaste, pues, debido a que la exigencias productivas obligaban a realizar coladas de distintas aleaciones de aluminio (series 3xx.x y 5xx.x) en un mismo set de bandas, no se consideró oportuno cuantificar la masa perdida de las bandas en función de las toneladas de aluminio coladas, dado que debido al diferente grado de humectabilidad y espesor de la capa de alúmina formada dependiendo de la serie de aleación que fuera colada se tendrían distintas tasas de desgaste del recubrimiento haciendo uso de un solo set de bandas, con lo que se tendría caracterizado un desgaste promedio y no uno atribuido a la colada de una sola serie de aleación.

Retomando el análisis de rugosidad, cabe comentar que estos fueron realizados sobre 3 sets de bandas desgastadas. Los valores de estas medidas han sido tabulados mostrando los valores de R_a (Media aritmética), R_q (Media cuadrática) y R_z (Máxima altura del perfil) de las tres medidas para cada una de las 9 posiciones del estudio. Cabe comentar que en las mediciones de la rugosidad se han aplicado filtros para suprimir las componentes de gran longitud de onda (según el estándar ISO 4287:1997), con la finalidad de suprimir grandes ondulaciones.

Así pues en la Tabla 7.14 y Tabla 7.15, se muestran los resultados de rugosidad obtenidos para el carro superior e inferior del primer set de bandas desgastadas analizado, en la Tabla 7.16 y Tabla 7.17, los resultados correspondientes al segundo set y en la Tabla 7.18 y Tabla 7.19 los resultados correspondientes al tercer set de bandas. Finalmente en la Tabla 7.20 se muestran los valores de rugosidad obtenidos para la banda virgen. Al igual que en los casos anteriores también se realizan tres medidas de rugosidad por cada una de las posiciones. Al final de las representaciones tabuladas se ha considerado graficar, los valores de rugosidad R_a (promedio) frente a las posiciones del estudio, considerando los valores del carro superior y comparando con la banda virgen y conside-

rando los valores de R_a del carro inferior y comparando de nuevo con la banda virgen.

Tabla 14: Representación de las tres medidas de R_a (Media aritmética), R_q (Media cuadrática) y R_z (Máxima altura del perfil), para las 9 posiciones del estudio (-4, -3, -2, -1, 0, 1, 2, 3, 4) del primer set de bandas del carro inferior.

Posición	Parámetros	Medida 1 [μm]	Medida 2 [μm]	Medida 3 [μm]
-4	R_a	6.340	5.876	9.155
	R_q	7.857	7.249	11.111
	R_z	32.486	31.707	43.780
-3	R_a	6.325	6.582	6.857
	R_q	7.938	8.347	8.481
	R_z	35.130	39.215	37.556
-2	R_a	6.890	5.104	6.498
	R_q	8.664	6.420	8.153
	R_z	41.259	31.751	39.458
-1	R_a	6.427	6.745	7.645
	R_q	7.971	8.705	9.361
	R_z	38.195	37.431	40.334
0	R_a	6.872	5.184	6.311
	R_q	8.214	6.386	7.712
	R_z	33.385	30.163	33.743
1	R_a	6.870	6.243	7.142
	R_q	8.652	7.824	9.172
	R_z	39.436	35.854	41.906
2	R_a	6.143	6.892	6.163
	R_q	7.702	8.737	7.723
	R_z	34.641	39.080	36.350
3	R_a	9.184	8.045	7.554
	R_q	11.709	9.707	9.739
	R_z	53.095	39.699	41.698
4	R_a	8.831	8.994	6.470
	R_q	10.408	11.085	7.758
	R_z	40.598	44.620	34.698

Tabla 7.15: Representación de las tres medidas de Ra (Media aritmética), Rq (Media cuadrática) y Rz (Máxima altura del perfil), para las 9 posiciones del estudio (-4, -3, -2, -1, 0, 1, 2, 3, 4) del primer set de bandas del carro superior.

Posición	Parámetros	Medida 1 [μm]	Medida 2 [μm]	Medida 3 [μm]
-4	R_a	6.340	7.653	9.155
	R_q	7.857	9.753	11.111
	R_z	32.486	43.854	43.780
-3	R_a	6.824	5.690	5.826
	R_q	8.523	6.840	7.314
	R_z	37.079	28.703	35.538
-2	R_a	6.372	8.942	7.764
	R_q	7.992	11.079	9.322
	R_z	34.813	45.716	39.403
-1	R_a	6.032	5.897	6.439
	R_q	7.901	7.391	8.200
	R_z	37.673	34.205	35.316
0	R_a	6.426	5.770	7.338
	R_q	7.823	7.233	8.752
	R_z	36.407	35.184	34.988
1	R_a	4.883	5.308	6.953
	R_q	5.862	6.522	8.727
	R_z	25.972	29.650	38.286
2	R_a	5.006	6.406	6.364
	R_q	6.019	7.714	8.104
	R_z	25.551	32.771	36.373
3	R_a	5.581	6.924	5.921
	R_q	6.899	8.779	7.207
	R_z	32.428	37.418	31.293
4	R_a	6.003	6.029	7.428
	R_q	7.793	7.272	9.284
	R_z	35.879	30.921	41.024

Tabla 7.16: Representación de las tres medidas de Ra (Media aritmética), Rq (Media cuadrática) y Rz (Máxima altura del perfil), para las 9 posiciones del estudio (-4, -3, -2, -1, 0, 1, 2, 3, 4) del segundo set de bandas carro inferior.

Posición	Parámetros	Medida 1 [μm]	Medida 2 [μm]	Medida 3 [μm]
-4	R_a	6.121	6.603	6.201
	R_q	7.414	8.156	7.788
	R_z	33.103	37.487	36.353
-3	R_a	5.696	6.130	7.027
	R_q	7.431	7.441	8.709
	R_z	36.602	31.984	38.058
-2	R_a	7.742	6.049	7.276
	R_q	9.544	7.587	9.143
	R_z	41.656	33.667	39.444
-1	R_a	7.418	6.604	7.061
	R_q	9.090	8.082	8.814
	R_z	38.945	34.174	39.112
0	R_a	7.206	6.112	6.625
	R_q	8.934	7.319	8.377
	R_z	38.137	30.949	37.407
1	R_a	6.398	6.628	6.086
	R_q	7.921	8.109	8.048
	R_z	36.120	36.550	36.926
2	R_a	6.303	6.451	7.820
	R_q	8.017	7.911	9.564
	R_z	37.148	36.713	39.557
3	R_a	6.515	6.621	7.071
	R_q	7.992	8.444	8.679
	R_z	34.890	38.840	37.673
4	R_a	6.863	6.863	6.317
	R_q	8.422	8.422	7.726
	R_z	35.247	35.247	35.158

Tabla 7.17: Representación de las tres medidas de Ra (Media aritmética), Rq (Media cuadrática) y Rz (Máxima altura del perfil), para las 9 posiciones del estudio (-4, -3, -2, -1, 0, 1, 2, 3, 4) del segundo set de bandas carro superior.

Posición	Parámetros	Medida 1 [μm]	Medida 2 [μm]	Medida 3 [μm]
-4	R_a	7.653	6.959	6.093
	R_q	9.753	8.551	7.736
	R_z	43.854	36.938	36.548
-3	R_a	6.860	6.337	4.520
	R_q	8.705	7.971	5.569
	R_z	39.947	33.271	26.433
-2	R_a	6.030	7.299	6.538
	R_q	7.357	8.829	7.782
	R_z	33.045	35.993	34.211
-1	R_a	6.682	6.349	5.739
	R_q	8.219	7.696	7.598
	R_z	36.659	34.819	32.968
0	R_a	6.671	6.940	5.373
	R_q	7.993	8.771	6.642
	R_z	32.135	38.196	31.602
1	R_a	6.128	6.015	6.437
	R_q	7.478	7.265	7.804
	R_z	33.953	31.686	34.484
2	R_a	6.791	5.573	7.410
	R_q	8.176	7.027	8.825
	R_z	36.514	32.301	37.635
3	R_a	8.612	8.136	6.678
	R_q	10.396	10.080	8.447
	R_z	41.164	44.375	38.587
4	R_a	6.024	6.525	5.241
	R_q	7.730	8.134	6.528
	R_z	34.279	36.556	29.648

Tabla 7.18: Representación de las tres medidas de Ra (Media aritmética), Rq (Media cuadrática) y Rz (Máxima altura del perfil), para las 9 posiciones del estudio (-4, -3, -2, -1, 0, 1, 2, 3, 4) del tercer set de bandas del carro inferior.

Posición	Parámetros	Medida 1 [μm]	Medida 2 [μm]	Medida 3 [μm]
-4	R_a	6.440	5.966	8.377
	R_q	7.956	7.249	10.897
	R_z	32.683	30.177	41.870
-3	R_a	6.882	5.102	6.703
	R_q	7.667	6.773	7.332
	R_z	35.233	33.525	35.556
-2	R_a	6.891	5.356	6.433
	R_q	8.434	6.768	9.443
	R_z	38.305	33.866	35.456
-1	R_a	6.178	6.533	5.555
	R_q	7.435	7.107	7.631
	R_z	34.195	36.431	35.323
0	R_a	6.123	5.201	6.554
	R_q	8.346	6.343	7.764
	R_z	33.385	31.166	32.443
1	R_a	6.888	6.222	6.112
	R_q	8.544	7.824	7.543
	R_z	39.432	34.754	37.900
2	R_a	6.244	6.776	6.265
	R_q	7.304	8.863	7.723
	R_z	33.445	37.080	36.355
3	R_a	6.188	7.990	7.554
	R_q	8.509	9.888	9.739
	R_z	37.025	35.666	40.875
4	R_a	7.409	7.794	5.508
	R_q	9.066	10.105	7.556
	R_z	36.508	38.120	34.698

Tabla 7.19: Representación de las tres medidas de Ra (Media aritmética), Rq (Media cuadrática) y Rz (Máxima altura del perfil), para las 9 posiciones del estudio (-4, -3, -2, -1, 0, 1, 2, 3, 4) del tercer set de bandas del carro superior.

Posición	Parámetros	Medida 1 [μm]	Medida 2 [μm]	Medida 3 [μm]
-4	R_a	6.503	7.653	9.155
	R_q	8.057	9.704	11.111
	R_z	32.406	40.804	43.780
-3	R_a	6.824	5.690	5.696
	R_q	8.523	6.760	6.914
	R_z	37.079	29.700	37.598
-2	R_a	6.453	7.142	7.301
	R_q	8.532	11.230	10.114
	R_z	31.343	44.523	37.382
-1	R_a	6.034	5.632	6.229
	R_q	7.123	7.889	8.440
	R_z	32.45	31.205	36.366
0	R_a	6.426	5.770	7.338
	R_q	7.823	7.233	8.752
	R_z	36.407	35.184	34.988
1	R_a	5.333	6.509	7.353
	R_q	6.885	7.254	9.754
	R_z	23.459	29.430	33.676
2	R_a	5.543	6.112	7.545
	R_q	6.043	7.433	8.565
	R_z	26.654	32.771	36.373
3	R_a	5.158	6.233	5.922
	R_q	7.017	8.203	7.286
	R_z	36.452	37.412	33.124
4	R_a	6.233	6.002	5.977
	R_q	7.836	8.554	7.234
	R_z	35.879	32.231	29.233

Tabla 7.20: Representación de las tres medidas de R_a (Media aritmética), R_q (Media cuadrática) y R_z (Máxima altura del perfil), para las 9 posiciones del estudio (-4, -3, -2, -1, 0, 1, 2, 3, 4) de la banda virgen.

Posición	Parámetros	Medida 1 [μm]	Medida 2 [μm]	Medida 3 [μm]
-4	R_a	5.976	7.862	6.882
	R_q	7.542	9.572	8.368
	R_z	35.268	39.686	38.874
-3	R_a	6.197	6.880	6.927
	R_q	7.582	8.841	8.692
	R_z	33.338	41.349	41.188
-2	R_a	7.626	7.123	6.791
	R_q	9.384	8.694	8.491
	R_z	40.748	40.006	38.221
-1	R_a	7.077	6.597	6.210
	R_q	8.885	8.325	7.661
	R_z	42.866	37.875	35.247
0	R_a	6.405	6.405	7.828
	R_q	8.039	8.039	9.541
	R_z	34.454	34.454	42.477
1	R_a	7.201	6.967	6.738
	R_q	8.573	8.349	8.436
	R_z	35.779	37.066	37.085
2	R_a	6.023	6.017	6.951
	R_q	7.541	7.677	8.380
	R_z	36.941	36.204	35.715
3	R_a	7.748	5.720	7.748
	R_q	9.616	7.446	9.616
	R_z	41.547	37.818	41.547
4	R_a	7.058	5.633	7.800
	R_q	8.855	7.257	9.764
	R_z	41.503	34.140	43.400

Con objeto de obtener una visión global de la rugosidad superficial del recubrimiento en cada uno de los puntos estudiados, se ha representado gráficamente los valores de R_a para cada uno de los sets de bandas tanto para el carro superior como para el carro inferior, comparando también con la rugosidad de la banda virgen. Los valores de R_a , han sido promediados aritméticamente. En las Figuras 7.30 y 7.31 se representan los valores de R_a del carro superior junto con la banda virgen y del carro inferior junto con la banda virgen frente a la posición considerada en la banda.

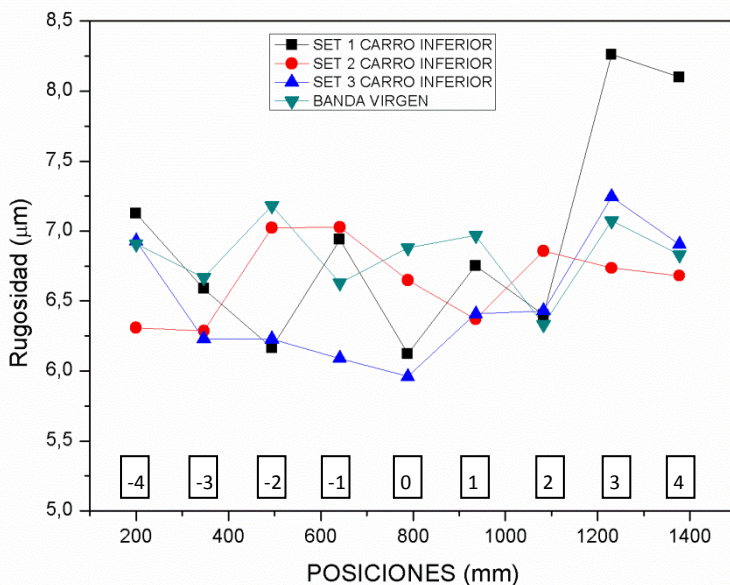


Figura 7.30: Representación gráfica comparativa de los valores de rugosidad promedio R_a del carro superior frente a la banda virgen para cada una de las posiciones del estudio.

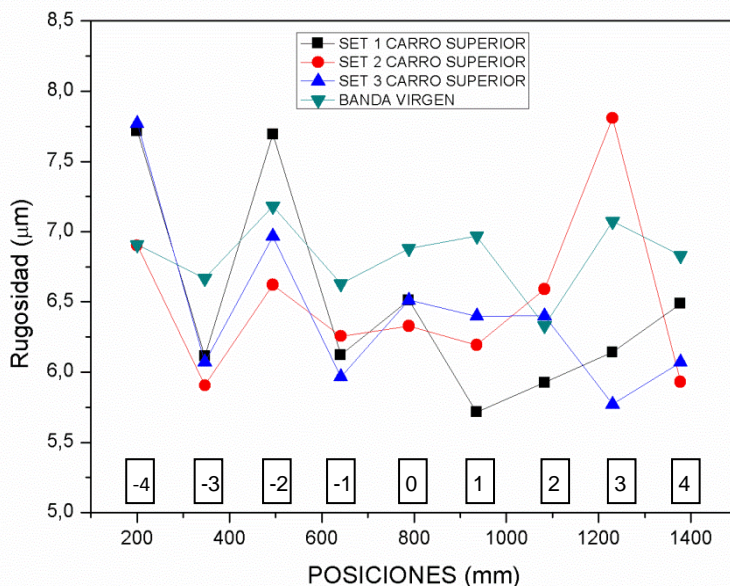


Figura 7.31: Representación gráfica comparativa de los valores de rugosidad promedio R_a del carro inferior frente a la banda virgen para cada una de las posiciones del estudio.

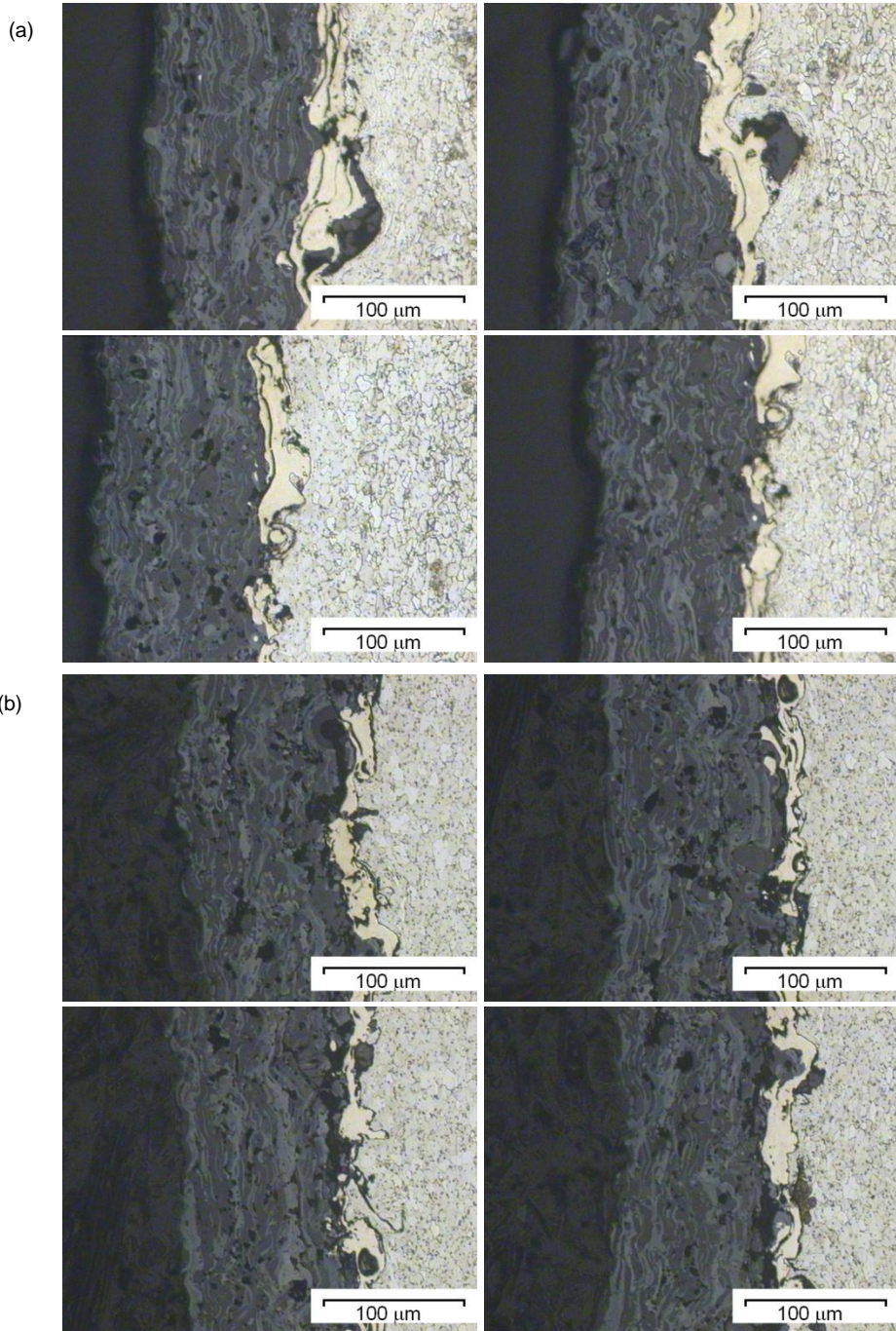
De los datos que se observan en las Figuras 7.30 y 7.31 se deduce que no existe una rugosidad preferencial en los tres sets de bandas en los que se evalúa el perfil de rugosidad. Además cabe comentar que en ningún caso es observable un valor de rugosidad constante en el perfil de rugosidad de la banda virgen.

Cabe apuntar que para dotar de mayor precisión a este estudio sería necesario un número de medidas mayor dado que debido al alto grado de irregularidad topográfica no puede afirmarse con mucha certidumbre que los valores de rugosidad son los mostrados. Se deduce de las mediciones realizadas en los 9 puntos de estudio en los tres sets de bandas que evaluar el grado de desgaste atendiendo al parámetro de la rugosidad no es concluyente debido a que este valor solamente apunta cualitativamente y no cuantitativamente el grado de desgaste impidiendo de este modo poder trazar una evolución de la rugosidad en función de las toneladas coladas. Otra de las dificultades de asumir la rugosidad como parámetro de caracterización del desgaste, son los mecanismos adicionales que se deberían poner en línea y la necesidad de calibrar el grado de rugosidad inicial del recubrimiento de las bandas cada vez que son instaladas. Otra dificultad adicional reside en la complejidad del equipo de rugosidad

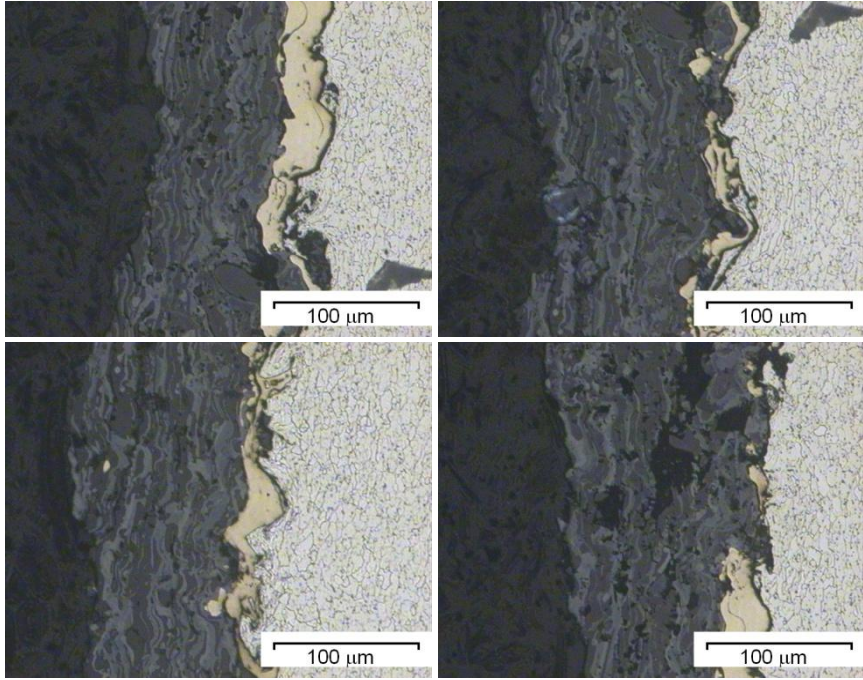
que se debería instalar en línea, pues si desean tomar medidas en continuo, sería oportuno realizar las medidas de rugosidad en estático, eso es, estando las bandas sin movimiento rotativo y siendo el único movimiento el propio del voladizo del equipo de rugosidad. Hecho este último que conduce a realizar las medidas de rugosidad entre inicio y final de colada no pudiendo realizar las medidas durante la colada.

Otra dificultad asociada sería el desgaste de las numerosas puntas de los rugosímetros durante el uso, y la constante re-calibración de las mismas en base al desgaste de las puntas. Son pues numerosas las dificultades técnicas a salvar si se desea utilizar el parámetro de la rugosidad para cuantificar de algún modo el desgaste existente en el recubrimiento de la banda.

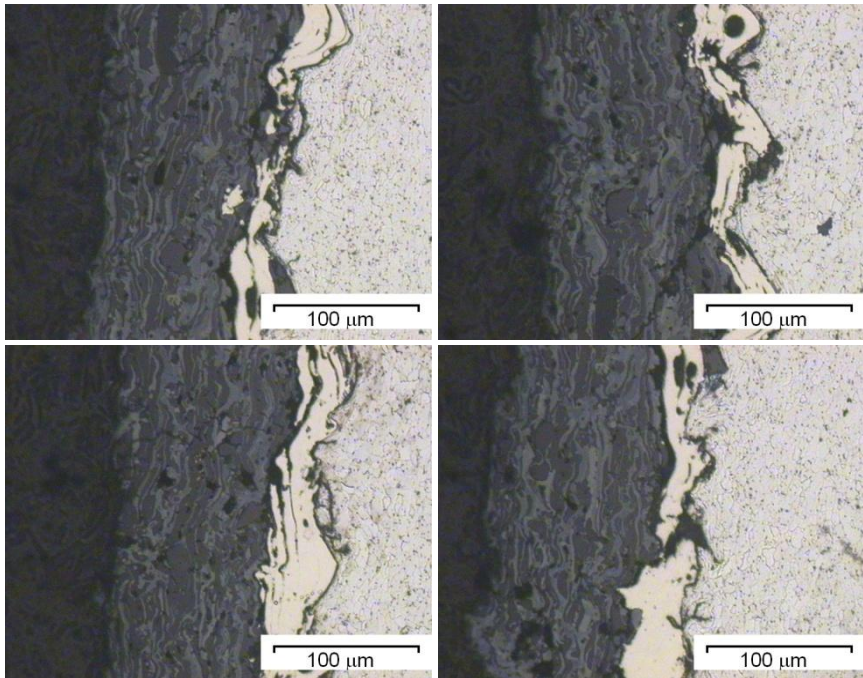
En base a los resultados obtenidos mediante los ensayos de rugosidad se puede afirmar que dicho parámetro no es concluyente cuando se pretende determinar el desgaste sobre la banda. Es por ello que en la siguiente caracterización se ha buscado determinar la existencia o no de desgaste preferencial mediante la medición del espesor del recubrimiento. Para realizarlo, tal y como se estableció en la fase de desarrollo experimental se tomaron nueve muestras de cada una de las bandas (carro superior y carro inferior) que conforman el set, siendo tres el total de sets examinados. Con objeto de garantizar una medida significativa se realizaron 24 medidas por cada una de las posiciones tomando un criterio de separación entre medida y medida (para la misma posición) de 150 μm . En las Figuras 7.32, 7.33, 7.34, 7.35, 7.36 y 7.37 se pueden observar las imágenes de cada una de las 9 posiciones correspondientes a los cortes transversales obtenidos después de la preparación metalográfica para el carro inferior y superior respectivamente. Cabe comentar que para la medición del primer set tanto del carro superior como del carro inferior se realizaron 6 medidas por cada una de las imágenes tomadas, tomando un total de 4 fotos por cada posición. En este caso, las medidas entre si no tenían una separación superior a 80 μm , asumiendo de este modo que los valores medidos del espesor del recubrimiento estaban excesivamente juntos. Es por ello que en las Figuras 7.34, 7.35, 7.36 y 7.37 se muestran unas imágenes "portrait" de los recubrimientos donde es ostensible la mayor longitud de medida disponible. En consecuencia las imágenes obtenidas de este modo proporcionan valores más significativos del espesor del recubrimiento. El cambio de presentación de formato entre las Figuras 7.32 y 7.33 y las Figuras 7.34, 7.35, 7.36 y 7.37 se debe al conocimiento y aplicación de un nuevo recurso informático, el Panorama Pro Maker 5, el cual facilitaba la unión de imágenes ligeramente solapadas, dando como resultado un extenso perfil de la sección transversal de donde se podía medir el espesor en una imagen extendida que proporcionaba un campo de medición más representativo.



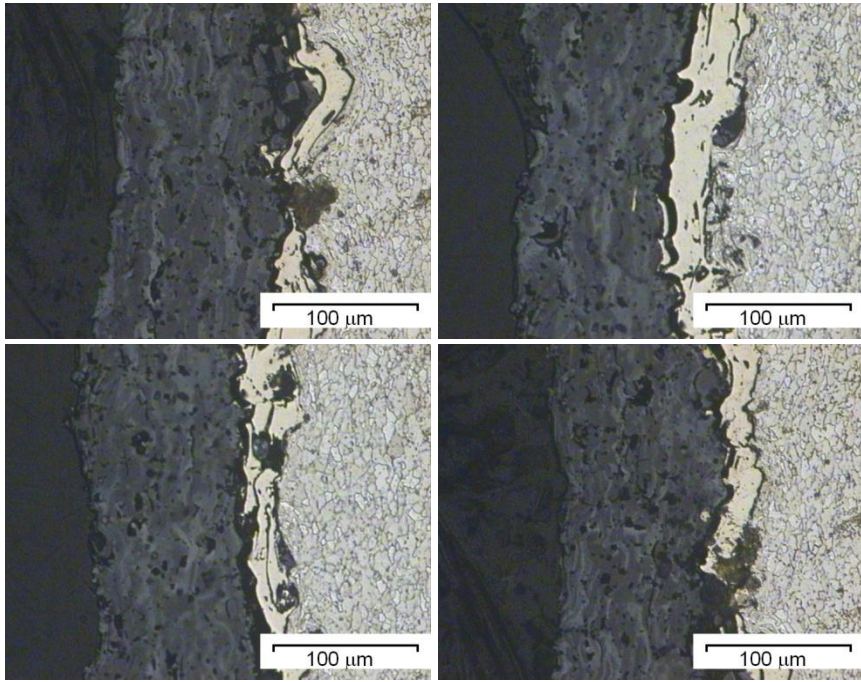
(c)



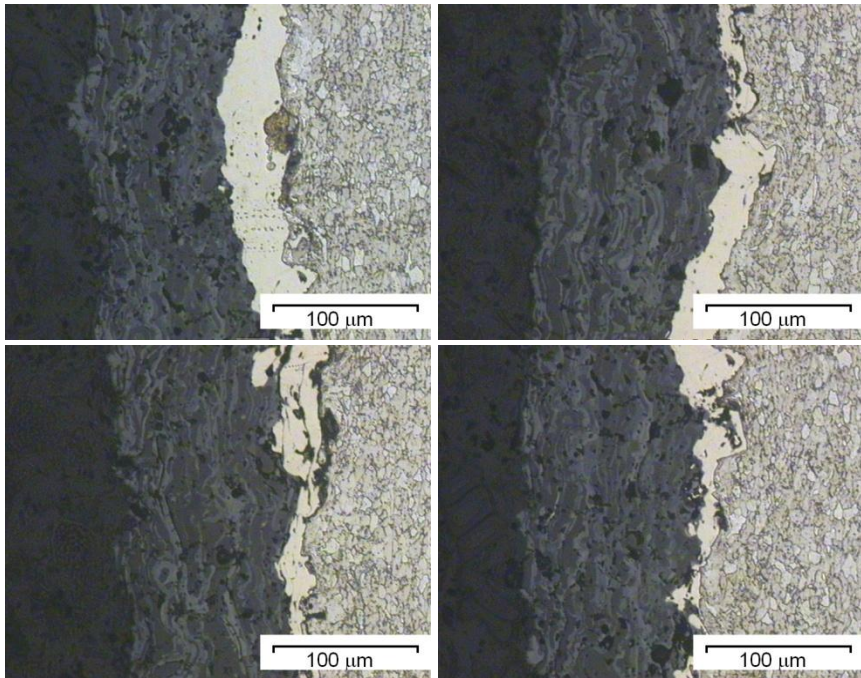
(d)



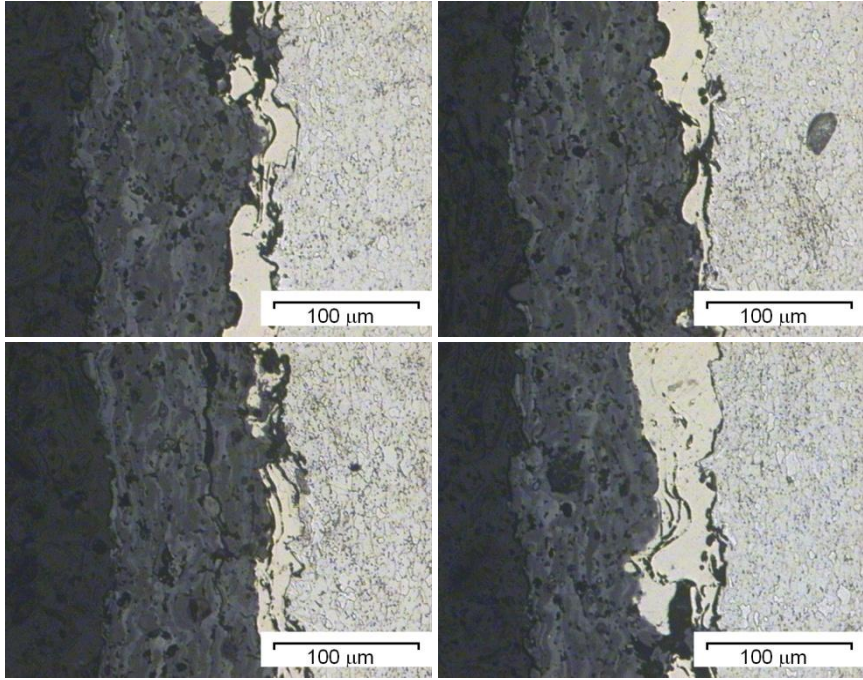
(e)



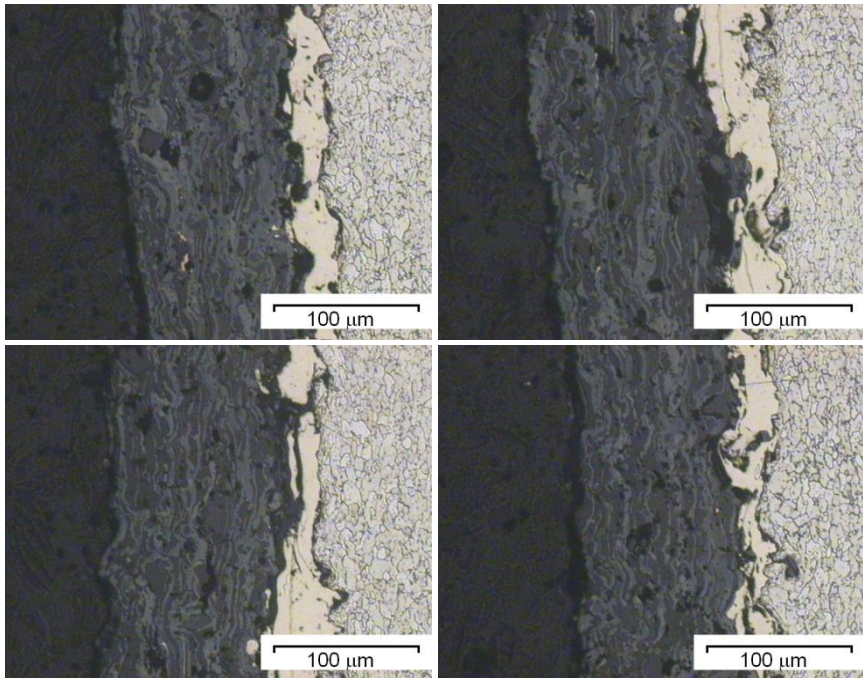
(f)



(g)



(h)



(i)

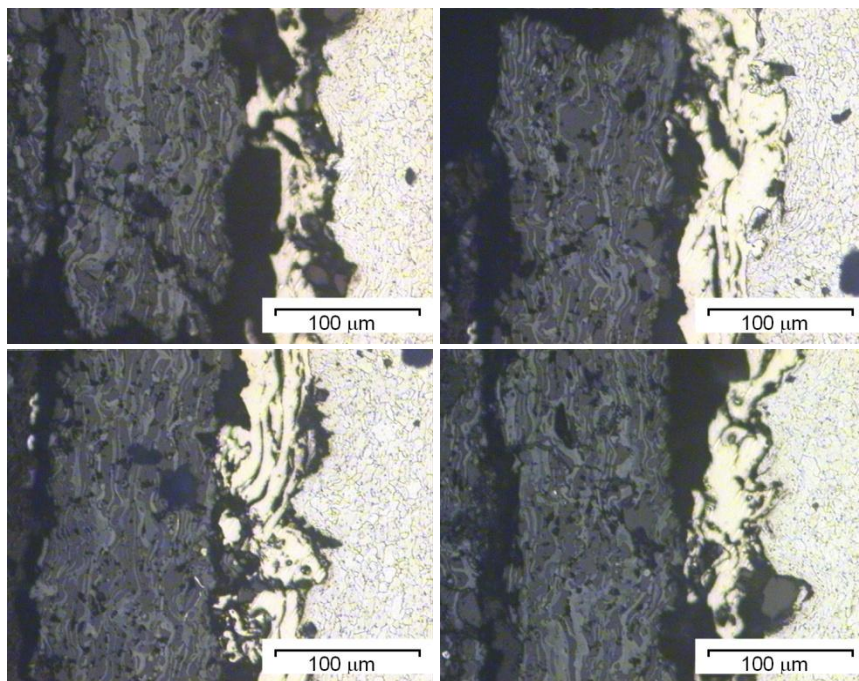
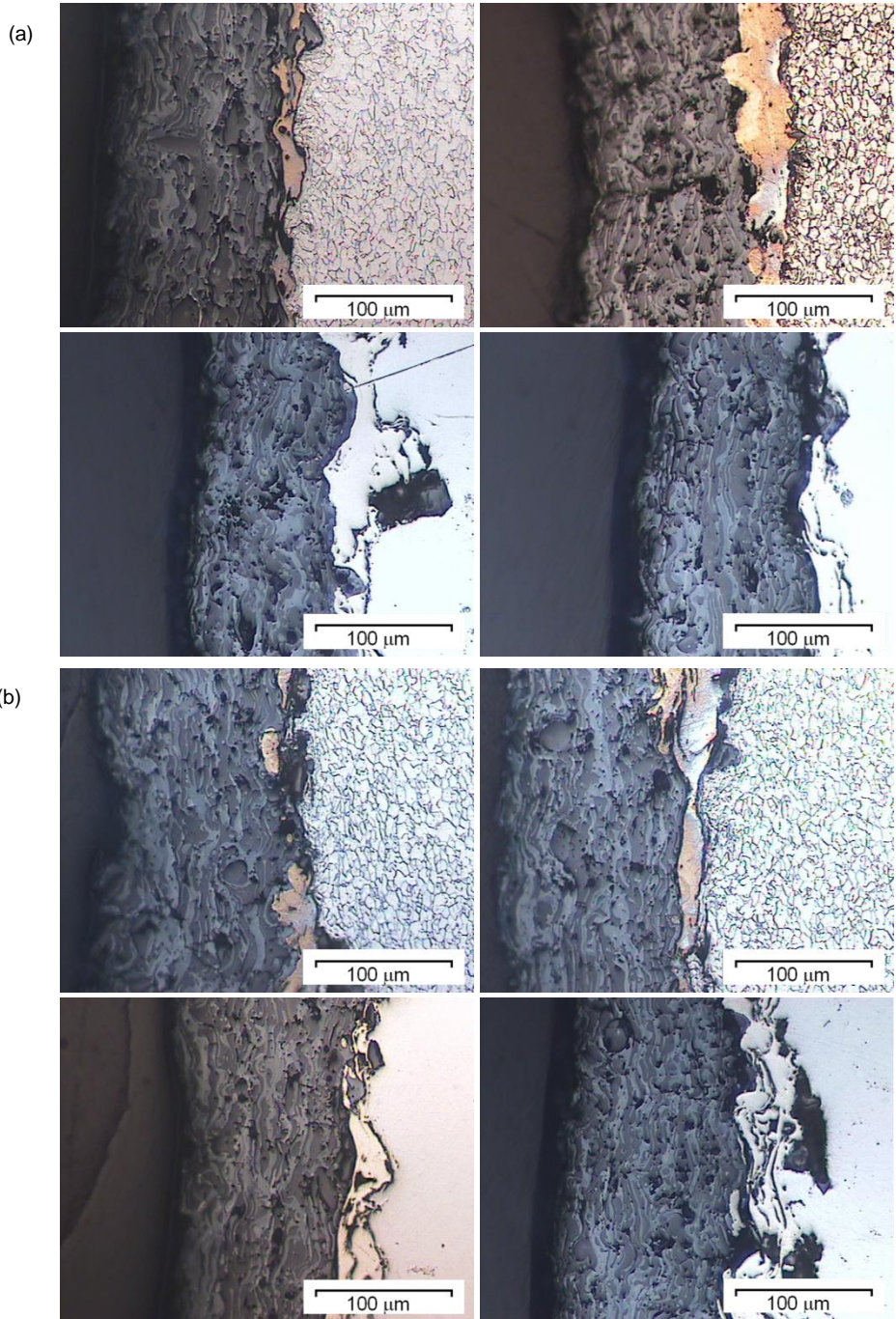
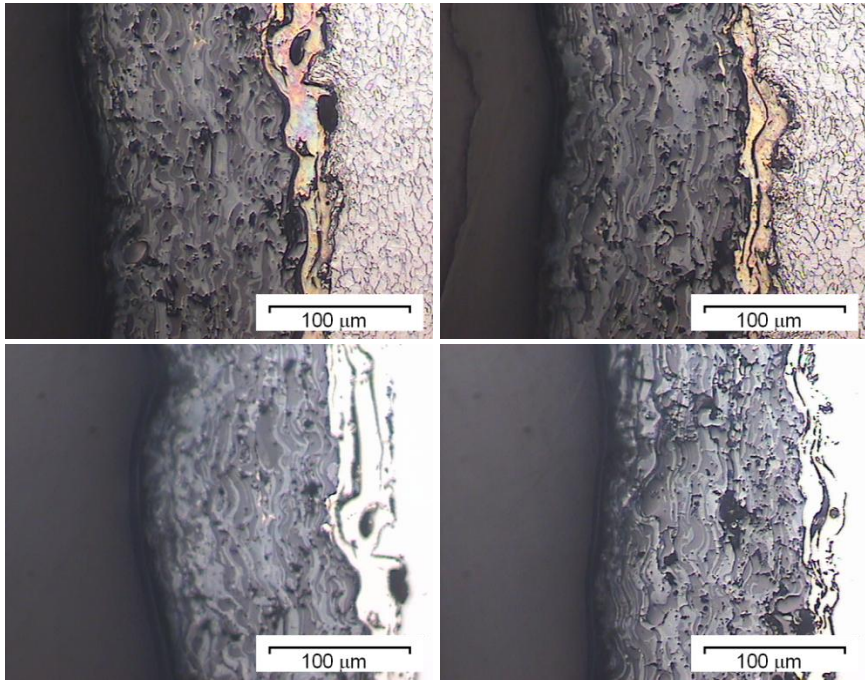


Figura 7.32: Micrografías pertenecientes al carro superior del primer set de bandas en las que se revela (de izquierda a derecha) el recubrimiento las capa de anclaje y ligeramente la zona de contacto con el acero sustrato, tomadas a 200 aumentos, considerando 4 imágenes para cada una de las posiciones del estudio, siendo a, b, c, d, e, f, g h, y i las imágenes correspondientes a las posiciones -4, -3, -2, -1, 0, 1, 2, 3, 4 respectivamente.

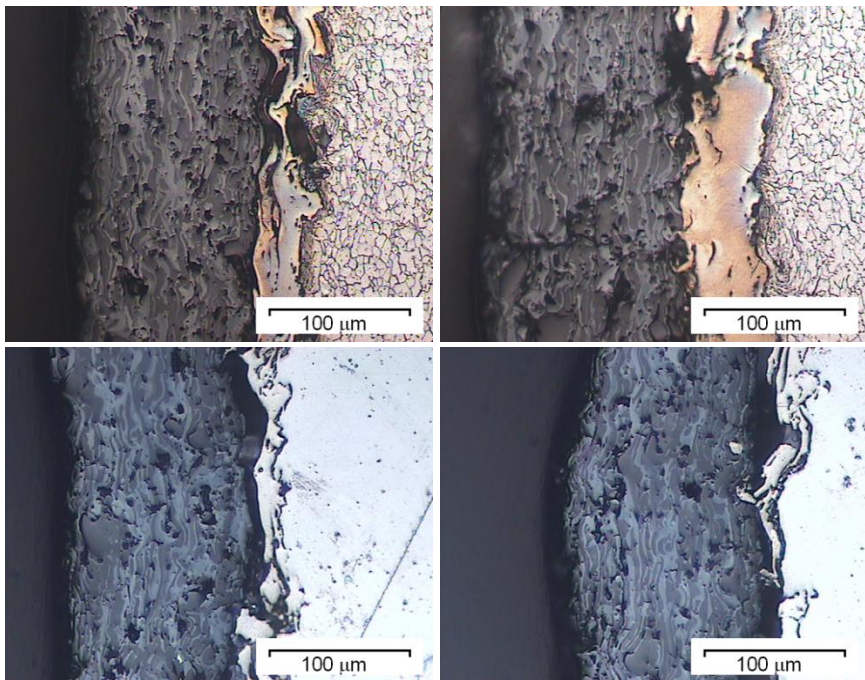
A partir de estas imágenes se efectuaron las medidas de espesor, considerando previamente las especificaciones establecidas por la norma la cual define el método de medición a través del corte micrográfico (UNE-EN_ISO 1463). En algunas de las imágenes de la Figura 7.32, se denota claramente que el recubrimiento posee una inconsistencia manifiesta, eso es, presenta delaminaciones, roturas, oquedades y grietas, siendo estos defectos presentes en el recubrimiento una dificultad cuando se desea medir el espesor. Como puede observarse en todas las imágenes de la Figura 7.32, queda revelada la microestructura del acero.

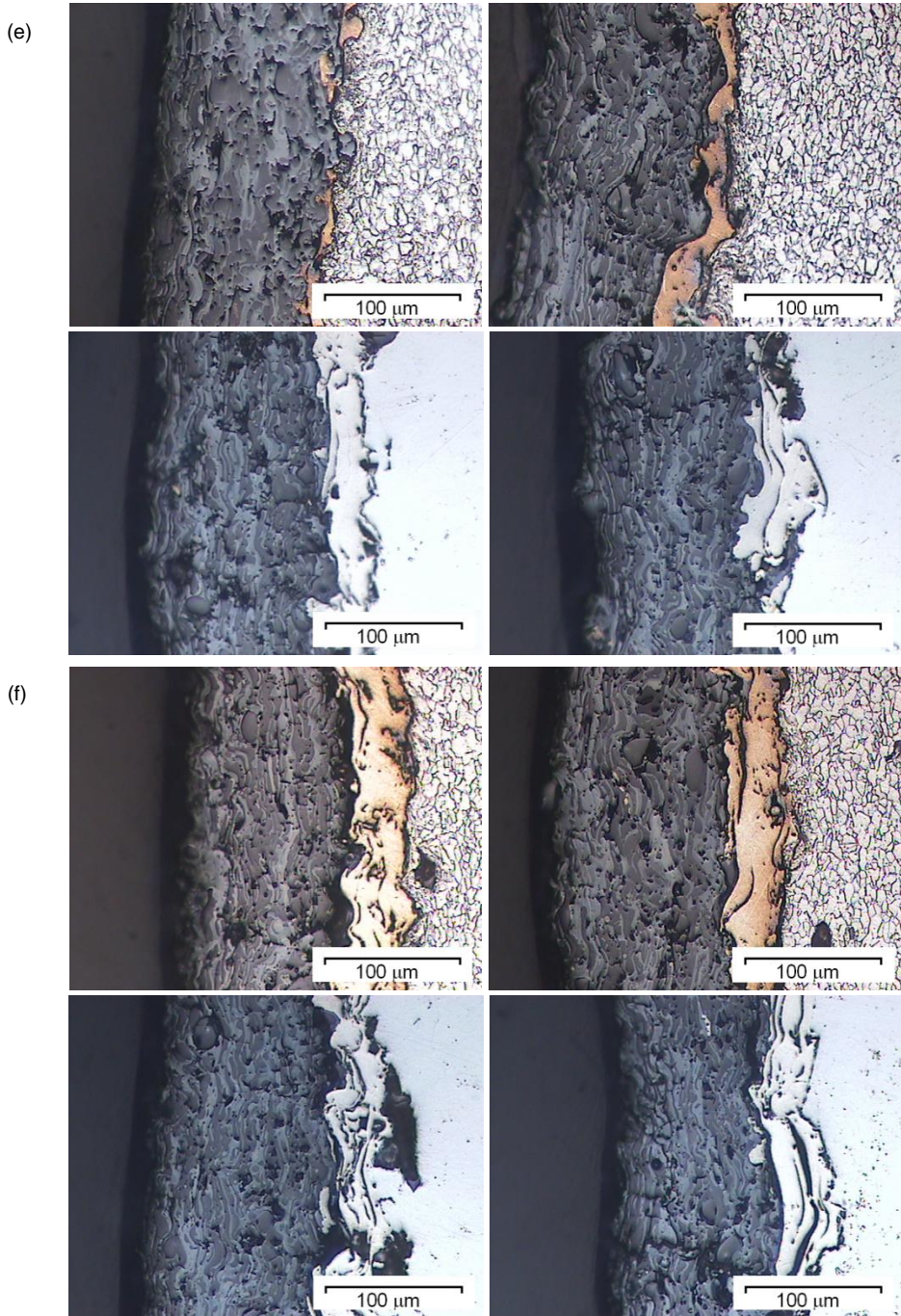


(c)

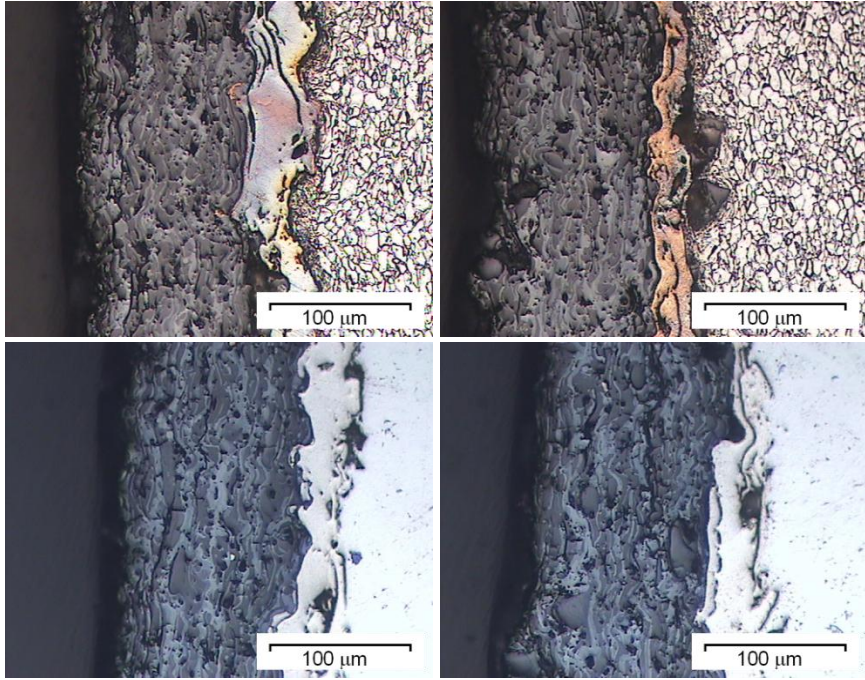


(d)

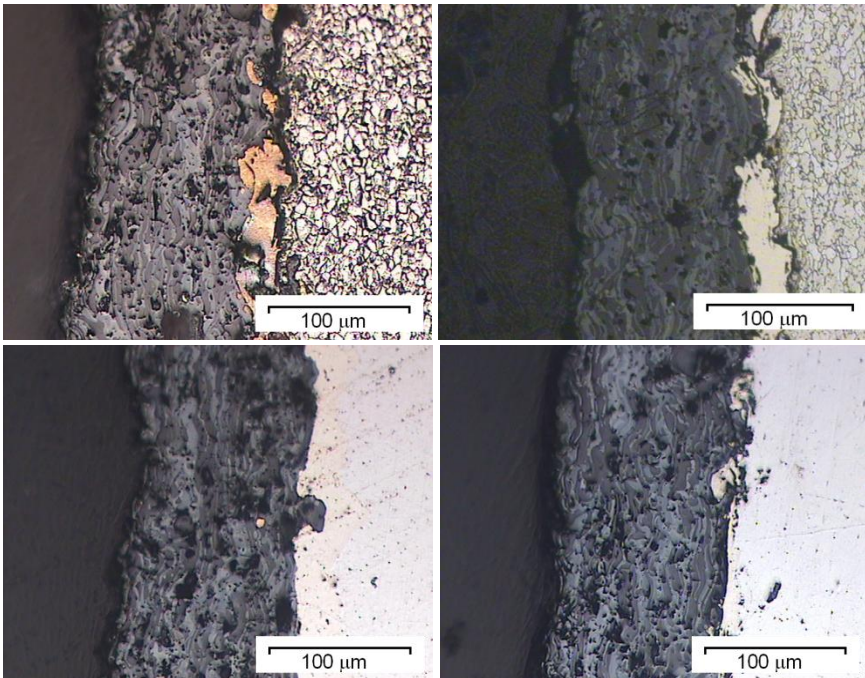




(g)



(h)



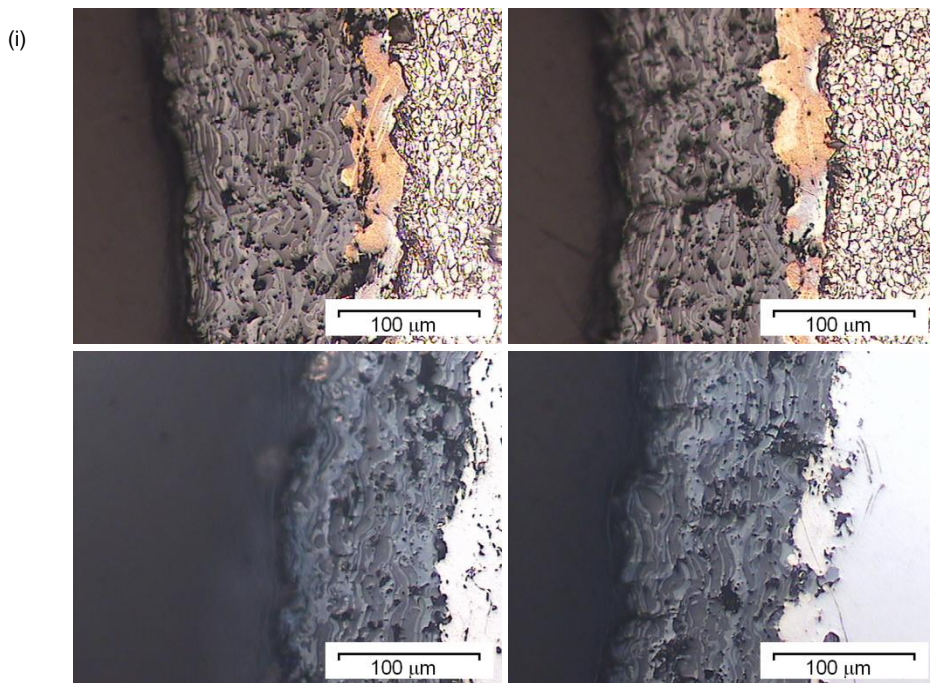
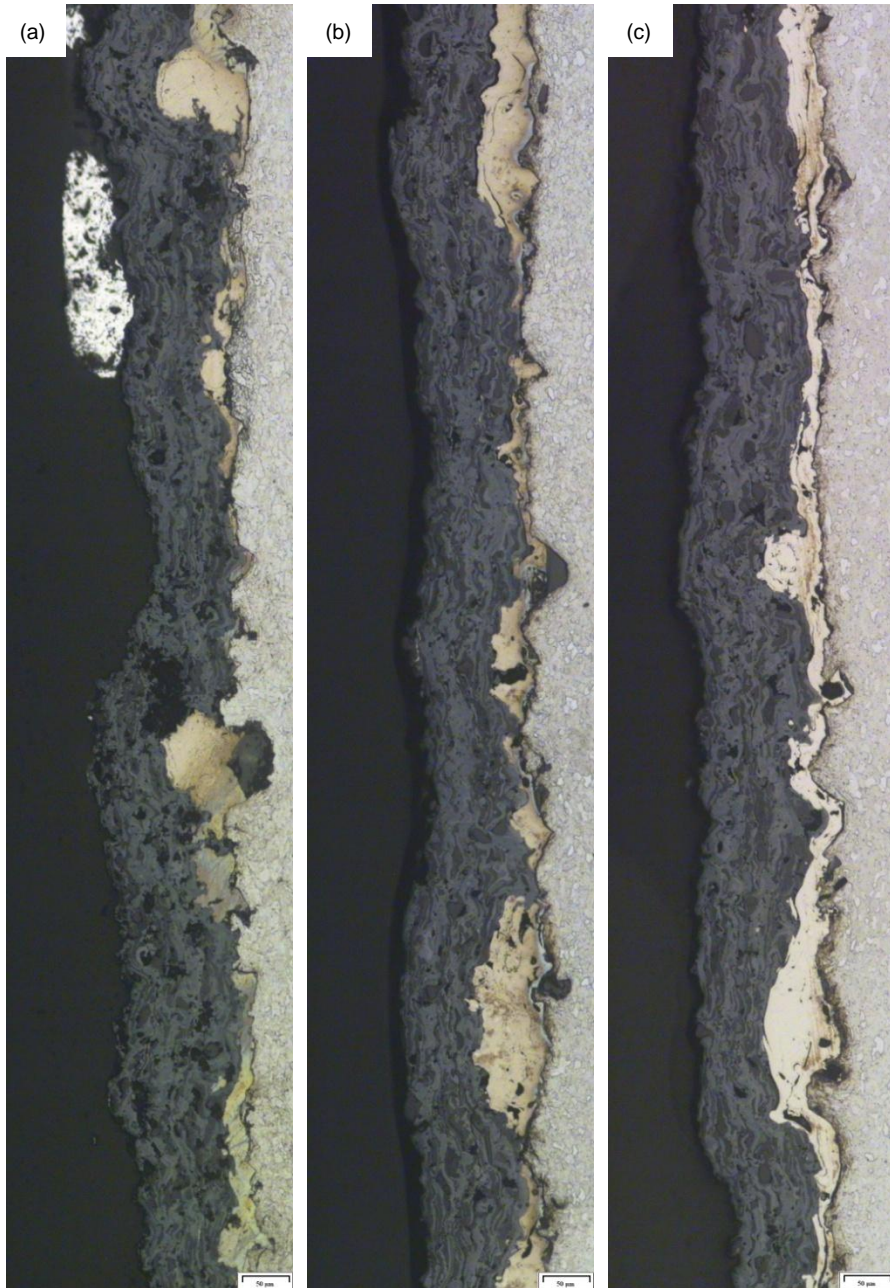
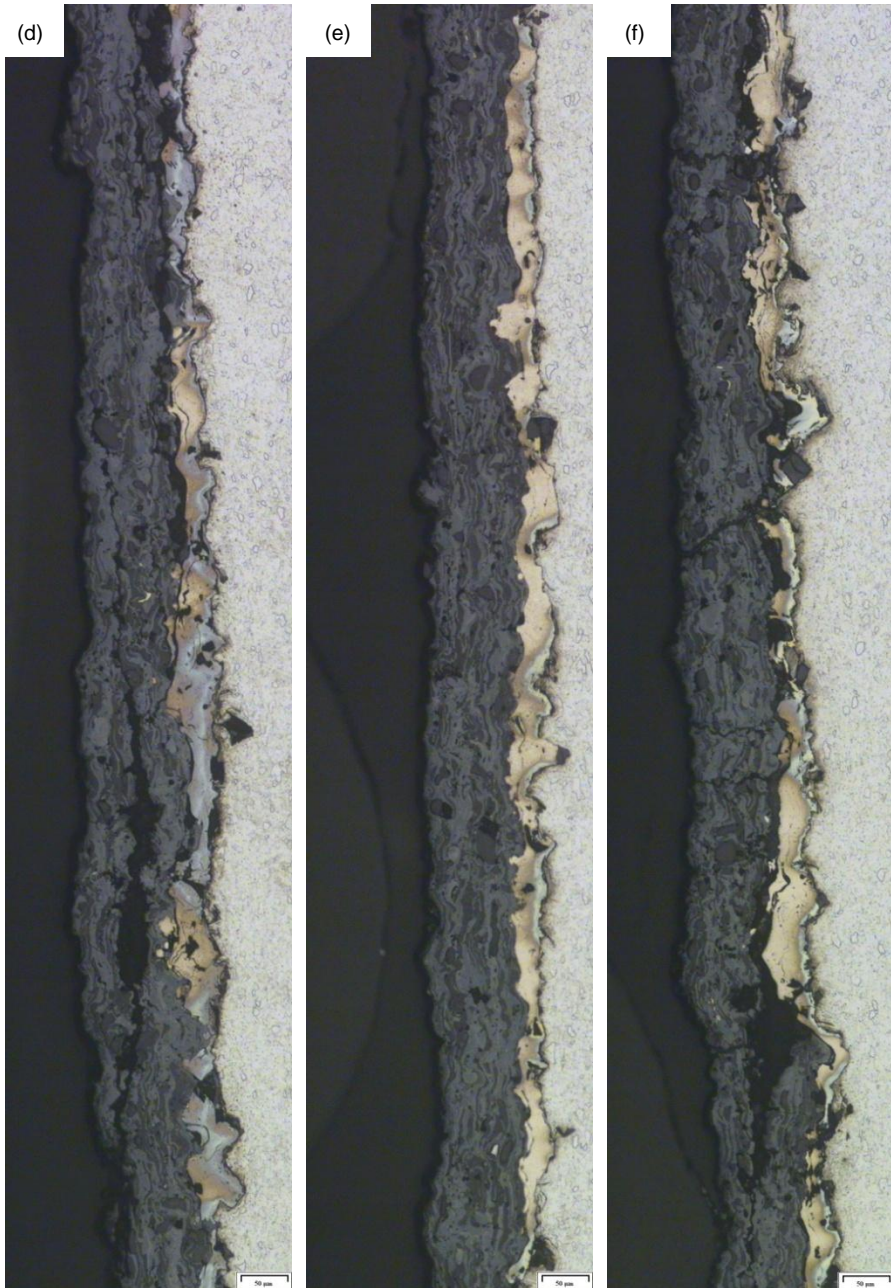


Figura 7.33: Micrografías pertenecientes al carro inferior del primer set de bandas en las que se revela (de izquierda a derecha) el recubrimiento las capa de anclaje y ligeramente la zona de contacto con el acero sustrato, tomadas a 200 aumentos, para cada una de las posiciones del estudio siendo a, b, c, d, e, f, g, h, y i las imágenes correspondientes a las posiciones -4, -3, -2, -1, 0, 1, 2, 3, 4 respectivamente.

Por el contrario en las imágenes correspondientes a la Figura 7.33 (carro inferior del primer set), por cada posición, hay 2 imágenes que se presentan atacadas y otras 2 que no lo están. Debido a que este fue el primer set estudiado se consideró observar la diferencia entre las muestras atacadas y las no atacadas, con objeto de analizar como respondía la aleación de la capa de anclaje y el recubrimiento cerámico frente al ataque con Nital por lo que respecta a las fronteras entre estos tres materiales. No obstante después de esta observación se dedujo que el ataque químico no influía en modo alguno en la medición del espesor del recubrimiento cerámico, por lo que sólo cabía atacar las muestras (con el ácido nítrico, en este caso particular) si se deseaba observar más claramente la interfaz entre el acero y la capa de anclaje (ya que todos los granos del acero presentes en esta interfaz presentaban un alto grado de deformación plástica) o si se pretendía observar la microestructura del acero (con la finalidad de determinar la orientación, forma y tamaño de los granos).





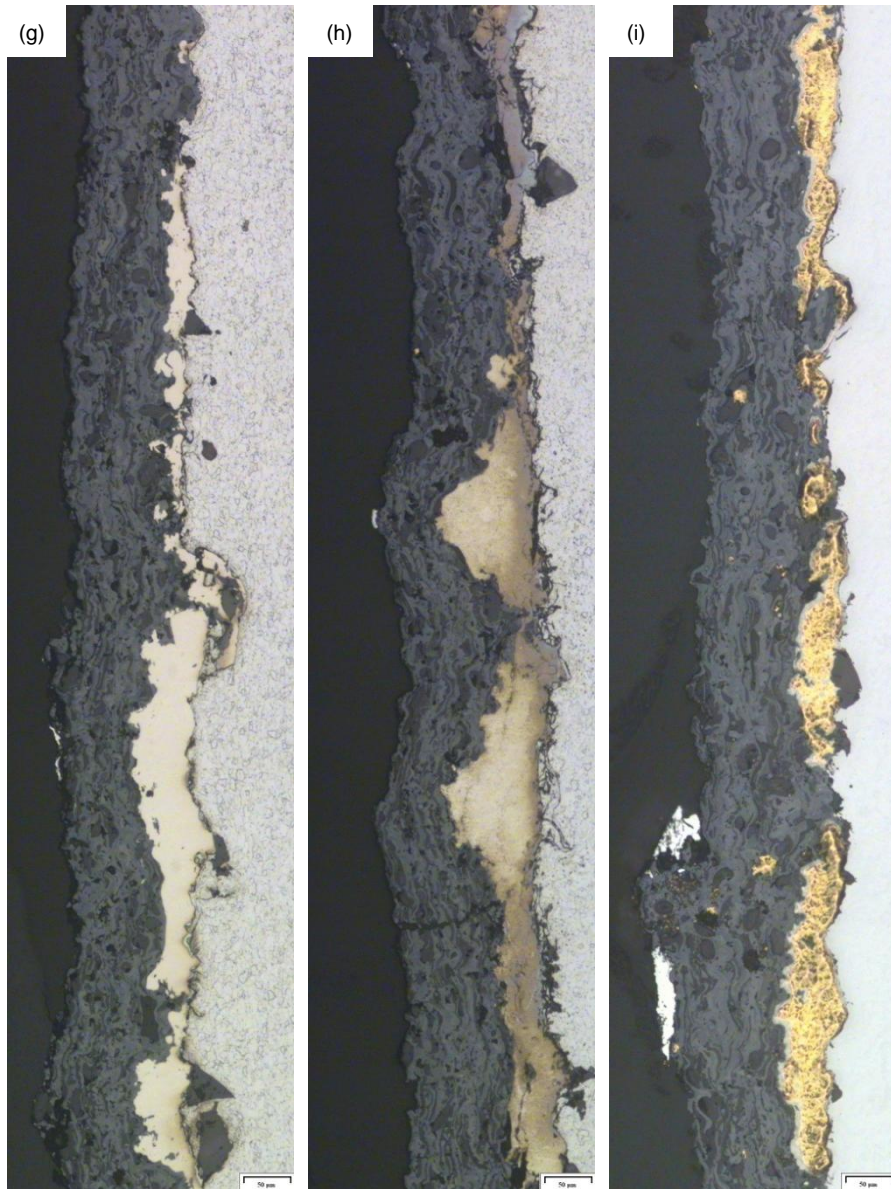
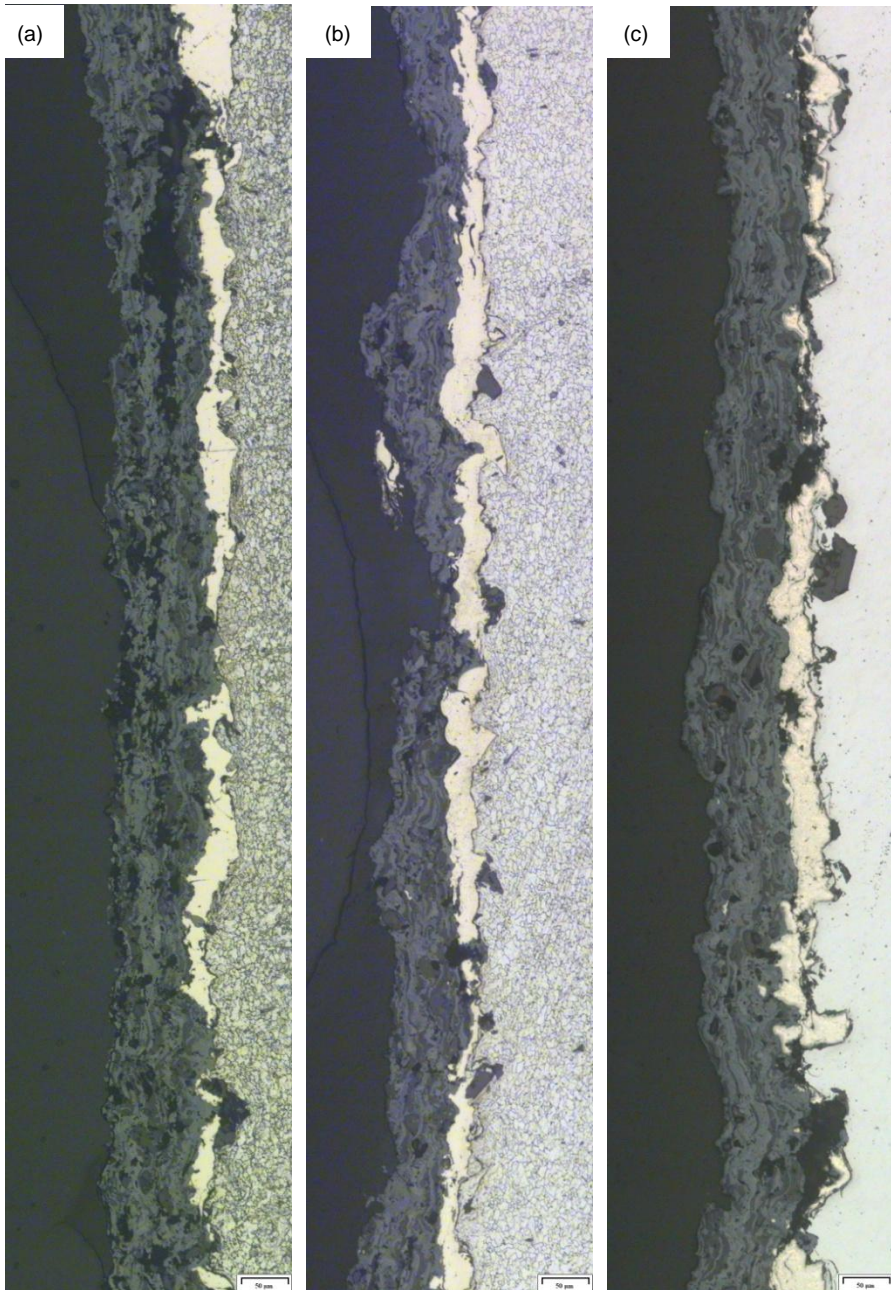
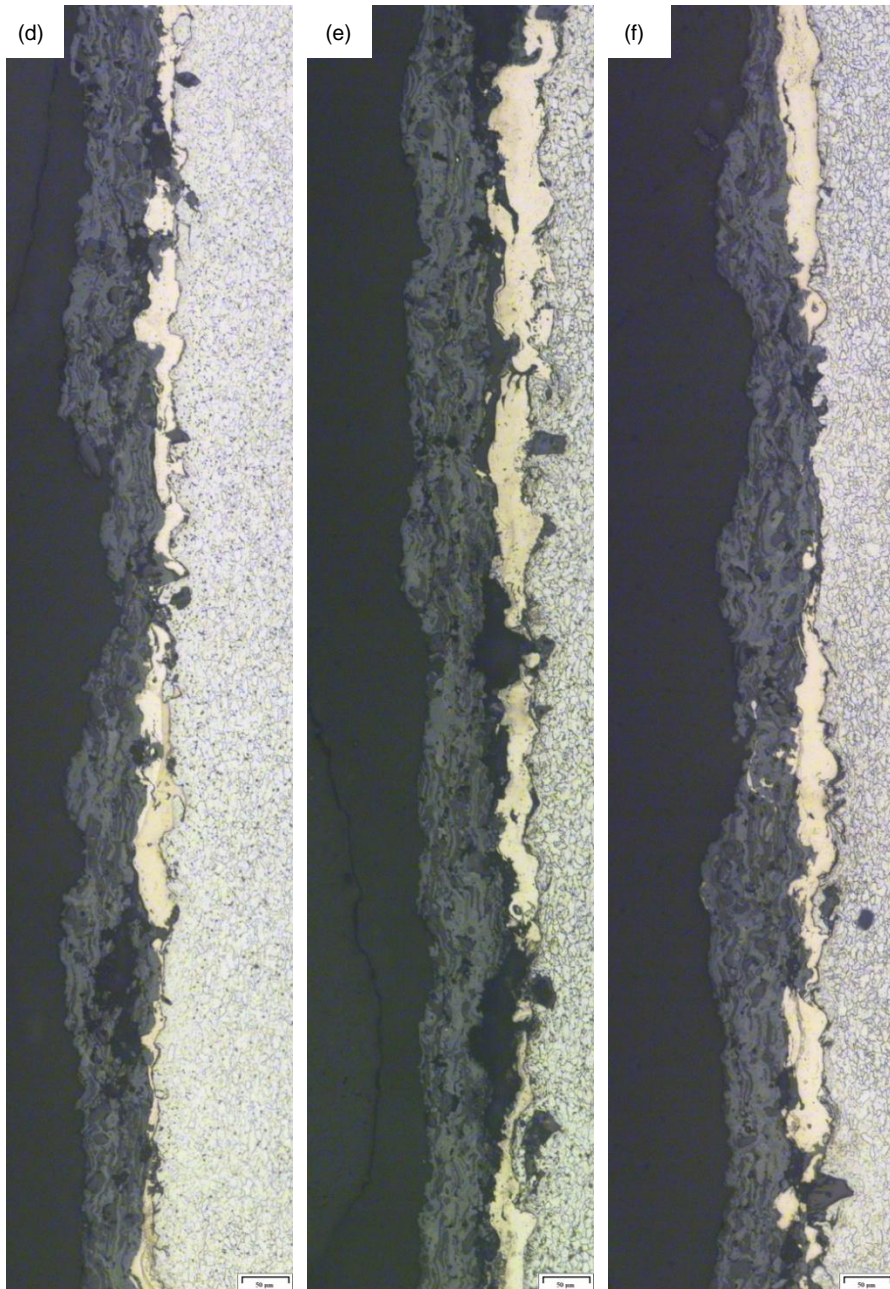


Figura 7.34: Micrografías pertenecientes al carro superior del segundo set de bandas, tomadas a 200 aumentos, para cada una de las posiciones del estudio siendo a, b, c, d, e, f, g h, y i las imágenes correspondientes a las posiciones -4, -3, -2, -1, 0, 1, 2, 3, 4 respectivamente.





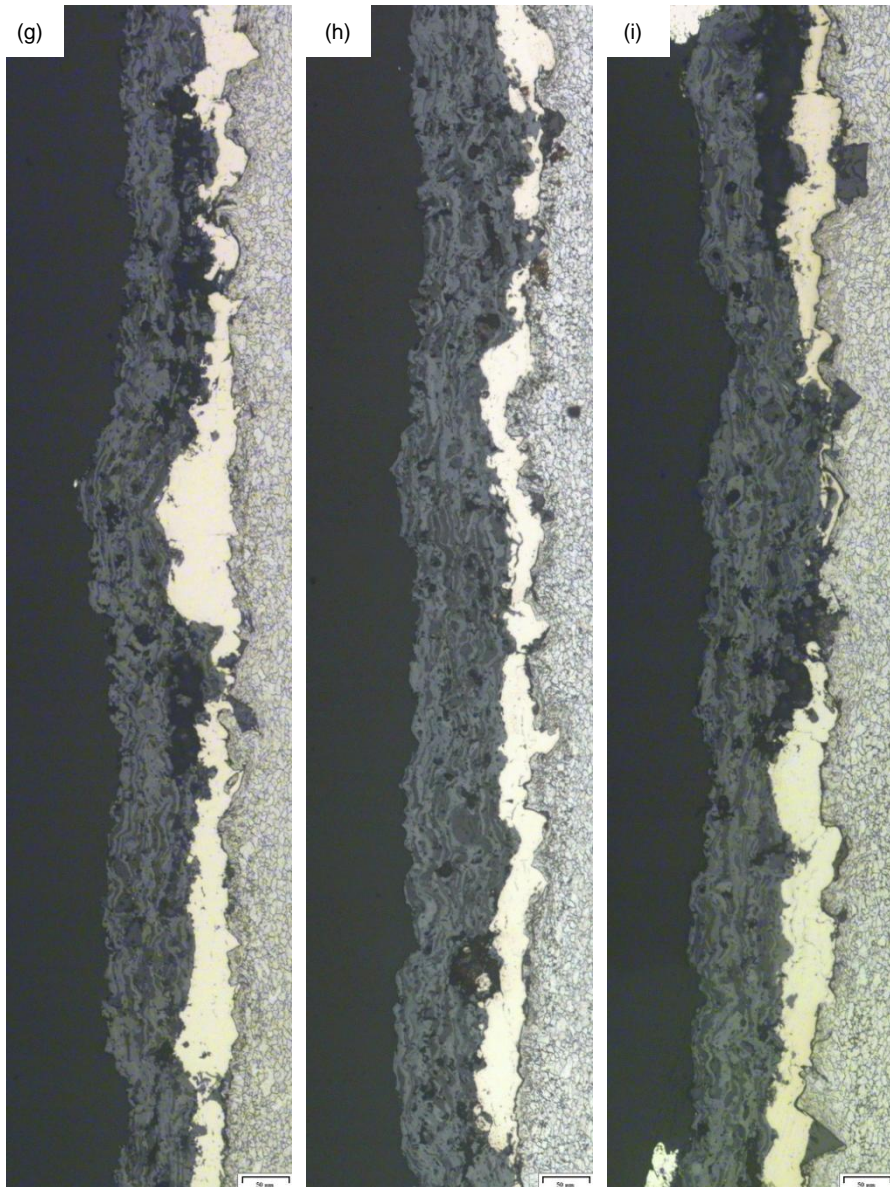
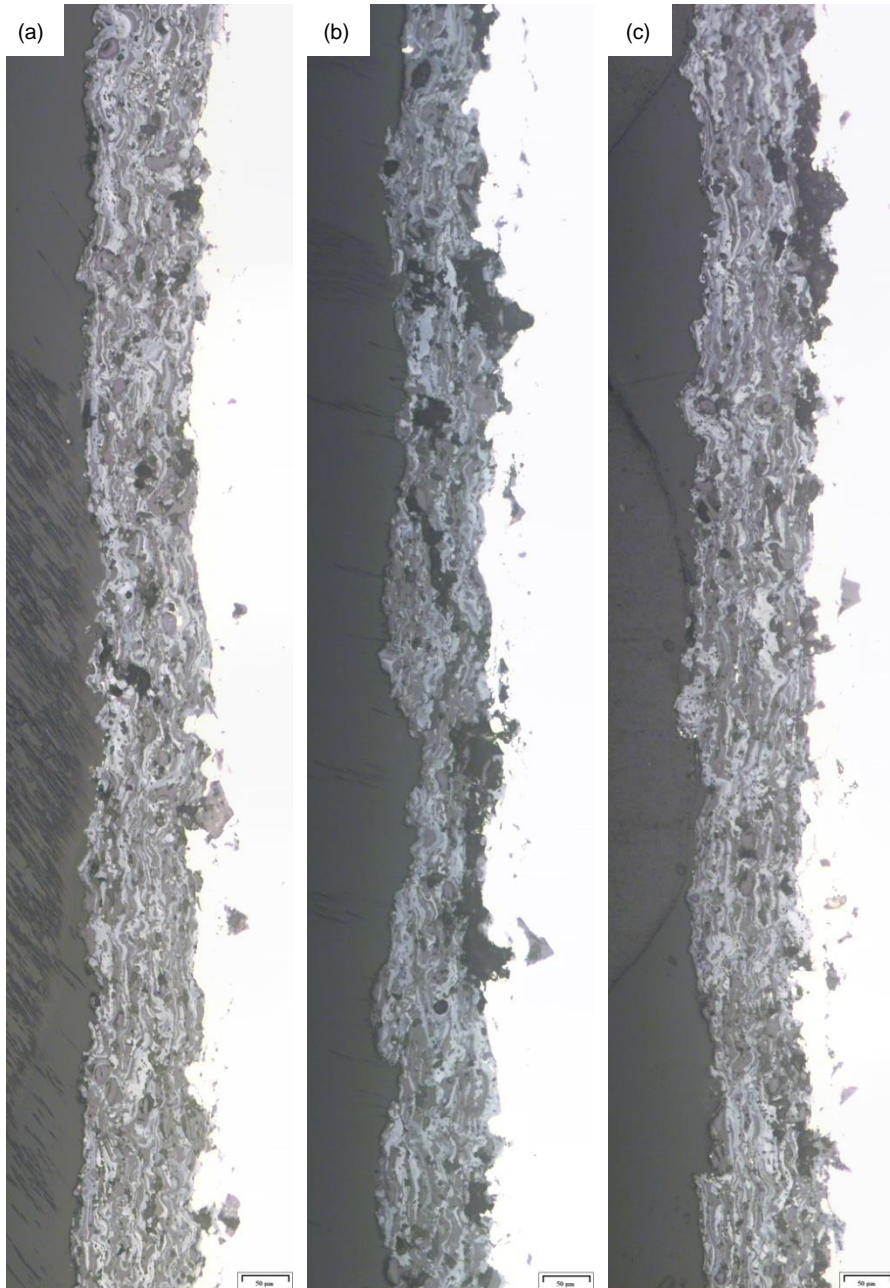
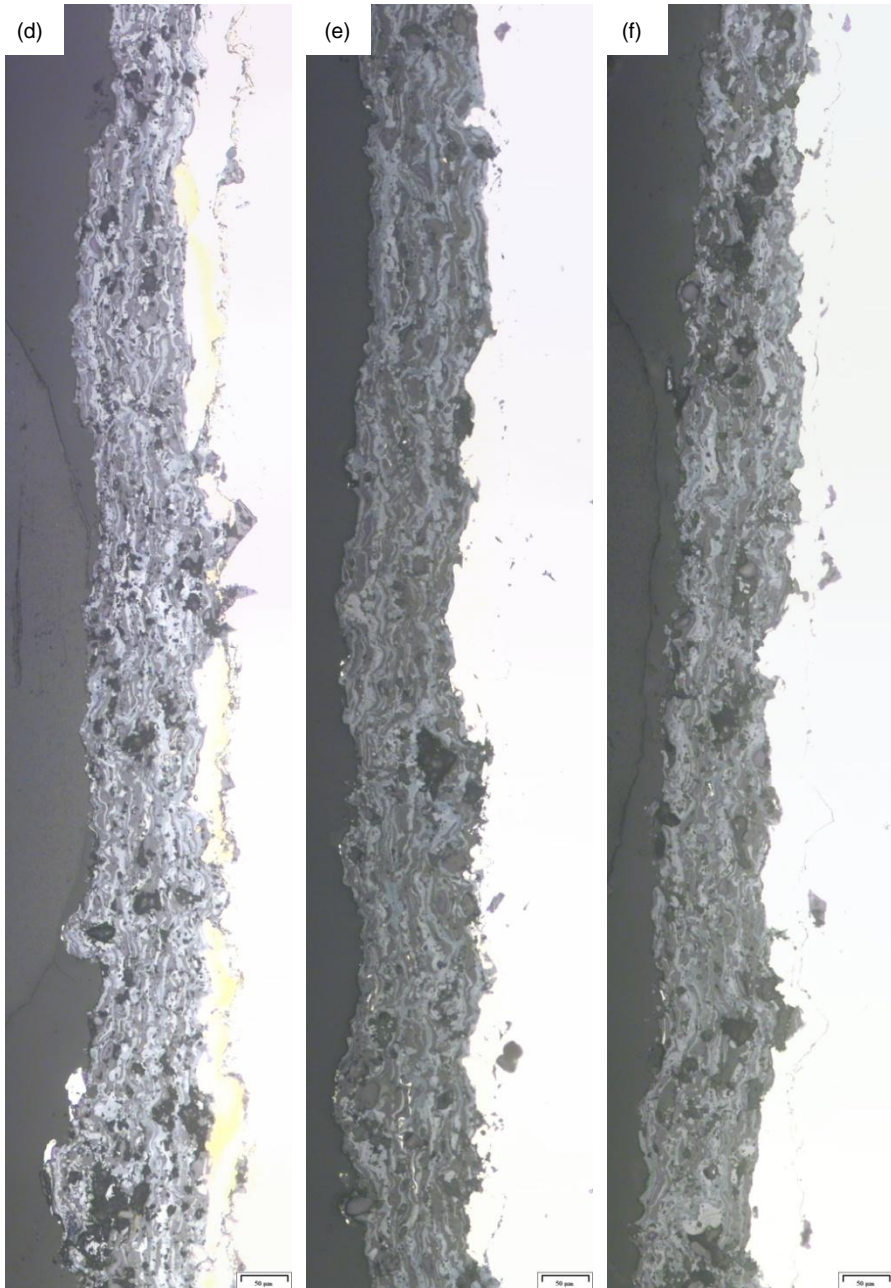


Figura 7.35: Micrografías pertenecientes al carro inferior del segundo set de bandas, tomadas a 200 aumentos, para cada una de las posiciones del estudio siendo a, b, c, d, e, f, g h, y i las imágenes correspondientes a las posiciones -4, -3, -2, -1, 0, 1, 2, 3, 4 respectivamente.





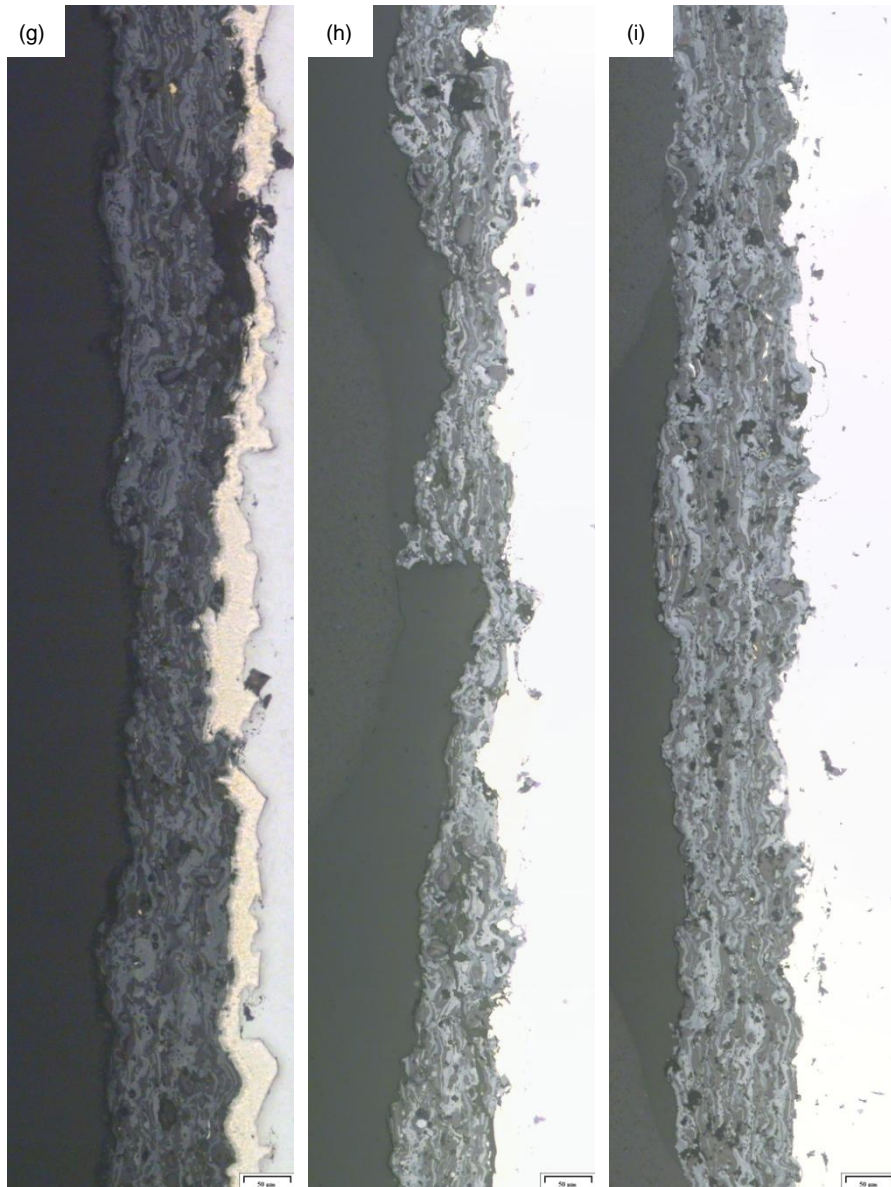
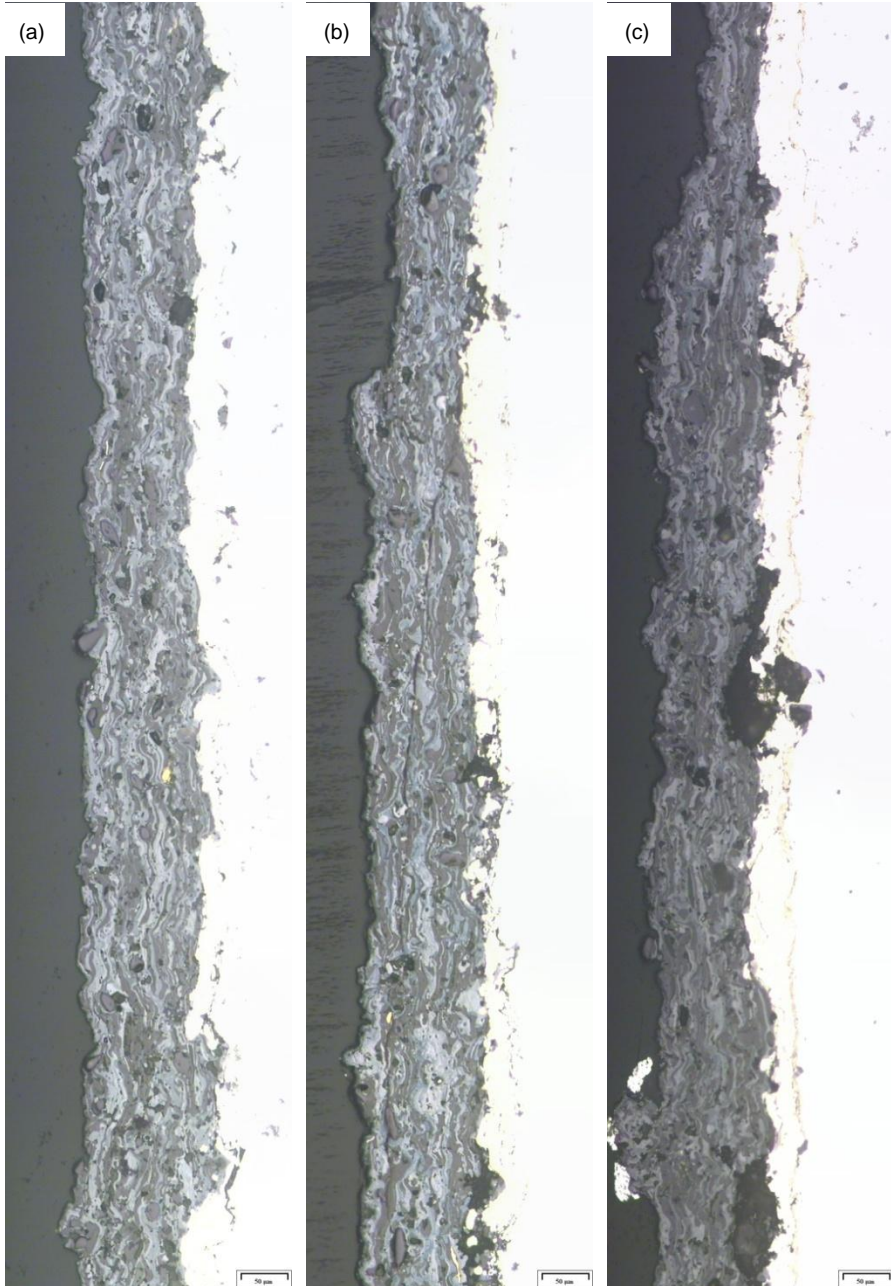
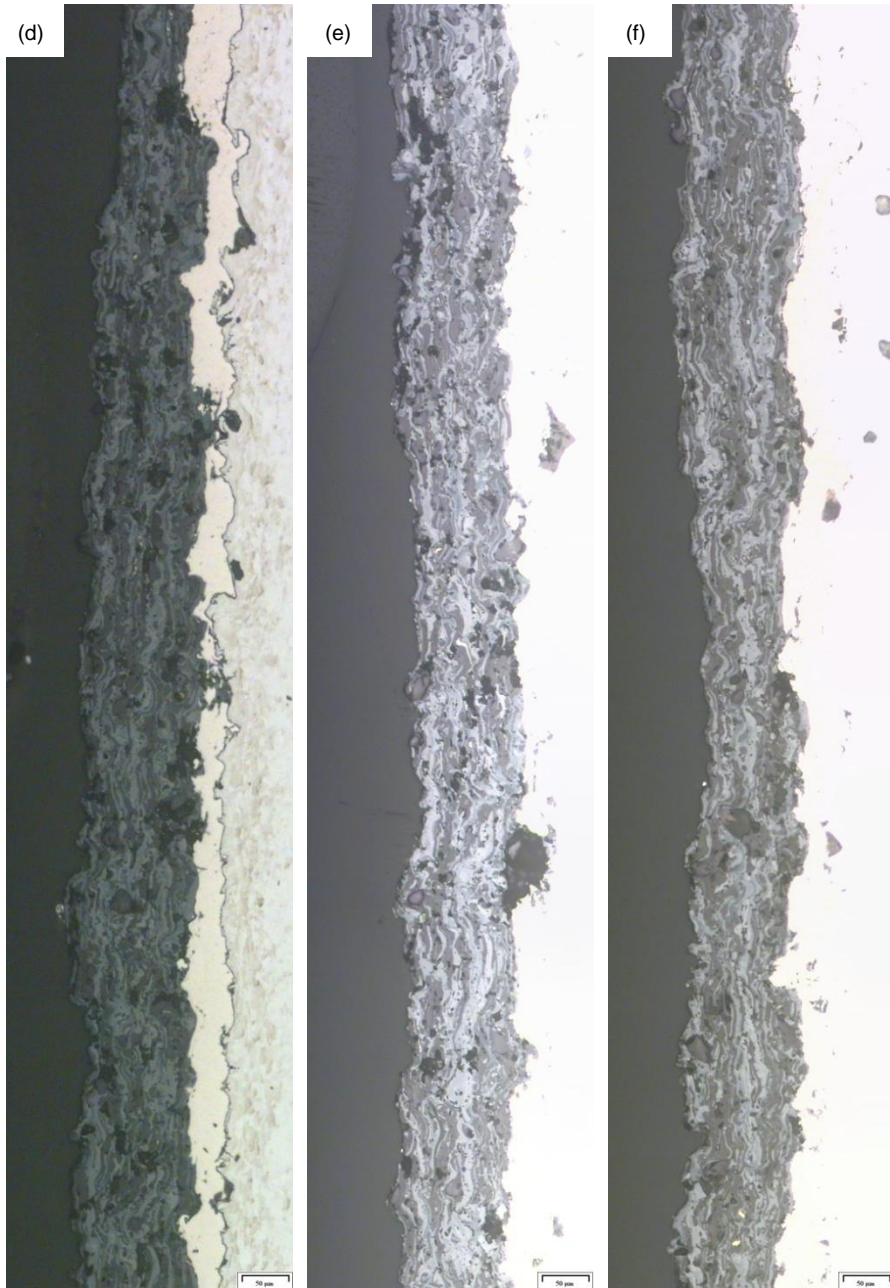


Figura 7.36: Micrografías pertenecientes al carro superior del tercer set de bandas, tomadas a 200 aumentos, para cada una de las posiciones del estudio siendo a, b, c, d, e, f, g h, y i las imágenes correspondientes a las posiciones -4, -3, -2, -1, 0, 1, 2, 3, 4 respectivamente.





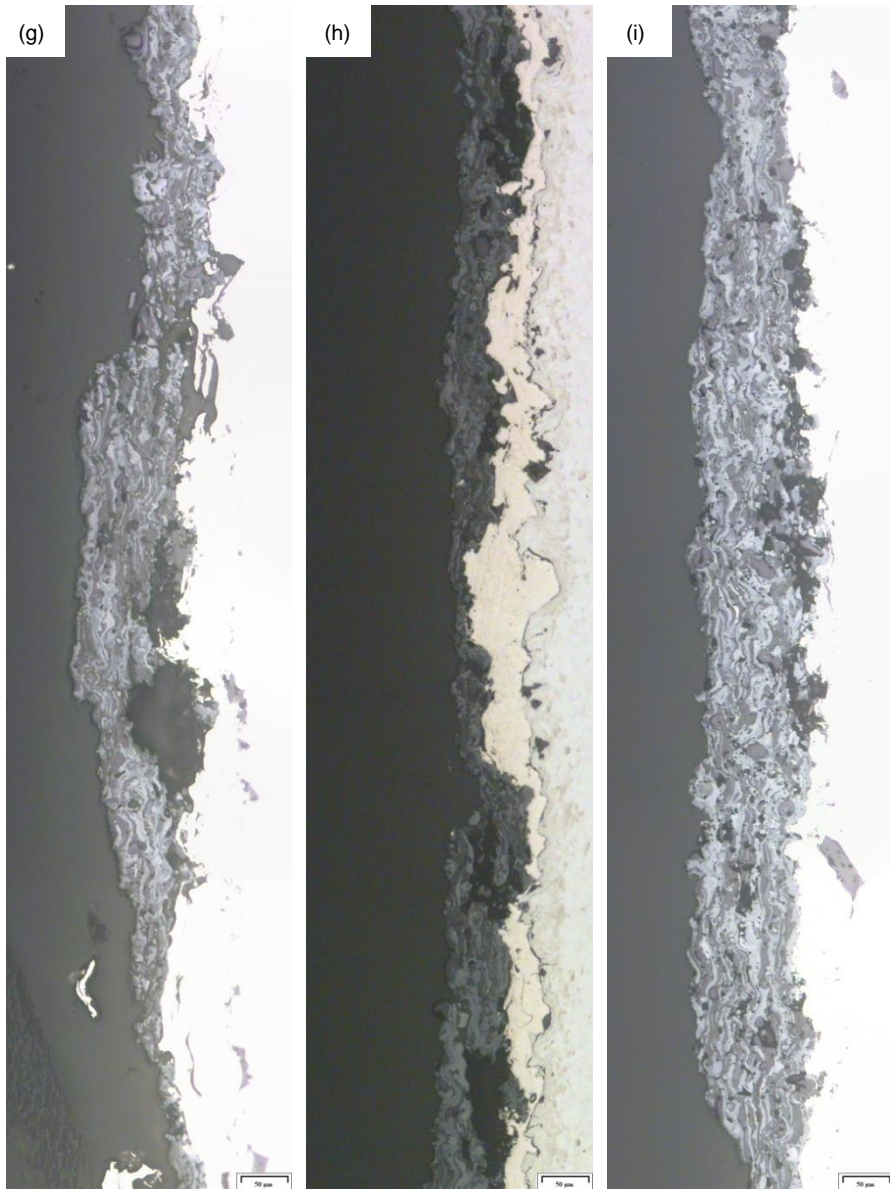


Figura 7.37: Micrografías pertenecientes al carro inferior del tercer set de bandas, tomadas a 200 aumentos, para cada una de las posiciones del estudio siendo a, b, c, d, e, f, g h, y i las imágenes correspondientes a las posiciones -4, -3, -2, -1, 0, 1, 2, 3, 4 respectivamente.

Como se observa las imágenes en las Figuras 7.34, 7.35, 7.36 y 7.37 son tipo “*portrait*” (en forma de retrato), siendo la longitud de medida de espesor mucho más amplia, y revelando un perfil de desgaste y una cantidad de defectos sobre el recubrimiento mucho más representativa, facilitando en algunas de la micrografías discernir el tipo de desgaste en base al daño presente sobre el recubrimiento cerámico.

A continuación se representan los valores promedio de cada una de las 24 medidas realizadas en cada una de las posiciones para cada set de bandas considerando el carro superior y el carro inferior. En la Tabla 7.21 se muestra el espesor promedio para cada una de las posiciones. Por otro lado, en la Tabla 7.22 se representan los valores de la desviación típica para cada una de las medidas de espesor obtenidas.

Tabla 7.21: Representación de los valores de espesor del recubrimiento (Media aritmética), para las 9 posiciones del estudio (-4, -3, -2, -1, 0, 1, 2, 3, 4) para los tres sets de bandas considerados.

POSICIÓN	SET 1		SET 2		SET 3	
	Espesor Promedio	Espesor Promedio	Espesor Promedio	Espesor Promedio	Espesor Promedio	Espesor Promedio
	C. Superior	C. Inferior	C. Superior	C. Inferior	C. Superior	C. Inferior
-4	112,1227	108,1043	95,3581	91,3011	111,7690	111,8603
-3	121,8996	103,6654	93,3296	66,2463	97,7521	105,9941
-2	125,4921	120,2215	98,1176	95,6871	120,7602	93,5672
-1	126,6404	118,3711	98,3187	70,4495	101,5350	104,2945
0	122,3425	115,3628	91,5570	80,6286	125,5847	113,3771
1	115,6332	100,2554	90,4970	69,7733	110,0511	122,3318
2	119,0124	101,5420	97,8252	82,4378	111,6410	75,7309
3	121,8175	111,9618	96,2171	97,2222	69,7551	61,9152
4	117,5196	106,8516	109,5760	91,3011	126,2975	106,2317

Tabla 7.22: Representación de los valores de la desviación típica atendiendo al espesor promedio analizado, considerando las 9 posiciones del estudio (-4, -3, -2, -1, 0, 1, 2, 3, 4) para los tres sets de bandas.

POSICIÓN	SET 1		SET 2		SET 3	
	Esesor Promedio	Esesor Promedio	Esesor Promedio	Esesor Promedio	Esesor Promedio	Esesor Promedio
	C. Superior	C. Inferior	C. Superior	C. Inferior	C. Superior	C. Inferior
-4	22,2162	19,1981	14,6073	13,3659	11,4639	12,1323
-3	25,8167	22,1234	15,7406	29,1090	10,7022	14,0949
-2	23,2477	6,0456	16,7804	13,1204	10,4134	25,4506
-1	18,2938	15,4567	11,5996	19,8262	13,4041	16,9483
0	16,9018	20,3205	6,8306	12,2117	10,4782	10,1369
1	16,6255	16,1532	3,0090	23,1601	7,1339	3,7059
2	19,2221	9,8120	6,5548	4,9224	19,2242	16,2373
3	3,2797	11,1741	4,5572	2,3265	18,3321	6,9598
4	11,8936	13,3302	2,4826	4,1882	8,9153	13,2741

Se consideró representar la desviación típica de los valores de rugosidad debido a que esta indica el grado de dispersión de las medidas del espesor obtenidas, siendo este un indicador en primera instancia de cuan confiables es la medida de espesor obtenida en primera instancia y en segundo lugar (e igualmente importante) apunta al grado de irregularidad superficial y sub-superficial existente en el recubrimiento analizado.

Con objeto de clarificar en base a los valores de espesor obtenidos, en primer lugar se ha realizado una comparación de los valores de espesor promedio con la finalidad de observar si existe o no desgaste preferencial sobre el recubrimiento de las bandas y se han representado en superposición los valores del espesor del recubrimiento para el carro superior (considerando los tres sets) y para el carro inferior, comparando de este modo si existen o no analogías o no en el desgaste del recubrimiento cerámico. Estos gráficos pueden observarse en la Figura 7.38, en la que adicionalmente se ha representado los valores de la desviación típica, para cada una de las posiciones del estudio.

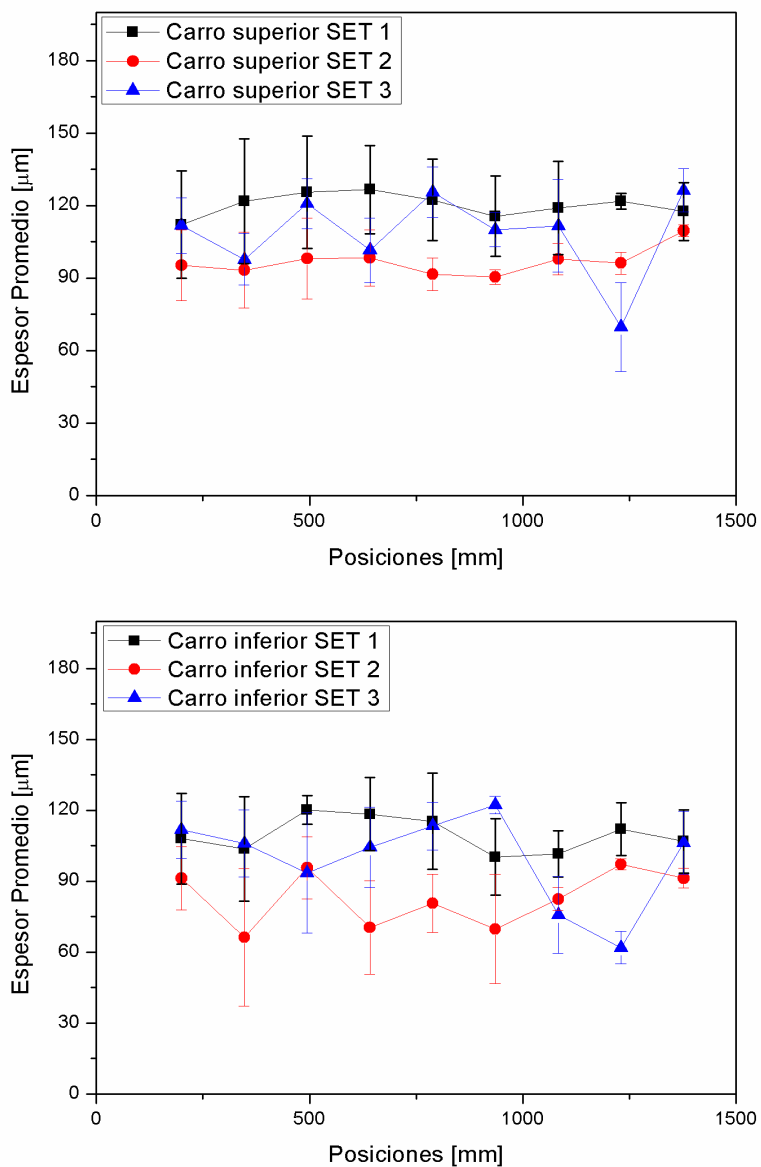


Figura 7.38: Representaciones gráficas comparativas de los valores del espesor promedio comparando los valores del carro superior (gráfico a) y los valores del carro inferior (gráfico b).

De las representaciones gráficas de la Figura 7.38, se deduce en primer lugar que el carro inferior posee un desgaste mayor que el carro superior, siendo causada esta diferencia al peso propio de la placa de aluminio sobre el carro inferior y por otro lado también puede atribuirse a las mayores fuerzas tangenciales generadas por la primera condición descrita. Si se comparan los perfiles de desgaste del carro superior puede afirmarse que no se presentan patrones de desgaste similares, siendo concluyente que no existe desgaste preferencial atribuible a las condiciones operacionales de la máquina. De igual modo también puede afirmarse que no existen coincidencias entre los perfiles del carro inferior. Así pues, de las representaciones gráficas de la Figura 7.38 se deduce en primer lugar que no existe un desgaste preferencial o un perfil preferencial asociado a las condiciones operacionales del equipo Hazelett, en segundo lugar que este tipo de desgaste se ve fuertemente influenciado por el tipo de aleación que se esté colando (siendo este tema una posible futura investigación) y que en tercer lugar y finalmente el carro inferior es el que mayor desgaste experimenta para los tres casos estudiados. Adicionalmente en estos gráficos se han representado los valores de la desviación típica, para cada posición con objeto de dar mayor o menor representatividad a los valores del espesor promedio obtenidos, pues cuanto mayor sea esta, menor fiabilidad poseerá el resultado del espesor obtenido, dado que en última instancia este parámetro indica el grado de irregularidad del espesor del recubrimiento.

Otro aspecto que necesariamente cabe recalcar sobre esta metodología que pretende caracterizar el grado de desgaste del material es que por la técnica en sí misma, las bandas deben ser destruidas para poder obtener las mediciones del espesor, siendo una técnica muy limitada y poco versátil (dado que no puede determinarse el espesor del recubrimiento midiendo en continuo). Es por tanto necesario, seguir en una línea de investigación que conduzca a una técnica capaz de medir el espesor del recubrimiento de la banda Hazelett a través de una monitorización en continuo, dado que solamente a través de esta línea se podría realizar un mantenimiento preventivo de las bandas y efectuar un cambio eficiente de las mismas. En el apartado de investigaciones futuras se citan algunas técnicas que por las exigencias productivas podrían ser estudiadas para una futura implantación.

Finalmente, cabe citar que como se observa en la Figuras 7.32, 7.33, 7.34, 7.35, 7.36 y 7.37, los principales mecanismos de degradación que se presentan sobre los recubrimientos son los relacionados con la deformación plástica, la nucleación y propagación de grietas y la de-laminación tanto de splats como de porciones enteras del material. Cabe comentar, que la alúmina [B. Normand] presente en este recubrimiento es una cerámica dura, comúnmente utilizada en aplicaciones tribológicas sobre componentes mecánicos. Este material sin embargo experimenta varias modificaciones cristalográficas durante el esprayado

térmico relacionadas con el ratio de enfriamiento del depósito. Estas transformaciones metaestables reducen las propiedades mecánicas del recubrimiento, como por ejemplo la tenacidad a la fractura, tan necesaria en los materiales que son utilizados en aplicaciones tribológicas. Es por ello que en este material se presenta Titania (TiO_2), pues es bien sabido que la titanía mejora la tenacidad del recubrimiento [R.Yilmaz et al.]. No obstante cabe comentar que cuanto mayor es la presencia titanía en el recubrimiento menor es la microdureza que cabe esperar sobre el recubrimiento y mayor su tenacidad a la fractura. Por lo tanto, parece ser que la gran cantidad de titanía presente en el recubrimiento cerámico de la banda Hazelett se debe a las grandes sollicitaciones a las que se somete la banda, dado que, si se considera el equipo Hazelett en funcionamiento existen esfuerzos sobre el recubrimiento tan diversos como, las fuerzas tangenciales que se ejercen entre las áreas de contacto del recubrimiento con la placa de aluminio, las fuerzas gravitatorias atribuidas sobre todo al peso propio del planchón de aluminio sobre el carro inferior del equipo, la tensión térmica existente dado que en el punto de contacto de la artesa con las bandas móviles hay un salto térmico de más de 400 °C, y un diferencial de temperatura en la banda entre la entrada y las salida de la máquina de colada continua de aproximadamente 640°C, además si se consideran la curvatura y tracción (inicial) producidas por las poleas de ajuste (el término anglosajón se conoce como “*nip-pulley*”), se presenta un escenario con una combinación de sollicitaciones mecánicas y térmicas considerable. Así pues, se deduce de la situación expuesta anteriormente la necesidad de contar con materiales cerámicos que presenten una alta tenacidad y resistencia al desgaste con objeto de maximizar la vida útil de las bandas de colada continua Hazelett.

Caracterización Mecánica

En esta última fase se han llevado a cabo los ensayos de microdureza (Vickers) por un lado, sobre el recubrimiento cerámico, la capa de anclaje y el acero con objeto de determinar en primera instancia un valor de referencia de microdureza para estos tres materiales, prestando especial interés al recubrimiento cerámico dado que se desconocía hasta este estudio su valor de microdureza Vickers. Por otro lado se han realizado los ensayos de tracción sobre el acero de la banda Hazelett en distintas direcciones con el propósito de determinar las propiedades resistentes del acero y su grado de isotropía.

Los valores de microdureza obtenidos para esta cerámica han sido comparados con otro estudio [R. Venkataraman] realizado sobre cerámicas que poseen los mismos compuestos cerámicos pero en diferentes composiciones porcentuales. En este estudio se han comparado los valores de microdureza considerando la carga y el tiempo de aplicación de la misma. No obstante, cabe co-

mentar que la comparación se realiza sobre un recubrimiento cuyo contenido en alumina es del 87% y el de titania del 13 %. Así pues en la Tabla 7.23, se muestran las 10 medidas de indentación realizadas para el recubrimiento cerámico de la banda Hazelett, para la capa de anclaje, para la interfaz deformada plásticamente del acero (entre la aleación de Níquel-Aluminio y el acero) y sobre el acero de la banda Hazelett. La carga establecida para el ensayo de microdureza fue de 0,49 N y el tiempo de permanencia de la misma fue de 15 segundos. Se consideró este nivel de carga porque se quería evitar la generación de grietas sobre el material cerámico, dado que estas dificultarían la medida y por otro lado se generarían grietas en las que entraría en juego un campo de tensiones que cohibe el crecimiento de la grieta, es decir, en la evaluación de la resistencia a la penetración se involucraría un campo de tensiones mucho más extenso, que el que inicialmente se supone para una penetración puntual, o dicho de otro modo, las dimensiones de la huella una vez fracturado el material serían más dependientes del factor de tenacidad a la fractura que de la tensión superficial que opongá el material a la penetración.

Para la evaluación de la microdureza del recubrimiento cerámico se ha considerado tomar muestras que estén fuera de la zona de confinamiento del molde de la máquina de colada continua, eso es, en el lado opuesto de las llantas móviles donde el desgaste, la abrasión y la erosión no han afectado tanto a la consistencia del recubrimiento cerámico. Esta decisión fue tomada porque se observó que el recubrimiento del material cerámico de estas zonas no manifestaba tantos defectos asociados a los procesos de desgaste, como lo son, las des-laminaciones (de splats y de fragmentos más voluminosos), las grietas (internas y externas) y los poros (internos y externos), que restan consistencia y *por ende* propiedades mecánicas al recubrimiento cerámico.

Con objeto de obtener una respuesta proporcional de las dos fases cerámicas existentes, se realizaron las indentaciones buscando puntos donde estuvieran presentes ambas fases cerámicas del recubrimiento dado que si se efectúa una indentación sobre una zona del recubrimiento en la que solamente este presente una fase, por ejemplo titania, la huella obtenida será mucho más grande que en una donde estén presentes ambas fases. Este último hecho se debe a que la titania es más tenaz (y en consecuencia menos dura) que la alúmina. Por el contrario si se efectúa una indentación sobre una fase en la que solamente este presente la alúmina se obtendrá una dureza más elevada que en una indentación en la que estén presentes ambas fases. Además se evitó realizar indentaciones sobre zonas donde se observaran partículas de alúmina parcialmente fundidas (se pueden observar en las Figura 7.39 indicadas con unos círculos como partículas elipsoidales-circulares de un color gris-azulado oscuro), pues la dureza de estas es superior a la dureza de la alúmina completamente fundida en el proceso de esprayado, dado que existe una transformación

de fase de la alúmina durante la fusión y rápida solidificación posterior en el proceso de proyección térmica [R. Venkataraman]

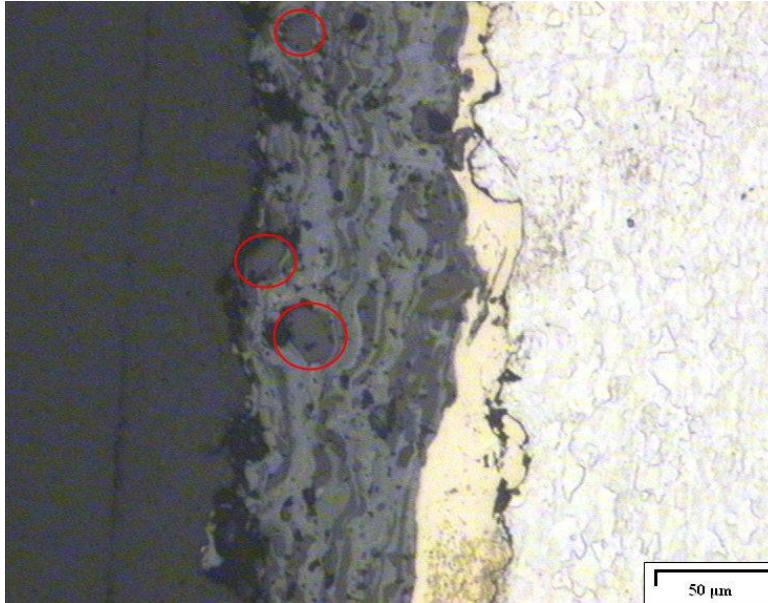


Figura 7.39: Micrografía de corte transversal tomada a 200 aumentos, donde se indica mediante tres círculos rojos la presencia de las partículas parcialmente fundidas de alúmina.

Tabla 7.23: Representación de los 10 valores de microdureza Vickers obtenidos para el recubrimiento cerámico, la capa de anclaje, la interfaz del acero deformado plásticamente y el acero al carbono.

Medida Microdureza	Recubrimiento Al ₂ O ₃ -TiO ₂	Capa de anclaje	Interfaz acero-C. de anclaje	Acero hipoeu- tectoide
1	766,18	263,68	187,25	169,66
2	840,80	243,79	191,53	157,64
3	802,16	215,30	187,25	179,11
4	840,82	226,06	186,50	171,49
5	783,83	243,08	191,53	176,85
6	802,16	212,20	179,11	179,11
7	793,96	205,75	186,50	175,45
8	840,73	237,80	200,13	178,61
9	805,14	240,13	178,15	166,23
10	882,17	215,10	189,65	174,34
Promedio	815,80	230,29	187,76	172,85
Desviación	34,52	18,31	6,29	6,86

En la Figura 7.40, se observa la representación gráfica promedio de los valores de la microdureza y su desviación típica para cada uno de los tres materiales que componen la banda de colada continua, sobre los cuáles se han realizado los ensayos de microdureza. El propósito de realizar ensayos de microdureza sobre la interfaz de acero adyacente a la capa de anclaje, fue identificar la microdureza de la microestructura deformada del acero, pues con los valores obtenidos se puede afirmar que la superficie de contacto con la capa de anclaje (aleación 95 – 90 % níquel – 5 – 10 % aluminio), ha sufrido un tratamiento de deformación plástica superficial que ha favorecido la rugosidad y *por ende* la facilidad de adhesión de la capa de anclaje a la superficie. Así pues del ensayo de microdureza realizado en la interfaz de la superficie del acero, considerando además las impurezas con alto contenido en aluminio halladas entre la capa de anclaje y el sustrato del acero a través de los ensayos de espectrometrías de energías dispersivas, se deduce que sobre la superficie del acero se ha realizado un tratamiento de deformación superficial, probablemente con esferas de dimensiones micrométricas de corindón, siendo este proceso un tratamiento de endurecimiento superficial similar al “*shot peening*” o granallado con partículas de tamaño micrométrico. Son pues 3 pruebas las que apuntan a este tratamiento sobre la superficie del acero, las micrografías donde se observan los granos

altamente deformados, la microdureza Vickers ligeramente superior en la interfaz y los restos de partículas ocluidas y adheridas a la superficie del acero, presentes entre éste y la capa de anclaje.

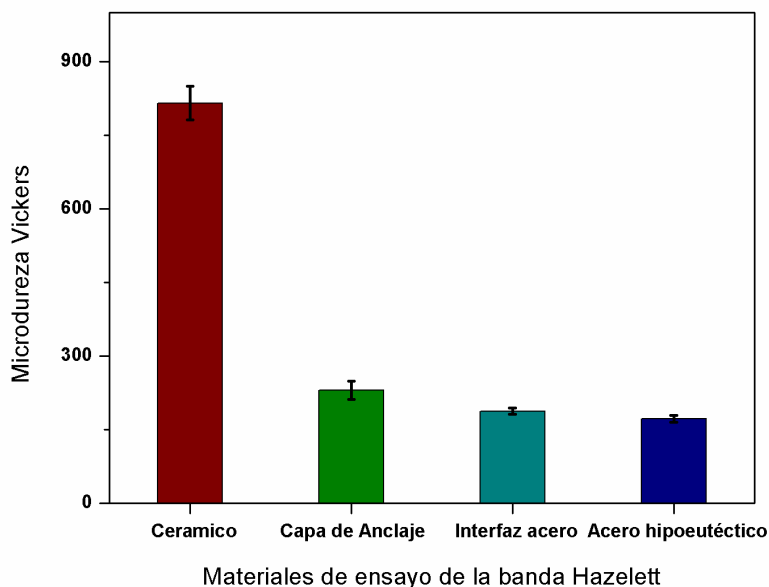


Figura 7.40: Representaciones gráficas de la microdureza promedio y la desviación típica sobre el recubrimiento cerámico de titanio-alúmina, de la capa de anclaje, de la interfaz deformada plásticamente de acero al carbono y del acero hipoeutético de la banda de colada continua Hazelett.

Como se observa en la gráfica de la Figura 7.40 la mayor desviación típica observada corresponde al recubrimiento cerámico, esto se debe a la alta fragilidad y reducida plasticidad del material cerámico del recubrimiento, aunque cabe comentar que si se hubiesen realizado indentaciones en fases donde estuviese presente solamente la titanio o la alúmina, o por otro lado, sobre las partículas de alúmina parcialmente fundida la dispersión de los valores en la microdureza hubiese sido mucho mayor. Por otro lado la microdureza de la aleación utilizada como capa de anclaje presenta una microdureza en promedio del orden de 3 a 4 veces inferior a la cerámica. Finalmente si se observa la interfaz del acero se denota que la microdureza es ligeramente superior a el acero hipoeutético, debido a que las zonas de la interfaz fuertemente plastificadas presentan un endurecimiento por un lado y unas tensiones residuales de compresión que aumentan ligeramente las prestaciones del material.

En la Tabla 7.24 se comparan los valores de un ensayo de microdureza obtenidos en otro estudio [R. Venkataraman] sobre un recubrimiento cerámico (con un porcentaje de titania del 13% y uno de alúmina del 87%, considerando que la carga aplicada sobre este recubrimiento ha sido la misma (50 gramos) y el tiempo de permanencia de la carga sobre el recubrimiento ha sido también ha sido igualmente el mismo (15 segundos). En esta Tabla queda resaltado que cuanto mayor es el contenido en alúmina en el recubrimiento, mayor es la dureza que cabe esperar y en consecuencia menor es su tenacidad, dado que la alúmina es mucho más dura y frágil que la titania.

Tabla 7.24: Representación comparativa de los valores de microdureza obtenidos en este trabajo para el recubrimiento y en otro estudio con un recubrimiento con mayor porcentaje de alúmina, considerando las mismas condiciones de carga y tiempo de aplicación de la misma.

Composición del recubrimiento	Carga aplicada [N]	Tiempo de aplicación de la carga [s]	Microdureza Vickers
<i>(Presente estudio)</i> [79-64 % TiO ₂ – 21-36 % Al ₂ O ₃]	0,49	15	816
<i>(Artículo de referencia)</i> [13 % TiO ₂ – 87 % Al ₂ O ₃]	0,49	15	1300

Finalmente se realizó la caracterización mecánica a través de los ensayos de tracción del acero utilizado como sustrato en la banda de colada continua Hazelett con objeto de determinar las propiedades mecánicas del mismo, eso es, conocer el módulo elástico (E), el límite elástico (Sy) y el límite de rotura último (Sut), considerando las tres direcciones de extracción de las probetas para los ensayos de tracción, la dirección paralela a la laminación, la dirección perpendicular a esta última y una dirección a 45° de la dirección paralela de la laminación. Con este estudio además de determinar las propiedades mecánicas del acero, se pretende determinar el grado de anisotropía del material, es decir, se pretende averiguar si el material se comporta de igual manera en estas tres direcciones del estudio y en el caso de que no sea así se desea determina cuán desigualmente se comporta éste. Con objeto de proporciona un mayor grado de significancia a los valores de este estudio se han realizado 6 medidas en cada una de las tres direcciones antes mencionadas. Tal y como previamente se mencionó, estos ensayos de tracción han sido llevados a cabo conforme dicta la norma UNE-EN ISO 6892-1. Así pues los resultados obtenidos para estos ensayos se revelan en la Tabla 7.25, 7.26 y 7.27 donde se muestran el conjunto de parámetros obtenidos en los ensayos de tracción. Por

otro lado en las Figuras 7.41, 7.42 y 7.43 se representan los diagramas de tracción-deformación, para cada una de las direcciones en las que se han realizado los ensayos.

Tabla 7.25: Representación de los parámetros característicos mediante los ensayos de tracción considerando la *dirección de laminación*.

Muestra	Carga en la Carga Máxima [KN]	Desplaz. en Carga Máxima [mm]	Tensión en la Carga Máxima (S_{ut}) [MPa]	% de deformación en Carga Máxima	Tensión en el límite elástico (S_y) [MPa]	Desplaz. en el límite elástico [mm]	Módulo (E) [MPa]
1	7,1665	7,2481	409,5157	14,4963	246,2863	0,0759	162145,6684
2	7,0215	7,2179	401,2275	14,4358	240,2272	0,0777	154538,6533
3	7,0268	7,3972	401,5318	14,7945	229,6424	0,0772	148701,2950
4	7,0859	7,2296	404,9107	14,4592	243,6791	0,0866	140669,6044
5	7,2323	5,9530	413,2767	11,9060	252,4239	0,0813	155280,4437
6	7,3796	5,8859	421,6902	11,7719	329,6501	0,1087	151616,2461

Tabla 7.26: Representación de los parámetros característicos mediante los ensayos de tracción considerando una *dirección a 45° de la dirección de laminación*.

Muestra	Carga en la Carga Máxima [KN]	Desplaz. en Carga Máxima [mm]	Tensión en la Carga Máxima (S_{ut}) [MPa]	% de deformación en Carga Máxima	Tensión en el límite elástico (S_y) [MPa]	Desplaz. en el límite elástico [mm]	Módulo (E) [MPa]
1	6,6914	6,6871	382,3664	13,3741	258,4770	0,0818	158016,4754
2	6,9316	6,6919	396,0938	13,3838	251,6562	0,0726	173211,9844
3	6,7718	5,7180	386,9628	11,4361	253,9483	0,0838	151484,2859
4	7,0442	6,4336	402,5235	12,8671	265,6199	0,0772	171997,9887
5	7,0780	6,7892	404,4556	13,5783	263,8410	0,0711	185489,9818
6	6,6914	6,6871	382,3664	13,3741	258,4770	0,0818	158016,4754

Tabla 7.27: Representación de los parámetros característicos mediante los ensayos de tracción considerando una *dirección perpendicular a la laminación*.

Muestra	Carga en la Carga Máxima [KN]	Desplaz. en Carga Máxima [mm]	Tensión en la Carga Máxima (S_{ut}) [MPa]	% de deformación en Carga Máxima	Tensión en el límite elástico (S_y) [MPa]	Desplaz. en el límite elástico [mm]	Módulo (E) [MPa]
1	7,1301	5,6441	407,4317	11,2883	261,2504	0,0724	180446,4931
2	7,3715	6,0813	421,2308	12,1625	273,0669	0,0726	187948,6901
3	6,4885	5,7180	370,7741	11,4361	252,4234	0,0838	154315,6737
4	7,3946	4,2799	422,5504	8,5598	273,2935	0,0739	184872,6209
5	7,3155	6,3208	418,0299	12,6416	263,9181	0,0785	168130,6825
6	7,0135	5,8369	400,7711	11,6738	252,5005	0,0673	187565,3449

Debido al volumen de datos obtenidos mediante estos ensayos con objeto de clarificar los resultados obtenidos para las tres direcciones se optó por representar el promedio y la desviación típica para cada uno de los parámetros mostrados en las Tablas anteriores. Así pues, a través de las Tablas 7.28, 7.29 y 7.30 se muestra una síntesis de los resultados obtenidos a través de los ensayos de tracción en las 3 direcciones del estudio.

Tabla 7.28: Representación de los parámetros característicos en promedio y la desviación típica de los ensayos de tracción considerando la *dirección de laminación*.

Muestra	Carga en la Carga Máxima [KN]	Desplaz. en Carga Máxima [mm]	Tensión en la Carga Máxima (S_{ut}) [MPa]	% de deformación en Carga Máxima	Tensión en el límite elástico (S_y) [MPa]	Desplaz. en el límite elástico [mm]	Módulo (E) [MPa]
<i>Promedio</i>	7,15	6,82	408,69	13,64	256,98	0,08	152159
<i>Desviación Típica</i>	0,138	0,702	7,899	1,405	36,389	0,012	7203

Tabla 7.29: Representación de los parámetros característicos en promedio y la desviación típica de los ensayos de tracción considerando una *dirección a 45° de la dirección de laminación*.

Muestra	Carga en la Carga Máxima [KN]	Desplaz. en Carga Máxima [mm]	Tensión en la Carga Máxima (S_{ut}) [MPa]	% de deformación en Carga Máxima	Tensión en el límite elástico (S_y) [MPa]	Desplaz. en el límite elástico [mm]	Módulo (E) [MPa]
<i>Promedio</i>	6,87	6,50	392,46	13,00	258,67	0,08	166370
<i>Desviación. Típica</i>	0,174	0,402	9,923	0,803	5,415	0,005	12690

Tabla 7.30: Representación de los parámetros característicos en promedio y la desviación típica de los ensayos de tracción considerando una *dirección perpendicular a la laminación*.

Muestra	Carga en la Carga Máxima [KN]	Desplaz. en Carga Máxima [mm]	Tensión en la Carga Máxima (S_{ut}) [MPa]	% de deformación en Carga Máxima	Tensión en el límite elástico (S_y) [MPa]	Desplaz. en el límite elástico [mm]	Módulo (E) [MPa]
<i>Promedio</i>	7,12	5,73	406,77	11,46	262,00	0,08	175881
<i>Desviación. Típica</i>	0,313	0,688	17,875	1,375	8,717	0,005	12734

De estos resultados se deduce que el módulo elástico aumenta ligeramente conforme cambiamos de la dirección de laminación, a una dirección perpendicular a la misma. En principio este incremento se atribuye al grado de recristalización de la banda de acero, pues si consideramos que en el proceso de manufactura de las bandas de acero se han visto involucrados sucesivas etapas de laminación y tratamientos térmicos que buscaban claramente la recristalización del acero deformado, cabe esperar que por este comportamiento mostrado, no exista un grado de recristalización completo, eso es, la microestructura del acero en todo su conjunto no presenta granos perfectamente equiaxiales, por lo que se espera que todavía queden un gran volumen de granos alargados en la dirección de laminación, que conducen a este comportamiento. Por otro lado si observamos el límite de rotura último, queda patente, que es ligeramente superior en la dirección de laminación, siendo inferior en la dirección perpendicular a la misma. En teoría este fenómeno también se atribuye al grado de recristalización alcanzado en la banda pues si consideramos la existencia de un volumen de granos alargados en la dirección de laminación, se puede pre-

ver que los mecanismos de deslizamiento entre planos cristalográficos van a ser más favorables que en el caso de las probetas extraídas en una dirección perpendicular a la dirección de laminación, provocando en este último caso una constricción ligeramente superior en esta dirección y provocando una rotura última más temprana.

Finalmente se han expuesto a través de las Figuras 7.41, 7.42 y 7.43, los diagramas de Tensión-Deformación para las tres situaciones estudiadas.

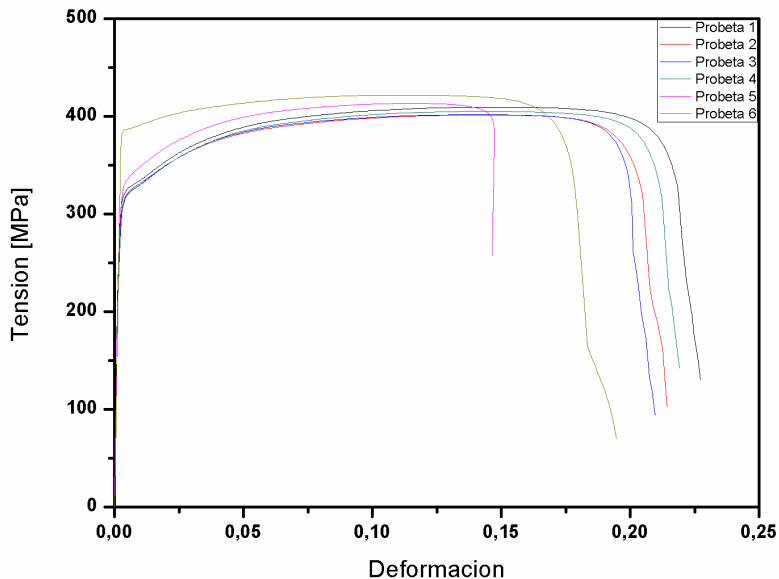


Figura 7.41: Representaciones gráficas del diagrama de Tensión-Deformación para las 6 probetas que han sido ensayadas en la dirección de laminación.

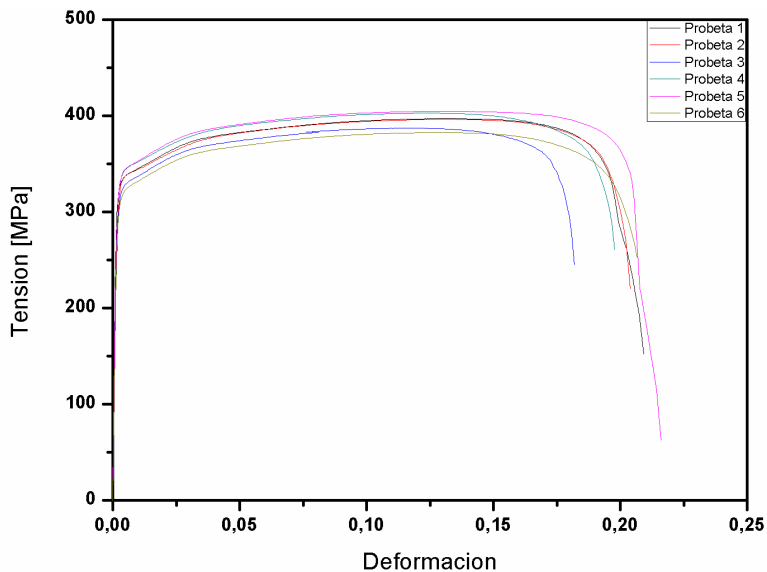


Figura 7.42: Representaciones gráficas del diagrama de Tensión-Deformación para las 6 probetas ensayadas a 45° respecto a la dirección de laminación.

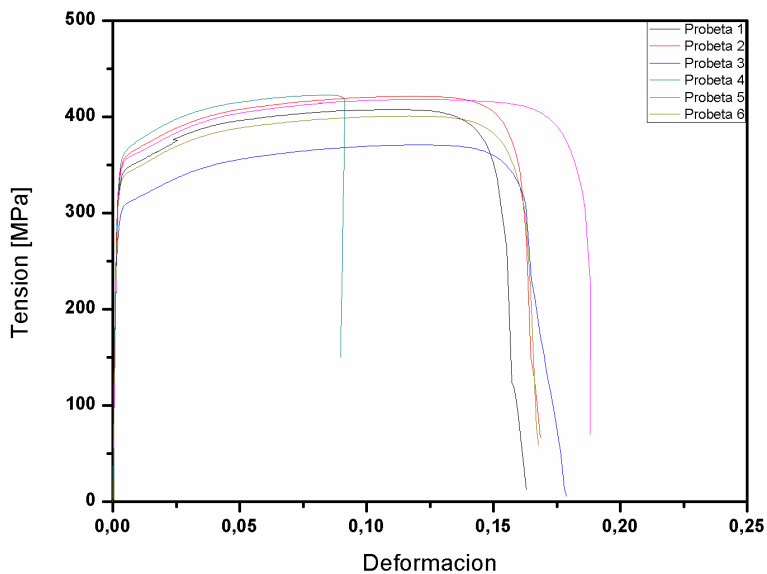


Figura 7.43: Representaciones gráficas del diagrama de Tensión-Deformación para las 6 probetas ensayadas perpendiculares a la dirección de laminación.

8. Conclusiones

.

8. Conclusiones

Del estudio de caracterización química, mecánica y microestructural realizado sobre las bandas cerámico-metálicas utilizadas en el proceso de colada continua Hazelett se deducen las conclusiones que a continuación se denotan:

- Los elementos principales en el recubrimiento cerámico de las bandas son Titanio, Aluminio y Oxígeno, siendo porcentualmente superior el contenido de Titanio en base al análisis realizado a través de la espectrometría de energías dispersivas.
- Se ha hallado una proporción de Titania (TiO_2) mayor que de Alúmina (Al_2O_3), encontrándose entre el 79,09 – 63,42% la Titania y entre el 36,58 – 20,91% la Alúmina de acuerdo a las relaciones estequiométricas entre Titanio y Oxígeno por un lado, y Aluminio y Oxígeno por otro.
- La composición de la capa de anclaje entre el acero y el recubrimiento cerámico es aproximadamente de entre el 90 – 95% de Níquel, mientras que la del Aluminio se sitúa entre el 10 – 5%.
- El bajo contenido de Carbono hallado en el acero de la banda (0,0483%) indica que se trata de un acero al bajo Carbono (hipoeutectoide).
- Existen trazas de otros elementos aleantes en el acero, detectados a través de las espectrometrías de energías dispersivas.
- Las impurezas halladas entre la capa de anclaje y el acero, presentaron un porcentaje elevado de Aluminio, del orden del 93 %, siendo probable que estos restos pertenezcan a materiales utilizados en los procesos de shot peening o granallado aplicados sobre las bandas de acero con objeto de conferirles una mayor rugosidad.
- La ligera difusión entre la Alúmina y la Titania detectada mediante los barridos lineales realizados entre las dos fases principales del recubrimiento conduce a una buena cohesión entre estas fases cerámicas.
- Existe una ligera difusión del Hierro en el Níquel y viceversa dando lugar en las interfaces de los metales a soluciones sólidas sustitucionales, debido al radio atómico de ambos elementos.
- La adhesión entre la capa de anclaje y el acero se debe principalmente a la rugosidad superficial que presenta el acero, aunque sí existe una ligera difusión entre el acero y la aleación 90 – 95% Níquel – 10 – 5% Aluminio.
- El mapeado revela que las fases en las que está presente el Aluminio como elemento son más ricas en Oxígeno que las fases en las que está presente el Titanio.

- El tamaño promedio de grano determinado para el acero ha sido de $31,5175 \mu\text{m}^2$, siendo este un tamaño de grano fino.
- En la microestructura del acero se observan principalmente granos ferríticos, aunque también son visibles unos precipitados transgranulares, que en base a la reducida presencia de elementos aleantes y al bajo contenido en carbono de este acero apuntan a perlita incipiente.
- La microestructura del recubrimiento presenta un carácter bifásico en forma de lamelas, entre la Titania (fase clara) y la Alúmina (fase oscura), estando presente en mayor proporción la Titania.
- Los defectos que se observan en la microestructura del recubrimiento son, poros, grietas, partículas sin fundir o parcialmente fundidas, descuelgues (entre la capa de anclaje y el recubrimiento cerámico), des-escamaciones (pérdida de “splats”) y de-laminaciones (pérdida de capas de pequeño espesor).
- El parámetro rugosidad no ha proporcionado información cuantitativa para determinar el grado de desgaste de la banda, no obstante si ha proporcionado información cualitativa de la irregularidad superficial del recubrimiento.
- El parámetro rugosidad no ha indicado un desgaste preferencial atribuible a unas condiciones operacionales concretas del equipo Hazelett en la superficie del recubrimiento cerámico.
- El parámetro rugosidad presenta muchos inconvenientes si se pretende utilizar como parámetro de caracterización del grado de desgaste, como por ejemplo la complejidad del equipo implantado para tomar medidas en continuo (debido a las exigencias productivas), el desgaste de la punta-puntas de contacto o la necesidad de calibrar inicialmente el equipo cada vez que se efectúe un cambio de bandas.
- El espesor del recubrimiento medido no ha apuntado a un desgaste preferencial en las bandas asociado a las condiciones operacionales del equipo Hazelett.
- El recubrimiento cerámico presenta un alta anisotropía debido al elevado grado de defectos internos, como poros, grietas, partículas parcialmente o sin fundir y heterogeneidades en la distribución de las dos fases cerámicas, es por ello que estos defectos internos conducen a un desgaste de carácter aleatorio.
- La microdureza obtenida para el recubrimiento cerámico ha sido del orden de 815 Vickers, mostrando esta medida de microdureza la mayor dispersión, comparando con el acero y la capa de anclaje.

- Al aumentar el contenido de Alúmina en el compuesto cerámico aumenta la dureza del recubrimiento.
- Las propiedades mecánicas del acero estudiadas, límite elástico (aproximadamente 260 MPa), el límite de rotura último (aproximadamente 400 MPa) y el módulo elástico (aproximadamente 165 GPa), indican que este acero posee una alta tenacidad.
- El comportamiento mecánico en las tres direcciones estudiadas se ha revelado ligeramente distinto, mostrando un mayor límite de rotura último y un menor límite elástico para la dirección de laminación y un menor límite de rotura último y mayor límite elástico para la dirección perpendicular a ésta. Esta sutil anisotropía puede ser atribuida al grado de recristalización del acero de la banda Hazelett.

9. Investigaciones Futuras



9. Investigaciones Futuras

A la vista de las conclusiones se pueden ofrecer nuevas vías para continuar profundizando en la caracterización química, mecánica y microestructural de las bandas de colada continua Hazelett y en técnicas que puedan ser utilizadas para cuantificar el desgaste del espesor del recubrimiento cerámico, de acuerdo a las siguientes líneas:

- Sería interesante realizar un análisis composicional (mediante espectrometría de energías dispersivas) de las dos cerámicas halladas en el recubrimiento más exhaustivo, eso es, aumentar el número de áreas de barrido en el recubrimiento (incrementar la muestra) con objeto de obtener unos resultados más significativos de los dos polvos que componen el recubrimiento cerámico.
- Otra vía de continuidad podría evaluar la evolución de la microestructura del aluminio colado en función del desgaste de la banda, suponiendo que ha sido colada la misma serie de aleación durante toda la vida útil de la banda.
- Sería conveniente realizar un análisis de imagen sobre el recubrimiento cerámico con objeto de contrastar la composición a través de ésta técnica (analizando las fases presentes) y mediante la técnica de espectrometría de energías dispersivas. Además también convendría cuantificar defectos como porosidad, partículas parcialmente o sin fundir, con objeto de obtener más información sobre las condiciones operacionales de la deposición por proyección térmica.
- Convendría caracterizar la tenacidad a la fractura del recubrimiento K_{IC} , con objeto de disponer de un parámetro que apunta a las prestaciones mecánicas del recubrimiento cerámico, puesto que este parámetro podría utilizarse como patrón de referencia.
- Es necesario abordar nuevos ensayos mediante técnicas de medición de espesor del recubrimiento no invasivas (de no contacto) como por ejemplo el aprovechamiento de las corrientes parásitas (corrientes de Foucault), dado que éstas han sido utilizadas en otros estudios para determinar espesores en materiales metálicos recubiertos susceptibles a la inducción de estas corrientes.

10. Bibliografía

.

10. Bibliografía

ASM Handbook Volum 8- Mechanical Testing and Evaluation, 2000, pp. 469 – 470.

B. Normand, V. Fervel, C. Codet, V. Nikitine, Tribological Properties of Plasma Sprayed Alumina-Titania Coatings: Role and Control of the Microstructure, Surface and Coatings Technology, 2000, Volume 123, pp. 278 – 287.

Hanbook of Aluminium Volum 1- Physical Metallurgy and Process, Edited by George E. Totten, D. Scott Mackenzie, 2003, pp. 33 – 39, pp. 591 – 610.

Handbook of Thermal Spray Technology, Edited by J.R Davis (Davis and Associates), 2004, pp.47 – 49, pp. 51 – 54, pp. 58 – 59, pp. 103 – 104.

R. S. Lima, A. Kucuk, C. C. Berndt, Evaluation of Microhardness of Thermal Sprayed Nanostructured Zirconia Coatings, Surface and Coatings Technology, 2001, Volume 135, pp. 166 – 172.

R, Venkataraman, R. Krishnamurthy, Evaluation of Fracture Toughness of as Plasma Sprayed Alumina – 13% wt.Titania Coatings by Microindentation Techniques, Journal of the European Ceramic Society, 2006, pp. 3075 – 3081.

R. Yilmaz, A. O. Kurt, A. Demir, Z. Tatli, Effects of TiO₂ on the Mechanical Properties of the Al₂O₃ – TiO₂ Plasma Sprayed Coating, Journal of The European Ceramic Society, 2007, Volume 27, pp. 1319 – 1323.

S. Deshpande, A. Kulkarni, S. Sampath, H. Herman, Applicaton of Image Analysis for Charcterisation of Porosity in Thermal Spray Coatings and Correlation with Small angle Neutron Scattering, Surface and Coatings Technology, 2004, Volume 187, pp. 6 – 16.

Talat Lectures 3120, Continuous Casting of Aluminium, Prepared by Dr.-Ing. Catrin Kammer, 1999.