

TRATER

JUNIO 2014 • Nº 41

press

REVISTA DEL TRATAMIENTO TÉRMICO

www.pedeca.es



**PORQUE
LA DIFERENCIA
SE MARCA
DESDE EL PRINCIPIO**

EL KNOW HOW UNIDO AL CUIDADO DE LAS PRIMERAS FASES DE FABRICACION MARCAN LA CALIDAD, FIABILIDAD Y DURABILIDAD FINAL DEL PRODUCTO.

MEDIANTE HORNO DESARROLLADOS, INSTALADOS Y MANTENIDOS POR ARROLA SE FABRICAN COMPONENTES PARA LA MAS ALTA COMPETICION.



ARROLA®

SERVICIO INTEGRAL
PARA INSTALACIONES
DE TRATAMIENTO TERMICO

SERVICIO INTEGRAL PARA INSTALACIONES DE TRATAMIENTO TERMICO Y GALVANIZADO EN CALIENTE

DISEÑO Y FABRICACION DE INSTALACIONES - ASISTENCIA TECNICA
METROLOGIA Y CALIBRACION - CONTROL DE ATMOSFERA
SISTEMAS INFORMATICOS PARA CONTROL Y REGISTRO DE DATOS



Estudio del tratamiento térmico de difusión de recubrimientos de aluminio sobre aceros ferríticos

Por Marcos Gutiérrez del Olmo¹, Vanessa González Martín¹ y Alina Agüero Bruna¹

¹ Instituto Nacional de Técnica Aeroespacial Esteban Terradas

RESUMEN

La resistencia a la oxidación y corrosión de los intermetálicos ordenados de aluminio, es extensamente conocida por su habilidad para formar películas compactas de bajo espesor de óxido de aluminio adherente, que protegen al material base. Una de las técnicas más versátiles y fáciles para obtener este tipo de recubrimientos es mediante la aplicación de "slurries". Los recubrimientos "slurry" de Aluminio se basan en una suspensión de polvo metálico de este metal en un aglutinante y requieren un tratamiento térmico posterior para provocar los procesos de reacción e interdifusión con el sustrato, formando un intermetálico hierro-aluminio. Se ha demostrado que al exponerlos en atmósfera de vapor son capaces de proteger al sustrato hasta por lo menos 50.000 horas a 650 °C.

La calidad final del recubrimiento viene determinada principalmente por el espesor de la capa formada tras el tratamiento térmico de difusión y la concentración de aluminio en la misma. La fragilidad de los intermetálicos formados durante el tratamiento, así como la diferencia de coeficientes de expansión térmica entre el recubrimiento y el sustrato, provocan la aparición de grietas en el recubrimiento, exponiendo al sustrato a la atmósfera provocando oxidaciones locales y posterior desprendimiento del mismo. No obstante, en los ensayos realizados en laboratorio, se ha observado que este tipo de recubrimientos presenta la capacidad de autoprotgerse, a pesar de la aparición de grietas evitando estos problemas.

La temperatura, el tiempo y la atmósfera son pará-

metros clave en cualquier proceso de difusión y reacción. En este trabajo se estudia el mecanismo de formación de los recubrimientos de aluminio, analizando la influencia de estas variables durante el tratamiento térmico de difusión, con el objetivo de optimizar la calidad del recubrimiento y evitar la formación de grietas en el mismo. Para ello se analiza la microestructura final del recubrimiento mediante FESEM-EDX.

Palabras Claves: Intermetálicos, aluminuro, slurry, ferrítico, tratamiento térmico.

1. INTRODUCCIÓN

Las aleaciones intermetálicas ordenadas constituyen una clase única de materiales metálicos, ya que forman estructuras cristalinas con largos rangos de ordenación, por debajo de sus temperaturas críticas. Las estructuras y propiedades de los intermetálicos ordenados fueron estudiadas extensivamente en la década de los 50 y 60 del siglo XX; como resultado de estos esfuerzos muchas de sus propiedades fueron identificadas y caracterizadas. Los intermetálicos de aluminio y silicio son normalmente resistentes a la oxidación y corrosión, gracias a su habilidad para formar películas compactas de óxido adherente que protegen la base del metal. La restringida movilidad atómica generalmente lleva a procesos de difusión más lentos y una mejor resistencia a la fluencia en redes ordenadas.

Los intermetálicos FeAl han acaparado mucho la atención desde 1930, cuando se descubrió su exce-

lente resistencia a la corrosión, sobre todo en composiciones de más del 18% atómico de aluminio [1,2]. Con el aumento de la temperatura por encima de los 600 °C, la resistencia mecánica de los intermetálicos FeAl disminuye drásticamente, mientras que el módulo de elasticidad aumenta [3,4]. Teniendo en cuenta su baja ductilidad a temperatura ambiente, la disminución de su resistencia por encima de los 600 °C es un factor que ha limitado el uso de estos materiales para aplicaciones estructurales a esas temperaturas, donde su excelente resistencia a la corrosión le daría un valor añadido sobre otros materiales. Se han continuado realizando esfuerzos en muchas partes del mundo para desarrollar intermetálicos FeAl con mejores propiedades a alta temperatura como resistencia a la tensión, fluencia y fatiga [5,6], pero los compuestos intermetálicos son muy frágiles, debido al hecho de que poseen vectores de Burgers grandes y un número muy bajo de sistemas de deslizamiento. Debido a esto no suelen utilizarse como materiales estructurales a elevada temperatura y en ambientes agresivos. Sin embargo, debido a su buen comportamiento frente a la corrosión y oxidación a elevada temperatura, pueden utilizarse como recubrimiento de materiales que presenten mejores propiedades mecánicas.

En 1993 Martin Sundqvist y Sture Hogmark [7] publicaron un artículo en el que ponían de manifiesto el ataque de aluminio fundido sobre la superficie de máquinas herramienta. Las partículas de aluminio fundidas (~100 micras) solidificaban en la superficie de la herramienta y al eliminarlas se detectaba la evidencia del ataque al sustrato. Este ataque no era más que la reacción de difusión entre el aluminio y el sustrato ferrítico de la herramienta. Se ha simulado este ataque en el laboratorio (figura 1). Lo que para Martin era un fallo a su molde ahora surge como una oportunidad.

Hay muchas formas de generar estos recubrimientos mediante un aluminizado superficial, pero la forma más económica y versátil de conseguirlo es

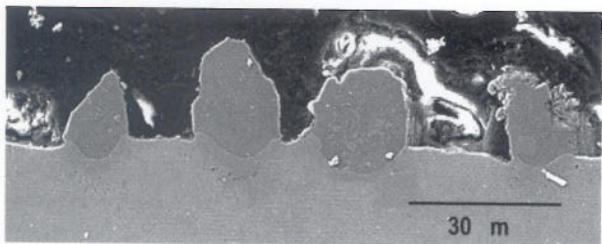


Figura 1. Reproducción en laboratorio de los conos formados por el ataque del aluminio sobre la superficie de la máquina herramienta. En la sección del cono se ven diferentes fases.

mediante un slurry. Un slurry es una suspensión de polvo metálico en un aglutinante. Al igual que cualquier suspensión pueden aplicarse mediante procedimientos ya optimizados y utilizarse a nivel industrial. En algunas ocasiones se emplean como pinturas, que tras un proceso de secado y curado forman una película homogénea que aísla al material base del medio, proporcionándole propiedades anticorrosivas o de mejora frente al desgaste a temperatura ambiente; actualmente es una de las alternativas a la sustitución del cadmiado en algunas aplicaciones [8]. En otras ocasiones, y sobre la que trata este artículo, la realización de un tratamiento térmico posterior al curado provoca la difusión y reacción de los elementos del slurry con los elementos del sustrato formando intermetálicos, sin variar las propiedades mecánicas del material recubierto [9].

En el caso de slurries cuya carga metálica es aluminio depositado sobre aceros ferríticos y tras someterlos a un tratamiento térmico de difusión, se forma una zona compuesta por intermetálicos de hierro-aluminio (Fe_xAl_y) e intermetálicos de aluminio-cromo (Al_xCr_y), embebidos en una disolución sólida de hierro-aluminio. Esta capa presenta muy buenas propiedades frente a la oxidación y corrosión a alta temperatura, de hecho se ha demostrado que al exponerlos en atmósfera de vapor son capaces de proteger al sustrato hasta al menos 50.000 horas a 650 °C [10].

El mecanismo de protección de estos recubrimientos se basa en la formación de una capa muy fina de óxido protector de aluminio, que es muy adherente y estable. Además, según se va destruyendo esta capa, el material expuesto al ambiente corrosivo, al ser rico en aluminio, la regenera rápidamente. La calidad final del recubrimiento viene determinada principalmente, por el espesor de la capa formada tras el tratamiento térmico de difusión y la concentración de aluminio en la misma. La fragilidad de los intermetálicos formados durante el tratamiento, así como la diferencia de coeficientes de expansión térmica entre el recubrimiento y el sustrato, provocan la aparición de grietas en el recubrimiento exponiendo el sustrato a la atmósfera de trabajo, lo que podría ocasionar oxidación local y posteriormente el desprendimiento del mismo. No obstante, en los ensayos realizados en laboratorio, se ha observado que este tipo de recubrimientos presenta la capacidad de autoprotgerse a pesar de la aparición de grietas, evitando estos problemas. La

temperatura, el tiempo y los especies químicas utilizadas son parámetros clave en cualquier proceso de difusión y reacción, pero aquí además hay que tener en cuenta la atmósfera en la que se realiza el tratamiento y la microestructura del acero ferrítico.

El aluminio funde a la temperatura de 660.452 °C [11] y el hierro a 1.538 °C [11]. Si se parte de una concentración determinada de hierro y aluminio en estado líquido y se enfría la mezcla, se pueden formar en condiciones controladas, intermetálicos, disoluciones sólidas o mezcla de ambos. Pero ¿qué ocurre si la temperatura de la mezcla no supera, por ejemplo, los 700 °C? En principio habría aluminio líquido sobre la superficie sólida del acero ferrítico y, debido a la difusión y a la reacción química entre los dos metales, pueden formarse soluciones sólidas y/o nuevos compuestos intermetálicos.

En este trabajo se estudia la influencia del tiempo y de la temperatura durante el tratamiento térmico de difusión, con el objetivo de optimizar la calidad del recubrimiento y evitar la formación de grietas en el mismo.

2. PARTE EXPERIMENTAL

Materiales

En el presente trabajo se utilizó el acero ferrítico/martensítico P92, con la composición química (% masa) mostrada en la tabla 1.

P 92	C	Cr	Mo	W	Mn	Ni	Si	S	N
%wt	0,106	8,96	0,47	1,84	0,45	0,06	0,04	0,001	0,05

Tabla 1. Composición del acero ferrítico P92.

Las muestras se cortaron mediante el proceso de electroerosión sin tenerse en cuenta la direccionalidad de los granos. Se prepararon muestras de 20 x 10 x 3 mm para realizar las pruebas.

Preparación de la superficie

Las muestras se lijaron en una lijadora LECO VARI/POL VP-50, con un papel P180 de carburo de silicio. Una vez eliminado el óxido de la superficie, se introdujeron en un vaso de precipitados con etanol en el interior de un baño de ultrasonidos, para eliminar grasa y cualquier partícula residual adherida a la superficie.

Aplicación del slurry

La deposición del aluminio sobre el material se realizó mediante un slurry, compuesto por polvo de aluminio de 5 micras de diámetro con una pureza del 99.90% en peso (BendaLutz/2111387-3), en una disolución acuosa de ácido fosfórico y ácido crómico. Se utilizó una pistola aerográfica para depositarlo sobre las probetas ya preparadas superficialmente y desengrasadas.

Posteriormente se procedió al secado durante 15 minutos a 80 °C y al curado del slurry durante 30 minutos a 350 °C, con el objetivo de crear una película sólida sobre la muestra. Para ello se utilizó una estufa (CCI PT-100).

Tratamientos térmicos

Para la realización de los tratamiento térmicos se utilizó un horno tubular de la marca Carbolite. En todos los casos de estudio se utilizó una atmósfera inerte de argón. Las muestras se dejaron enfriar en el horno hasta temperatura ambiente.

Los recubrimientos de difusión de aluminio sobre aceros ferríticos-martensíticos se generan mediante un tratamiento térmico en atmósfera de gas inerte a 700 °C, durante al menos diez horas, para formar intermetálicos.

En este trabajo se han realizado a varias temperaturas, a saber, 630 °C, 650 °C, 700 °C y 1.050 °C.

Del mismo modo se han realizado tratamientos térmicos en atmósfera de gas inerte a 700°C, sobre diferentes muestras durante intervalos de 5, 10, 60 y 600 minutos.

3. RESULTADOS Y ANÁLISIS DE RESULTADOS

Formación del recubrimiento en función de la temperatura

Es bien conocido, que los aceros ferríticos de alto contenido en cromo, tienen en su superficie una película de óxidos de cromo y óxidos de hierro de varias micras de espesor. Para que el aluminio pueda difundir, es necesario eliminar esa película que impide la reacción y la interdifusión de los átomos del recubrimiento con los átomos del sustrato.

En muchas ocasiones, después de realizar el tratamiento térmico de difusión sobre muestras de acero ferrítico y austenítico, se obtiene una gran discontinuidad en el recubrimiento, detectándose

zonas donde no existe recubrimiento. Este fenómeno se asocia a la limpieza inadecuada antes de recubrir las muestras, lo cual explica lo que ocurría en el artículo de Martin Sundqvist y Sture Hogmark [7] (figura 1).

El recubrimiento inicial del slurry sin tratamiento térmico era, aproximadamente, de unas 100 micras de espesor. Posteriormente se procedió al secado y al curado del slurry, con el objetivo de crear una película sólida sobre la muestra. Una vez secado y curado se pueden observar las partículas de Al en el recubrimiento, como se ve en la figura 2.

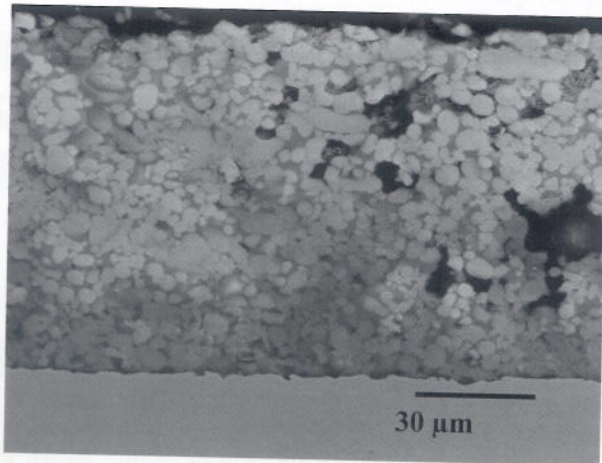


Figura 2. Slurry de aluminio depositado sobre la muestra antes de realizar el tratamiento térmico de difusión.

Para ver cómo influye la temperatura en la formación del recubrimiento, se sometieron las muestras a varios tratamientos térmicos durante diez horas, variando únicamente la temperatura de los mismos, manteniendo en todos los casos la atmósfera inerte de argón. Las muestras se dejaron enfriar en el horno hasta temperatura ambiente.

Se realizaron experimentos a temperaturas menores que el punto de fusión del aluminio $-660,452\text{ }^{\circ}\text{C}$ [11]– con el objetivo de determinar la reacción sólido-sólido con el sustrato. La primera prueba se realizó a $630\text{ }^{\circ}\text{C}$ y la segunda a $650\text{ }^{\circ}\text{C}$. En la figura 3a se puede ver cómo el recubrimiento formado no es uniforme con un espesor máximo de $5\text{ }\mu\text{m}$. En la figura 3b se puede ver cómo el espesor del recubrimiento aumenta con la temperatura, alcanzando un espesor máximo de 25-30 micras, y comienzan a aparecer grietas en el recubrimiento, que no avanzan hacia el interior del sustrato, marcadas con una flecha en la imagen 3b). En la parte superior de la zona de difusión puede verse parte del slurry que no ha difundido.

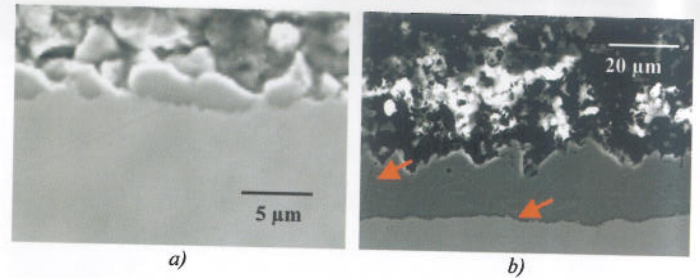


Figura 3. a) Recubrimiento generado después de 10 h a $630\text{ }^{\circ}\text{C}$ en atmósfera de gas inerte. b) Recubrimiento generado después de 10 h a $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ en atmósfera de gas inerte.

Al realizar el tratamiento de referencia, diez horas a $700\text{ }^{\circ}\text{C}$, puede verse en la figura 4 cómo el recubrimiento aumenta de espesor respecto a temperaturas menores, acentuándose la aparición de grietas y la porosidad, no sólo en la zona superior del intermetálico, sino también en la intercara con el sustrato. Además puede apreciarse cómo aparecen tres zonas diferenciadas, a saber, el sustrato, el recubrimiento y una intercara entre ambos. Además en el recubrimiento se distingue lo que parecen precipitados de un color más claro.

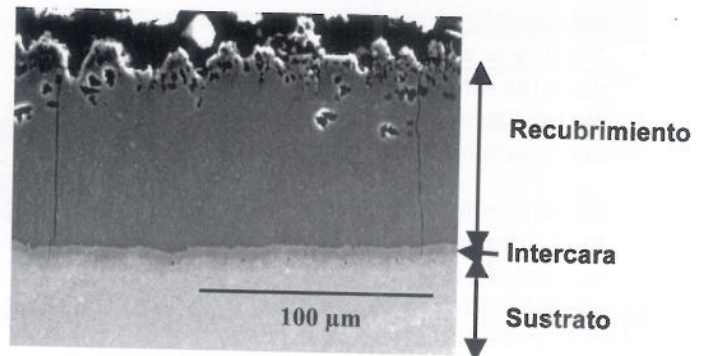


Figura 4. Recubrimiento generado después del tratamiento térmico de difusión de 10 h a $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ en atmósfera de gas inerte.

Con el objetivo de determinar la reacción sólido-líquido con el sustrato se realizaron tratamientos a temperaturas mayores. Si se aumenta aún más la temperatura, hasta los $1.050\text{ }^{\circ}\text{C}$, se ve en la figura 5, cómo el espesor aumenta notablemente y cambia la microestructura obtenida, apreciándose límites de grano en el recubrimiento y precipitados con forma de aguja, marcadas con flechas en la figura 5. Además desaparece la intercara que se veía en el recubrimiento de $700\text{ }^{\circ}\text{C}$, pero aparece una nueva capa cerca de la superficie con un tamaño de grano menor. La porosidad en la intercara desaparece ya que con la temperatura también aumenta la difusión de los huecos y sólo se aprecia sobre la superficie del recubrimiento.

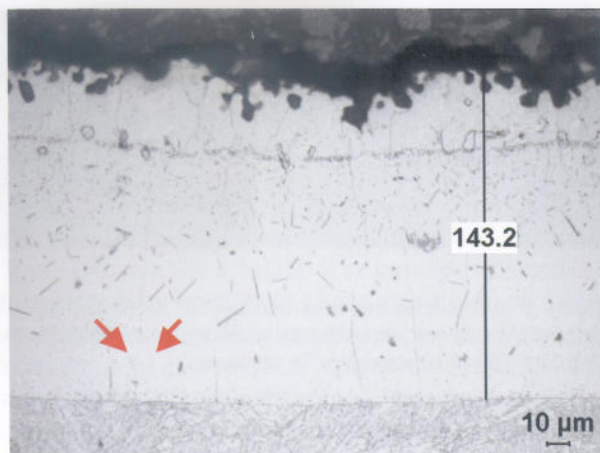


Figura 5. Recubrimiento generado después del tratamiento térmico de difusión de 10 h a 1.050 °C en atmósfera de gas inerte.

Formación del recubrimiento en función del tiempo

Como ya se ha visto (figura 4), la temperatura de 700 °C es suficiente para formar el intermetálico y generar el recubrimiento. Para ver cómo influye el tiempo en la formación del recubrimiento, las muestras se sometieron a varios tratamientos térmicos, manteniendo la temperatura constante a 700 °C y la atmósfera de gas inerte, pero durante distintos intervalos de tiempo (5, 30, 60 y 600 minutos). Las muestras se dejaron enfriar en el horno hasta temperatura ambiente.

Como puede verse en la figura 6, conforme aumenta la duración del tratamiento térmico, también aumenta el espesor del recubrimiento. Si bien entre la muestra de 5 minutos y 10 minutos de tratamiento la diferencia de espesor es casi del doble, entre las muestras de 60 y 600 minutos no ocurre lo mismo. Esto es debido a que el aluminio es el elemento limitante, ya que una vez que se consume el contenido en la capa inicial depositada, se detiene aparentemente la formación del recubrimiento, ya que los recubrimientos realizados por difusión son recubrimientos vivos que varían con el tiempo

al someterlos a temperaturas próximas a las de tratamiento. Como se puede ver en la figura 7, en la muestra de 600 minutos de tratamiento aparece una intercara en el recubrimiento que no existe en la de 60 minutos. Eso se debe a que el recubrimiento reacciona con el sustrato formando una nueva fase. Se observa que incrementando el tiempo del tratamiento aumenta el espesor del recubrimiento y aumenta la porosidad cerca del sustrato y en la superficie del recubrimiento. Gracias a los resultados obtenidos mediante EDS se observa un aumento de contenido de Fe en el recubrimiento, hasta una zona donde aparecen multitud de precipitados de Cr, quizás éste sea el lugar donde estaba la superficie original del sustrato.

Los recubrimientos de aluminuro se han generado aplicando un slurry, seguido de un tratamiento térmico. Se ha comprobado mediante microscopía electrónica y DRX que en aceros ferríticos la deposición del slurry de aluminio seguida de un tratamiento térmico de 10 h a 700 °C, genera un recubrimiento complejo de aluminio (figura 7) compuesto por varias fases intermetálicas incluyendo $FeAl_3$, Fe_2Al_5 y $FeAl$. Por debajo del recubrimiento aparecen precipitados aciculares de AlN en el sustrato, si éste tiene suficiente N (≥ 0.01 wt. %) [12,13]. Se aprecian grietas a lo largo del recubrimiento, debido probablemente a la fragilidad de la fase Fe_2Al_5 y a la diferencia entre los coeficientes de expansión térmica entre las diferentes fases.

Estudio del mecanismo de formación

Los mecanismos de formación del recubrimiento implican desde la fusión del aluminio, seguida de un complejo proceso de disolución del acero en el aluminio fundido, hasta la interdifusión sólido-líquido, formación de intermetálicos y difusión sólido-sólido en la intercara entre el sustrato y el recubrimiento, favorecida esta última por los límites de grano. Con el objetivo de entender mejor este proceso, se ha llevado a cabo una serie de ensayos variando la dura-

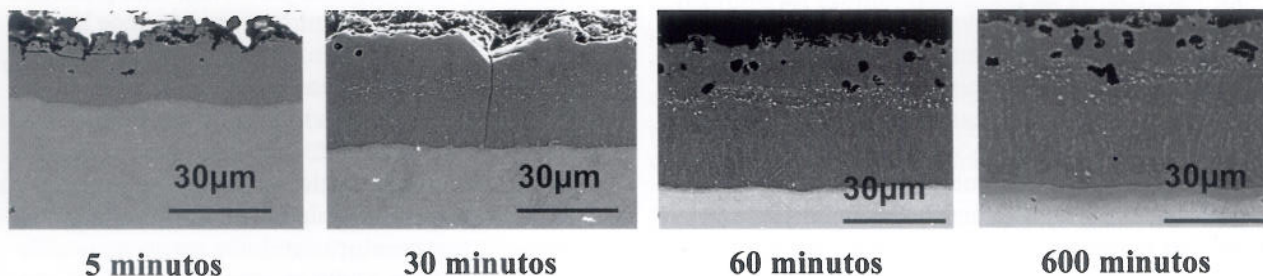


Figura 6. Variación del recubrimiento en función de la duración del tratamiento térmico a 700 °C en atmósfera de gas inerte.

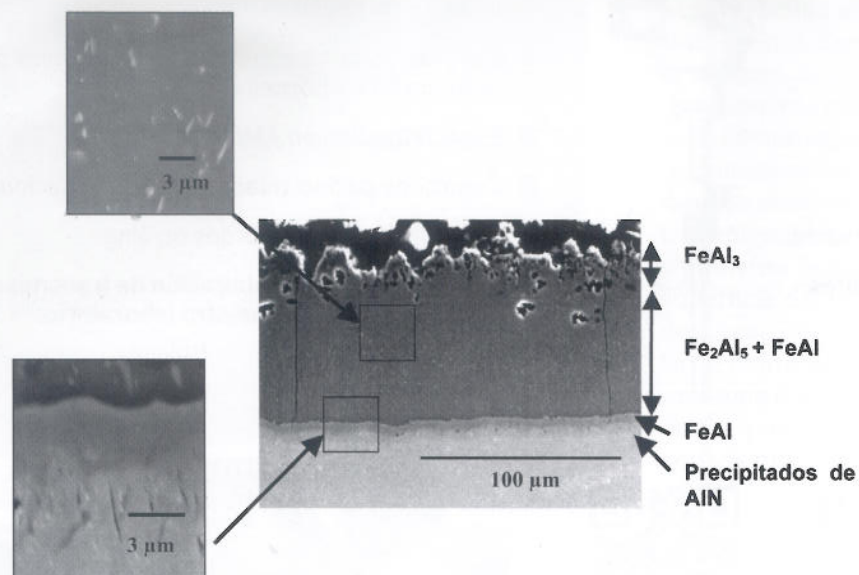


Figura 7. a) Composición y microestructura del recubrimiento generado por el tratamiento térmico a 700 °C en atmósfera de gas inerte.

ción del tratamiento térmico, durante 5, 10, 30 y 60 minutos para comparar la microestructura con el tratamiento original de 600 minutos a 700 °C.

Corte transversal

Si el tratamiento térmico se para después de sólo 5 minutos alcanzada la temperatura, se pueden observar precipitados aciculares de $FeAl_2$ así como de Cr_4Al_9 embebidos en una matriz de aluminio fundido en la parte superior del sustrato (figura 8). Asimismo, los precipitados de $FeAl_2$ continúan reaccionando con el aluminio, generando fases intermetálicas ricas en aluminio como son $FeAl_3$ y Fe_2Al_5 que constituyen el recubrimiento. Se pueden observar (figura 9) precipitados aciculares de AlN (100 nm - 1 μm de longitud) por debajo del recubi-

miento, justo en la parte superior del sustrato. El análisis por EDS indica una alta proporción de Al equivalente a $FeAl_3$, así como varios precipitados ricos en Cr de color blanco presentes en la parte inferior del recubrimiento. El análisis por EDS indica que la fina capa pobre en Al está muy cerca de la proporción de $FeAl$.

En la probeta tratada durante 10 minutos se observa un aumento del espesor del recubrimiento hasta las 36 micras, los precipitados ricos en Cr parecen tender a alinearse en paralelo con la superficie del recu-

brimiento diferenciando dos zonas, una exterior libre de precipitados, en la que se aprecia cierto grado de porosidad, y una interior rica en precipitados. La microdureza de la zona exterior es de 860 HV, mientras que la de la zona rica en precipitados es de 980 HV. Los valores bibliográficos para el $FeAl_3$ y Fe_2Al_5 son de 892 y 1.013 HV respectivamente [14,15]. Además la difracción por electrones mediante TEM confirma que la zona superior rica en aluminio está formada por $FeAl_3$ mientras que la zona inferior es de Fe_2Al_5 . La acumulación de precipitados de Cr en la interfase puede ser causada por la baja solubilidad del Cr en la fase Fe_2Al_5 .

Las muestras tratadas durante 30 y 60 minutos son similares salvo por el aumento en el espesor del recubrimiento. Puede observarse cómo la capa superior de $FeAl_3$ no varía de espesor (10-15 μm) aumentando la porosidad de esa zona, mientras que la inferior de Fe_2Al_5 crece hacia el interior del sustrato. Finalmente en la muestra tratada durante

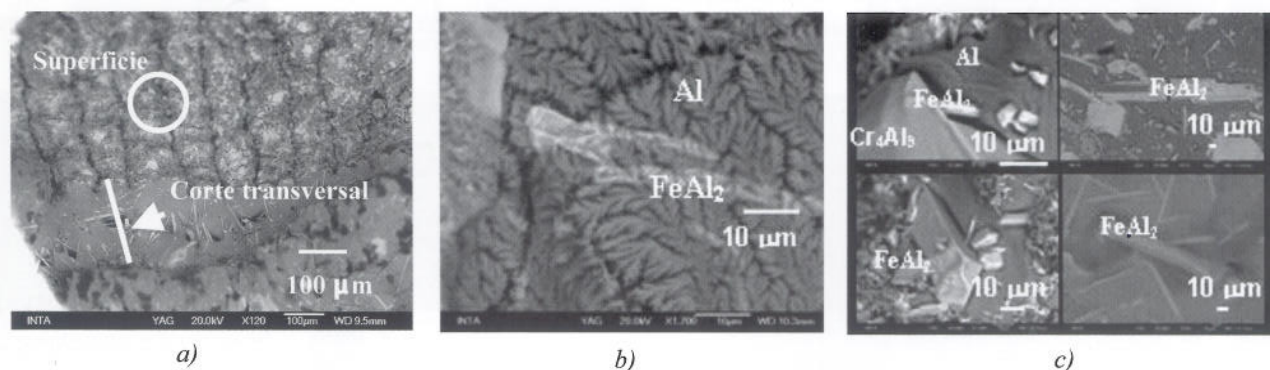


Figura 8. a) Vista en 3D del recubrimiento. b) Detalle de la superficie. c) Detalles de los precipitados formados.

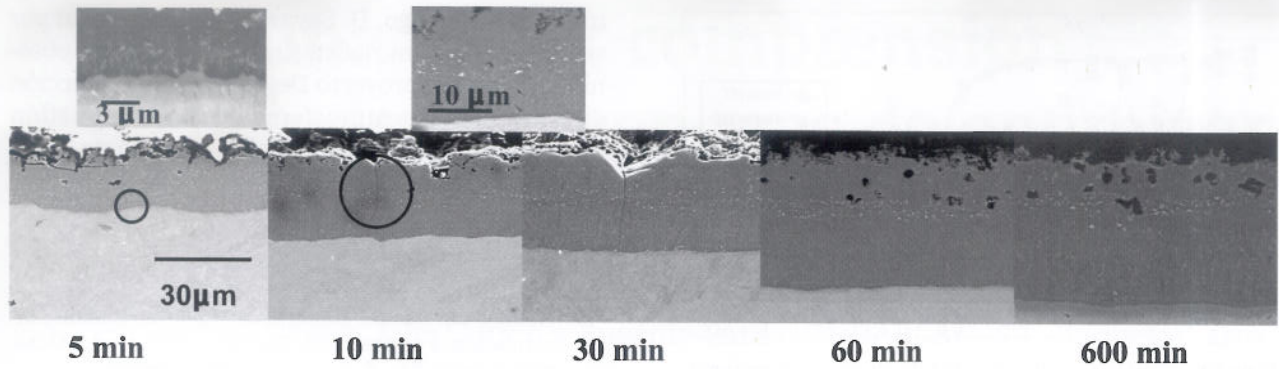


Figura 9. Variación del recubrimiento en función del tiempo de tratamiento térmico.

600 minutos se observa cómo ha crecido la capa de Fe_2Al_5 hasta que comienza a aparecer una nueva capa de FeAl en la zona inferior del recubrimiento, la capa de FeAl va creciendo a expensas de la reserva de aluminio que existe en el Fe_2Al_5 , convirtiéndose la zona de FeAl en la etapa limitante.

Al ir aumentando el tiempo de tratamiento, el Al continúa reaccionando con el Fe del sustrato, provocando una disminución de la concentración de

Al en el recubrimiento. Esto provoca un aumento en el espesor del recubrimiento, a la vez que el N del sustrato se libera en cantidad suficiente dando lugar a la aparición de nitruros. La cantidad de aluminio disminuye hacia el interior del sustrato (figura 10).

4. CONCLUSIONES

Los recubrimientos de aluminuro se han generado



Diseño y fabricación de piezas fundidas en aleación de cromo / níquel



Cintas de eslabones



Montajes estándar

Platos, Parrillas, Cestas

Montajes hornos

Rodillos

Turbinas, Guías

Grafito, CFC

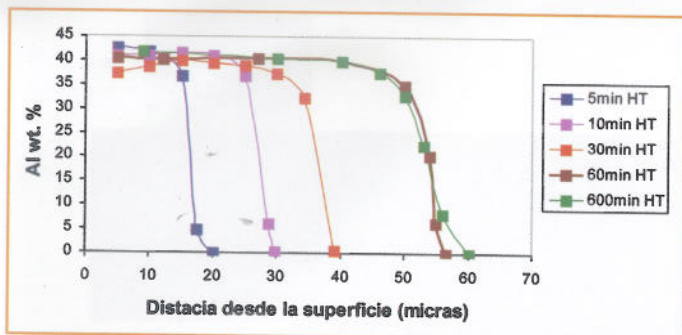


Figura 10. Variación de la cantidad de aluminio en profundidad, medido desde la superficie, para distintos tiempos de tratamiento térmico.

aplicando un slurry, seguido de un tratamiento térmico. Se ha comprobado mediante microscopía electrónica y Rx que en aceros ferríticos la deposición del slurry de aluminio seguida de un tratamiento térmico de 10 h a 700 °C, genera un recubrimiento complejo de aluminio compuesto por varias fases intermetálicas incluyendo FeAl_3 , Fe_2Al_5 y FeAl . Por debajo del recubrimiento aparecen precipitados aciculares de AlN en el sustrato, si éste tiene suficiente N (≥ 0.01 wt. %). Se aprecian grietas a lo largo del recubrimiento, debido probablemente a la fragilidad de la fase Fe_2Al_5 y a la diferencia entre los coeficientes de expansión térmica entre las diferentes fases.

Actualmente no se conoce con exactitud cómo se forman los recubrimientos de aluminio mediante difusión en aceros ferríticos. En este trabajo se ha intentado buscar una explicación al crecimiento y desarrollo de este tipo de recubrimientos. La temperatura es un factor clave para la activación del proceso, aunque en un estrecho rango puede mejorar la formación y desarrollo de las fases deseadas. Si la reserva inicial de aluminio es suficiente, el espesor del recubrimiento aumentará con el tiempo, favoreciendo a su vez la eliminación de porosidad cerca de la intercara.

La aparición de una capa de nitruros en la intercara con el sustrato se hace más visible con la duración del tratamiento. Además estos nitruros evitan la interdifusión entre el aluminio y el sustrato, por lo que mantiene el porcentaje de aluminio en el recubrimiento haciéndolo más estable y duradero.

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores quieren agradecer a los miembros del Área de Materiales Metálicos del INTA, especial-

mente a F. Gallego, D. Sayazo y a M. Almazán por su asistencia técnica. Éstos resultados se han obtenido dentro del proyecto Degradación y Protección de Materiales en Atmósferas de Oxi-combustión ref. ENE2011-29203-C02-01 del Ministerio de Ciencia e Innovación.

6. REFERENCIAS

- [1]. DEVAN, J.H.: 1989, In Oxidation of High-Temperature Intermetallics pp.1007-115. Warrendale, P.A: The Materials Society. Eds. T. Grobstein and J. Doychak.
- [2]. ZIEGLER, N., 1932, Trans. AIME 100:267.
- [3]. LIU, C.T., SIKKA, V.K., and McKamey, C.G., 1993 Alloy Development of FeAl Aluminide Alloys for Structural Use in Corrosive Environments. ORNL/TM-12199. Oak Ridge, TN; Oak Ridge National Laboratory.
- [4]. McKamey, C.G., LIU, C.T., DAVID, S.A. HORTON, J.A. PIERCE, D.H., and CAMPBELL, J.J., 1988, Development of Iron Aluminides for Coal Conversion Systems. ORNL/TM-10793. Oak Ridge, TN; Oak Ridge National Laboratory.
- [5]. McKAMEY, C.G. DEVAN, J.H. TORTORELLI, P.F., and SIKKA, V.K., 1991, J. Mat. Res., 6(8); 1779-1805.
- [6]. DIHEM, R.S. and MIKKOLA, D.E., 1987, In High-Temperature Ordered Intermetallics II, MRS Symp. Proc. 81: 329-334.
- [7]. MARTIN SUNDQVIST AND STUREHOGMARK. Effects of liquid aluminium on hot-work tool steel. Tribology international 1993 Vol26 N2.
- [8]. A. AGÜERO, M. GUTIÉRREZ, M. GARCÍA, J. GARCÍA DE BLAS, L. MADUEÑO, J. C. DEL HOYO AND S. ULARGUI, "Al Slurry Coatings to Replace Cd for Aeronautic Applications", Surface & Coatings Technology, 213 (2012), 229-238.
- [9]. A. AGÜERO, R. MUELAS, M. GUTIÉRREZ, R. VAN VULPEN, S. OSGERBY AND J. BANKS, "Cyclic Oxidation And Mechanical Behaviour Of Slurry Aluminide Coatings For Steam Turbine Components", Surf. & Coat. Technol., 201 pp 6.253-6.260 (2007).
- [10]. A. AGÜERO, K. SPIRADEK, M. GUTIÉRREZ, R. MUELAS AND S. HÖFINGER, "Microstructural Evolution of Slurry Fe Aluminide Coatings During High Temperature Steam Oxidation", Materials Forum, 595-598 pp. 251-259 (2008).
- [11]. Binary Alloy Phase Diagrams. ASM International. Second Edition. Volume 1: 138-140, 147-149.
- [12]. Y. ZHANG, B. PINT, K. COOLEY AND J. HAYNES: Surface & Coatings Technology Vol. 202 (2008), p. 3.839.
- [13]. A. AGÜERO, Materials for Advanced Power Engineering 2006 Part II (2006), p. 949.
- [14]. S. KOBAYASHI AND T. YAKOU: Material Science and Engineering, Vol. A338 (2002), p. 44.
- [15]. M. POTESSE, T. SCHOEBERL, H. ANTREKOWITSCH AND J. BRUCKNER, EDP Congress 2006, TMS (2006), p. 167.