

Cinéticas de transformación de fases a 850 °C de aceros inoxidables dúplex clásicos (2205 y 2507) y de uno nuevo de bajo contenido en níquel y alto en manganeso (DBNi)

M. P. RODRÍGUEZ¹, J. F. ALMAGRO², J. BOTELLA², P. VALERGA¹

¹ Universidad de Cádiz, Facultad de Ciencias 11510- Puerto Real (Cádiz)

² ACERINOX, S.A., Centro de Investigación y Ensayos 11370-Los Barrios (Cádiz)

Los aceros dúplex austeno-ferríticos están constituidos por ferrita y austenita en proporciones variables del 30 % al 70 %. Su composición química condiciona los procesos de envejecimiento que sufren durante los tratamientos térmicos, cuando se generan fases que endurecen y fragilizan el material. Este trabajo estudia la evolución de un nuevo inoxidable dúplex con bajo contenido en níquel y alto en nitrógeno y manganeso a 1123 K (temperatura crítica de precipitación) y tiempos de hasta 8 horas, comparándola con las de dos dúplex clásicos (2205 y 2507). El estudio, mediante medidas magnéticas, DRX y microscopías óptica y electrónica de barrido con microanálisis, reveló un comportamiento general similar en los tres aceros. El nuevo material presenta mayor estabilidad inicial, probablemente debido al elevado contenido en nitrógeno y manganeso, aunque produce la mayor cantidad de transformación final debido a la mayor cantidad inicial de ferrita. Para la identificación correcta de las fases se realizó un análisis comparativo determinando las composiciones químicas de las fases generadas.

Todos los aceros ensayados están inicialmente constituidos por ferrita y austenita. Tras el envejecimiento, 8 horas a 1123 K, en el acero dúplex 2205 se observa una abundante formación de sigma, siguen presentes la austenita y parte de la ferrita original; en el dúplex 2507 la ferrita transforma totalmente y se identifican austenita, sigma, austenita secundaria y nitruros de cromo; respecto al nuevo dúplex DBNi, tras el tratamiento, se detecta austenita, ferrita, fases sigma y chi y nitruros de cromo.

Palabras clave: Acero inoxidable. Acero dúplex. Fase sigma. Fase chi. Composición química.

Phase transformation kinetics at 850° C of classic duplex stainless steels (2205 y 2507) and a new one with low nickel and higher manganese content (DBNi)

Austenitic-ferritic stainless steels are formed by ferrite and austenite in a variable proportion between 30 % and 70 %. Their chemical composition conditions the ageing processes that can happen during heat treatments, where phases that hardens and brittles the material can be generated. Evolution of a new duplex stainless steel with lower nickel and higher nitrogen and manganese content maintained at 1123 K (critical precipitation temperature) up to 8 hours compared to classical ones (2205 and 2507) is presented.

The study, done by magnetic measurements, XRD, optical and scanning electron microscopy and microanalysis, revealed a roughly similar behaviour for the three steels. The new one presents a higher initial stability, probably due to the high nitrogen and manganese contents; however, it also produces the higher final transformation due to the higher initial ferrite. A fine comparative analysis was done to correctly identify any phase; an accurate microanalysis in every generated phase was performed.

All the steels tested are initially made on ferrite and austenite. After the ageing treatment, 8 hours at 1123 K, in the 2205 duplex steel a strong precipitation of sigma phase is observed, austenite and some of the original ferrite are also present; ferrite completely transforms in the 2507 duplex and austenite, sigma, secondary austenite and chromium nitride can be found; regarding the new duplex steel DBNi, austenite, ferrite, sigma, chi and chromium nitrides are detected.

Keywords: Stainless steel. Duplex steel. Sigma phase. Chi phase. Chemical composition.

1. INTRODUCCIÓN

Los aceros dúplex austeno-ferríticos se caracterizan, desde un punto de vista estructural, por estar constituidos por una estructura bifásica compuesta por granos de ferrita, denominada α o δ , y austenita, γ , en proporciones variables entre el 30 % y el 70 %. La composición química de estos materiales suele caracterizarse, generalmente, por presentar contenidos de cromo entre 18 y 28 %, níquel entre 4 y 6 % y molibdeno entre 1.5 y 3 %. La proporción de fases depende principalmente de la composición química de la aleación y de la historia termomecánica del material. Estos aceros están indicados en aquellas aplicaciones donde sea necesaria una buena soldabilidad, elevadas características mecánicas y resistencia a la corrosión en ambientes difíciles como agentes fuertemente ácidos o agua de mar. El empleo de estos aceros se asocia a sus elevadas características mecánicas, (p.e. el límite elástico es casi el doble que el de los aceros austeníticos) y a su mejor comportamiento frente a la corrosión bajo tensiones y por pica-

duras. Este mejor comportamiento presentado por los aceros inoxidables dúplex se debe a factores de equilibrio entre composición química y estructura, así como al equilibrio de las fases que lo componen.

Contenidos elevados de ferrita pueden reducir la resistencia del material a la corrosión ya que puede sufrir transformaciones en su microestructura interna cuando es sometida a tratamientos térmicos que provocan la aparición de fases no deseadas. La facilidad de transformación de la ferrita se debe a la alta velocidad de difusión de los elementos aleantes en el empaquetamiento cristalino BCC, del orden de 100 veces mayor que en la austenita ⁽¹⁾, este hecho unido a que la solubilidad de determinados elementos como cromo, molibdeno, cobre, nitrógeno, carbono y wolframio decrece con la temperatura, provoca que esta fase ferrita sea promotora de la formación de fases secundarias. En tal caso tendrá lugar una disminución de la resistencia a la corrosión del material, afectando a sus propiedades mecánicas.

En los aceros inoxidable dúplex de nuevo diseño recientemente introducidos por ACERINOX y que poseen un bajo contenido en níquel y alto contenido en nitrógeno y manganeso ⁽²⁾, se ha estimado el tiempo necesario para el comienzo de la precipitación en un intervalo de temperaturas que va desde 675 hasta 1325 K, pero aún no se ha realizado un estudio detallado sobre la precipitación y transformación de fases que pueden generarse.

La composición química de los aceros inoxidable dúplex condiciona qué tipo de procesos de envejecimiento pueden sufrir cuando se les aplica un tratamiento térmico, ya que la microestructura del material viene determinada por su composición química. Los procesos de envejecimiento generalmente conllevan un endurecimiento y una fragilización del material en un amplio intervalo de temperaturas y tiempos de exposición, por la precipitación de una serie de fases minoritarias y la formación de intermetálicos, en las intercaras mayoritariamente. En la figura 1 se observa un diagrama temperatura-tiempo-transformación ⁽³⁾ que muestra las diferentes fases que pueden aparecer en un acero inoxidable dúplex convencional, cuando es sometido a un tratamiento térmico determinado. En este diagrama se pueden apreciar dos zonas perfectamente diferenciadas: (1^a) Entre 875 y 1325 K, donde se favorece la precipitación de austenita secundaria, fase Sigma, fase Chi, fase R, carburos y nitruros. (2^a) Entre 575 y 875 K, donde se favorece la formación de fases G, π , ϵ , y fase alfa prima. A continuación se describen con detalle las fases más importantes.

Fase Sigma (σ). Es la fase secundaria más importante debido a su elevada proporción respecto al resto de las fases secundarias que pueden formarse y, de ahí, su eventual influencia en las propiedades del material. Aparece como consecuencia de la permanencia más o menos prolongada a temperaturas que van desde unos 725 K hasta los 1250 K. Su composición general es FeM, donde M podría ser alguno de los aleantes del acero como cromo, molibdeno, níquel, manganeso o cobre. Molibdeno y, en menor grado, cromo, silicio y níquel, presentes en la ferrita, actúan como promotores de esta fase.

Se ha comprobado ⁽⁴⁾ que, entre 925 y 1245 K, la temperatura de generación de esta fase no afecta a su composición química. La nucleación de la fase sigma está especialmente favorecida en aquellas zonas donde ha tenido lugar la transformación de fase delta hasta gamma, que siempre va acompañada de la migración de los elementos aleantes de la matriz enriqueciéndose las interfases en elementos promotores de la fase σ . Estos puntos de posible nucleación son los carburos $M_{23}C_6$ presentes en los límites de grano α/γ de alta energía, y las intercaras δ/γ , que favorece la formación de σ debido a la microestructura cristalina que presentan ⁽⁵⁾. La precipitación de la fase Sigma también está relacionada con la deformación que sufre el material; en la laminación en caliente en el intervalo de temperaturas entre 1075-1175 K, se observó que el tiempo requerido para la formación de fase Sigma disminuía al menos un orden de magnitud ⁽⁶⁾.

Fase Chi (χ). Aunque menos conocida que la fase σ , la fase intermetálica Chi precipita en determinados aceros inoxidable dúplex ⁽⁶⁾ cuando son sometidos a tratamientos térmicos de 6 a 10 horas, entre 975-1175 K. Su nucleación frecuentemente tiene lugar en la interfase ferrita / austenita ⁽⁷⁾ y crece en la matriz delta. La fase χ , como la σ , es frágil y quebradiza, por lo que, su presencia es indeseable. El efecto que provoca esta fase sobre las propiedades del material es difícil de cuantificar, debido a que suele coexistir con la fase σ y su proporción respecto a ésta es muy baja.

Carburo tipo M_7C_3 . Este tipo de precipitado suele observarse sobre todo en dúplex con alto contenido en carbono, por ello este precipitado tiene menor importancia en los aceros inoxidable dúplex actuales, debido al relativo menor contenido en carbono que suelen presentar. Habitualmente precipitan en la interfase α/γ , entre ⁽⁸⁾ 1225 y 1325 K. Esta fase no tiene porque afectar a las propiedades mecánicas del ma-

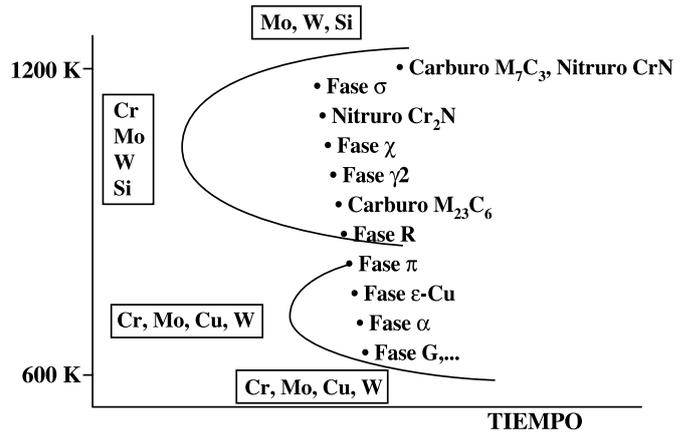


Figura 1. Diagrama Temperatura-Tiempo-Transformación. Posibles precipitados en aceros inoxidable dúplex.

terial, si tiene lugar de una forma dispersa y poco abundante.

Carburo tipo $M_{23}C_6$. Precipita en el entorno de 1000 a 1200 K, aproximadamente. Su precipitación es muy rápida, requiriendo menos de un minuto para formarse a 1075 K. Se sitúa predominantemente en los límites de grano y en menor proporción dentro de los granos de ferrita o austenita. Estos precipitados son considerados por algunos autores como puntos de nucleación de σ ⁽⁷⁾.

Nitruros de cromo Cr_2N y CrN . El aumento del uso de nitrógeno como elemento aleante, ha permitido detectar la precipitación de nitruros de cromo del tipo Cr_2N en el intervalo de temperaturas de 975-1175 K en los aceros inoxidable dúplex. El nitrógeno está implicado en la formación de diferentes fases secundarias, ya que, al aumentar la temperatura, incrementa la solubilidad de éste en la ferrita, y al disminuir rápidamente la temperatura esta ferrita queda sobresaturada de nitrógeno, lo que provoca la precipitación ⁽⁹⁾ intergranular de Cr_2N .

Austenita secundaria, Gamma 2 (γ'). Su formación tiene lugar mediante la descomposición de la ferrita inicial en austenita. A través de este procedimiento de transformación llega a disminuir hasta un 70 % el contenido de ferrita inicial. La fase γ' puede formarse con relativa facilidad al aplicarle al material diferentes tratamientos térmicos ya que los mecanismos de formación pueden ser muy diversos, el intervalo de temperaturas en que suele aparecer esta fase es de 925 K a 1175 K. Se diferencian hasta tres mecanismos ⁽¹⁰⁾ a través de los cuales puede precipitar la austenita a partir de la ferrita delta.

Fase alfa prima (α'). Esta fase aparece entre 575-800 K. Su formación está asociada a la aparición previa de Cr_2N . La descomposición a baja temperatura de la ferrita de un acero inoxidable dúplex da como resultado su transformación en una fase rica en cromo y demás elementos aleantes presentes en el material, denominada alfa prima (α') y otra fase α enriquecida en hierro.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Los materiales seleccionados para la realización del estudio han sido dos aceros inoxidable dúplex clásicos, 2205 y 2507, en forma de chapas comerciales (laminada y recocida), y un acero inoxidable dúplex con bajo contenido en níquel, DBNi, fabricado en lingotes de 50 g, utilizando para ello un horno de inducción para fusión y colada centrífuga (LECO LIFUMAT MET 3,3 Vac).

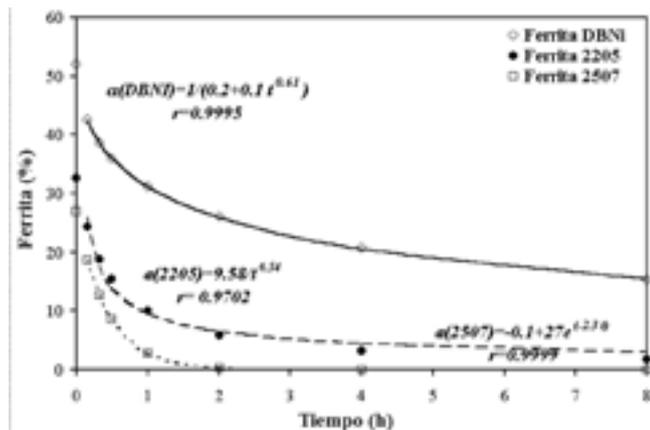


Figura 2. Evolución en los aceros dúplex del contenido en fase magnética (como porcentaje de ferrita, α) a través del tratamiento de envejecimiento y las curvas de ajuste obtenidas.

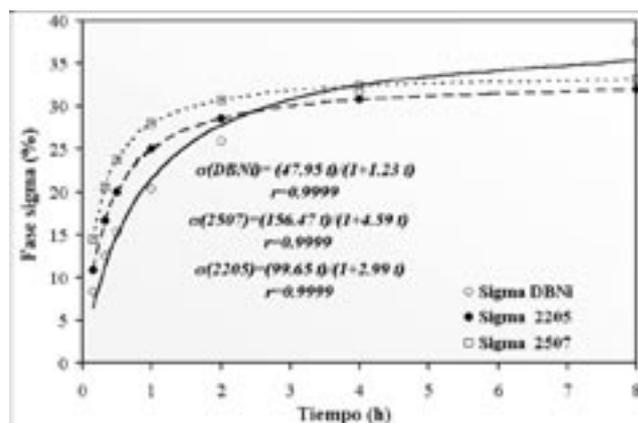


Figura 3. Evolución del contenido en fase sigma (como porcentaje) de los diferentes materiales en estudio tras los tratamientos a 1123 K.

La determinación de la composición química global de las tres aleaciones se ha realizado mediante FRX, para el análisis de Si, P, Ti, Cr, Mn, Co, Ni, Cu, Fe, Mo y Sn. Se han empleado analizadores automáticos LECO para la determinación de C, S, O y N. El análisis del resto de elementos presentes, La, Ce, Pr, Nb y B, se llevó a cabo mediante Espectrometría ICP. En la Tabla I se recoge la parte más significativa de esta composición química.

TABLA I. COMPOSICIÓN QUÍMICA DE LOS MATERIALES DEL ESTUDIO.

Elemento	C	N	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Mo
2205	0.026	0.182	0.42	22.02	1.47	5.72	0.23	3.08
2507	0.015	0.287	0.24	24.95	0.40	6.94	0.08	3.74
DBNi	0.035	0.278	0.51	21.39	8.18	1.52	1.03	3.00

Seguidamente se procedió a la aplicación del tratamiento térmico de envejecimiento, que consiste en someter a las diferentes aleaciones a 1123 K durante periodos de tiempo crecientes comprendidos entre 10 minutos y 8 horas (tabla II).

TABLA II. TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE LOS MATERIALES EN ESTUDIO

Tiempo (horas) de Tratamiento Térmico a 1123 K							
0	0.17	0.33	0.5	1	2	4	8

Posteriormente se llevó a cabo la medida magnética del contenido en ferrita de las muestras, al principio y tras los diferentes tratamientos de envejecimiento, de modo que se tenga una referencia de la transformación de ferrita (magnética) en fase σ (no magnética) originada. Para ello se ha utilizado un ferritoscopio, Fisherscope-Permascope MMS, que obtiene el porcentaje de fase ferrítica presente en cada muestra. Se establecen, de esta manera, las ecuaciones que permiten evaluar la variación en el contenido de ferrita en los diferentes materiales en estudio.

El siguiente paso consistió en la caracterización de las fases presentes en las diferentes muestras mediante DRX (SIEMENS modelo D5000), la observación de la evolución de las diferentes fases mediante microscopía óptica (LOM). Por último, se lleva a cabo la caracterización microestructural y composicional de las muestras y el estudio de su evolución a lo largo del tratamiento térmico mediante microscopía

electrónica de barrido con cátodo de efecto campo (LEO 982) y microanálisis EDS acoplado (LINK ISIS con detector de Germanio), FESEM-EDS(Ge).

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

El análisis evolutivo de la proporción de ferrita en los diferentes materiales se obtuvo mediante la medida del contenido magnético, en el ferritoscopio, de las muestras en función del tiempo del tratamiento térmico. Los datos obtenidos son los que refleja la gráfica de la figura 2. En las tres curvas es posible diferenciar tres zonas: (1ª) comprende la primera hora de tratamiento, en la que tiene lugar una gran variación en el contenido de fase α en los 3 materiales; (2ª) se aprecia una fuerte desaceleración en la transformación de la fase α remanente debido, probablemente, a la acusada reducción de los niveles iniciales de ferrita durante la primera hora; y (3ª) en la que tiene lugar la estabilización microestructural de los materiales, presentando la función de transformación una pendiente tendente a cero.

El estudio realizado mediante DRX permite realizar un seguimiento de la transformación de las fases a lo largo del tratamiento y de éste se puede concluir que: (a) Todos los materiales presentan inicialmente una microestructura bifásica formada por austenita y ferrita. (b) El acero dúplex 2507 es el que genera fase sigma en menos tiempo a 1123 K. (c) El dúplex bajo en níquel y alto en nitrógeno y manganeso es el que genera finalmente mayor cantidad de fase sigma y también en el que queda mayor cantidad de ferrita.

Los resultados de DRX permiten reinterpretar las medidas magnéticas y considerar que la regresión que sufre la ferrita inicial, en los diferentes materiales en estudio, durante el tratamiento de envejecimiento a 1123 K produce como consecuencia la generación de fase sigma^(11, 12, 13) de forma prácticamente exclusiva. Estos datos permiten establecer las ecuaciones de la cinética de transformación de la fase α, principalmente en fase σ, y por tanto así conocer su comportamiento para predecir el equilibrio microestructural de cada uno de los materiales. El estudio de la cinética de evolución microestructural (figura 3) de estos materiales reveló un comportamiento análogo en todos ellos, aunque se obtienen diferentes ecuaciones de ajuste a los datos experimentales.

Por otra parte, se puede concluir que el nuevo material presenta inicialmente mayor estabilidad estructural, probablemente debido al elevado contenido en elementos como nitrógeno y manganeso. Sin embargo, se produce el mayor porcentaje de transformación después de 8 horas debido al mayor porcentaje inicial de fase alfa.

La observación de la evolución microestructural de cada uno de estos materiales se ha llevado a cabo en primera instancia mediante LOM, detectándose en las muestras de partida la existencia de un sistema bifásico formado por ferrita y austenita en todos los materiales. Tras el tratamiento de envejecimiento final, los aceros inoxidable clásicos 2205 y 2507 están formados por austenita y fase sigma. En el caso del acero inoxidable dúplex bajo en níquel se observó, al final, la presencia de tres fases identificadas como ferrita, austenita y fase sigma. Este material es el que mayor cantidad de fase sigma presenta al final del tratamiento, probablemente debido a que la cantidad de fase α inicial, susceptible de sufrir procesos de transformación, es mayor en este material.

Finalmente, se lleva a cabo la caracterización microestructural y composicional de los diferentes materiales antes y después del tratamiento de envejecimiento final mediante FESEM-EDS. Para la caracterización correcta de las fases se realiza un análisis comparativo de los resultados obtenidos a través de las imágenes de electrones retrodispersados de cada una de las muestras, con el posterior microanálisis de todas las fases observadas, retroalimentado con la información obtenida de fuentes bibliográficas ⁽¹⁴⁾ para cada una de las posibles fases presentes en los materiales.

3.1. Acero inoxidable dúplex 2205.

En la figura 4 se puede observar el aspecto típico del acero inoxidable dúplex 2205 en estado de suministro, es decir, antes de ningún tratamiento térmico. Sólo se diferencian las fases constituyentes ferrita y austenita (como ya se había determinado mediante LOM y DRX). Sin embargo tras el tratamiento térmico de envejecimiento (figura 5) es patente la evolución de la estructura del material, que ahora está formado por un sistema trifásico formado por fases γ , α y σ . La composición de cada una de estas fases es la expuesta en la tabla III. La asignación de la fase sigma es correcta ya que su composición se ajusta a la descrita ⁽¹⁴⁾ para esta fase.

TABLA III. COMPOSICIÓN QUÍMICA (COMO PORCENTAJE EN MASA) DE LAS FASES OBSERVADAS EN EL ACERO INOXIDABLE DÚPLEX 2205, ANTES Y DESPUÉS EL TRATAMIENTO DE ENVEJECIMIENTO.

Fases	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
Composición Química Inicial						
γ	0.43	22.01	1.73	67.41	5.95	2.47
α	0.49	24.63	1.53	65.56	3.90	3.89
Composición Química tras el Tratamiento Térmico						
γ	0.40	20.36	1.75	68.55	6.77	2.18
α	0.40	23.66	1.17	70.58	2.35	1.85
σ	0.62	29.34	1.45	58.93	2.50	7.17

3.2. Acero inoxidable dúplex 2507.

En la imagen de electrones retrodispersados de la figura 6, se observa el aspecto general del acero inoxidable 2507 antes del tratamiento, se aprecia que este material presenta una estructura similar a la del dúplex 2205, aunque también aparecen inclusiones características de éste que no había en el anterior, óxido de lantano y cerio (A), y nitruros

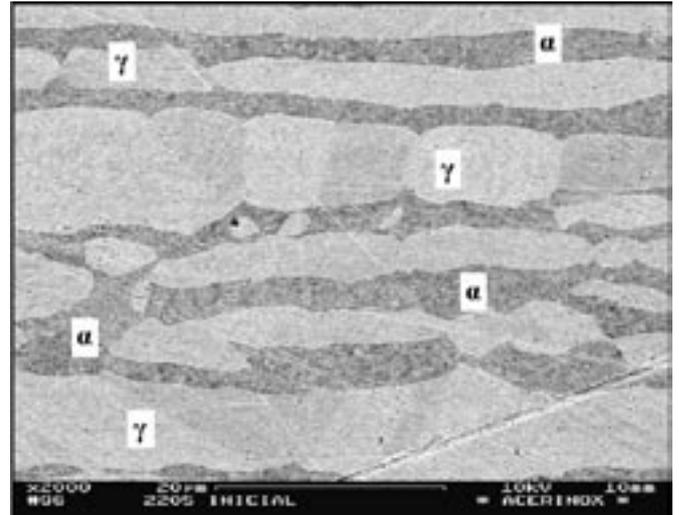


Figura 4. Aspecto general del acero inoxidable dúplex 2205 inicialmente (laminado y recocido).

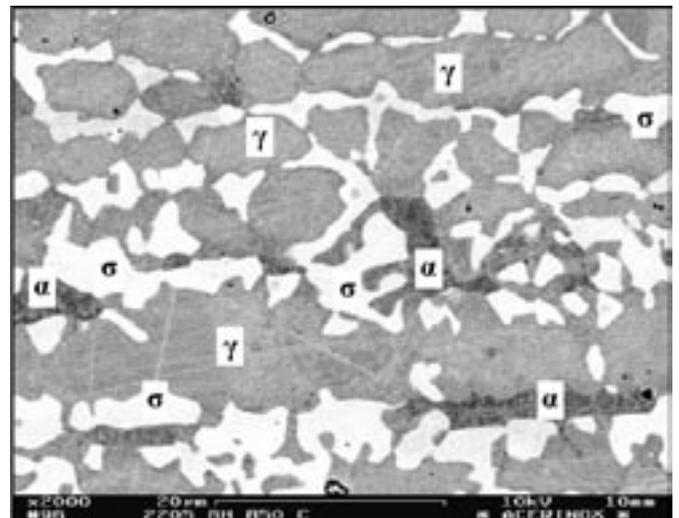


Figura 5. Micrografía del acero inoxidable dúplex 2205 tras un tratamiento de 8 horas a 1123 K.

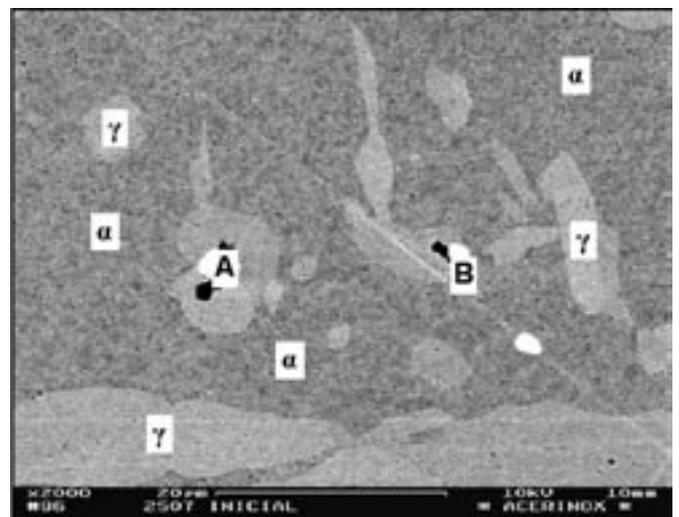


Figura 6. Aspecto general del acero inoxidable dúplex 2507 inicialmente (laminado y recocido).

de boro. La figura 7 muestra el aspecto general de la muestra tras ser sometida a 1123 K durante 8 horas, en este acero se ha determinado la presencia de fases sigma, austenita secundaria, austenita y nitruros de cromo (C). La composición de cada una de estas fases se incluye en la tabla IV. En este caso, la generación de fase σ a partir de la ferrita ha tenido como consecuencia la formación de γ^2 , probablemente debido al potencial gammágeno de nitrógeno y níquel que había en la ferrita original. El exceso de nitrógeno remanente, sería el causante de la formación de nitruros, también presentes en la estructura envejecida.

TABLA IV. COMPOSICIÓN QUÍMICA (COMO PORCENTAJE EN MASA) DE LAS FASES OBSERVADAS EN EL ACERO INOXIDABLE DÚPLEX 2507, ANTES Y DESPUÉS EL TRATAMIENTO DE ENVEJECIMIENTO.

Fases	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
Composición Química Inicial						
γ	0.23	24.93	0.54	64.01	7.38	2.91
α	0.29	27.87	0.51	62.16	4.45	4.73
Composición Química tras el Tratamiento Térmico						
γ	0.22	22.62	0.51	65.83	8.39	2.43
γ^2	0.19	19.99	0.42	71.80	6.36	1.24
σ	0.34	31.00	0.52	57.30	3.51	7.33

3.3. Acero inoxidable dúplex con bajo contenido en níquel y alto contenido en nitrógeno y manganeso (DBNi).

En la figura 8 se observa el aspecto del acero inoxidable dúplex con bajo contenido en níquel y alto contenido en nitrógeno y manganeso, en estado de solidificación, donde se aprecia que el material está constituido por una matriz ferrítica en la que se encuentran inmersas agujas de austenita (estructura Widmásttäten). La imagen expuesta en la figura 9 muestra el aspecto del material tras someterlo al proceso de envejecimiento donde se observa la presencia de austenita, ferrita, fases σ , χ y nitruros de cromo (D). La composición de cada una de estas fases está incluida en la tabla V. En este caso cabe destacar que la composición de las fases σ y χ detectadas en este nuevo material no se ajustan fielmente a la propuesta en estudios anteriores realizados por Charles (14) en un acero inoxidable dúplex 2205. Sin embargo este hecho se justifica por la gran diferencia de composición química que existe entre los dos materiales de partida en cada caso.

TABLA V. COMPOSICIÓN QUÍMICA (COMO PORCENTAJE EN MASA) DE LAS FASES OBSERVADAS EN EL ACERO INOXIDABLE DÚPLEX DBNi ANTES Y DESPUÉS EL TRATAMIENTO DE ENVEJECIMIENTO.

Fases	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
Composición Química Inicial						
γ	0.53	21.39	8.48	65.28	1.38	2.93
α	0.54	21.46	8.01	65.69	1.32	2.99
Composición Química tras el Tratamiento Térmico						
γ	0.52	21.59	8.01	65.72	1.16	3.00
α	0.53	23.26	6.98	66.77	0.81	1.66
σ	0.78	27.97	7.68	57.28	0.63	5.66
χ	0.78	23.03	8.42	53.72	0.69	13.35

4. CONCLUSIONES

Las medidas magnéticas han permitido determinar la ecuación que rige la disminución de los contenidos de ferrita en función del tiempo de tratamiento a 1123 K en los tres aceros inoxidables dúplex del estudio.

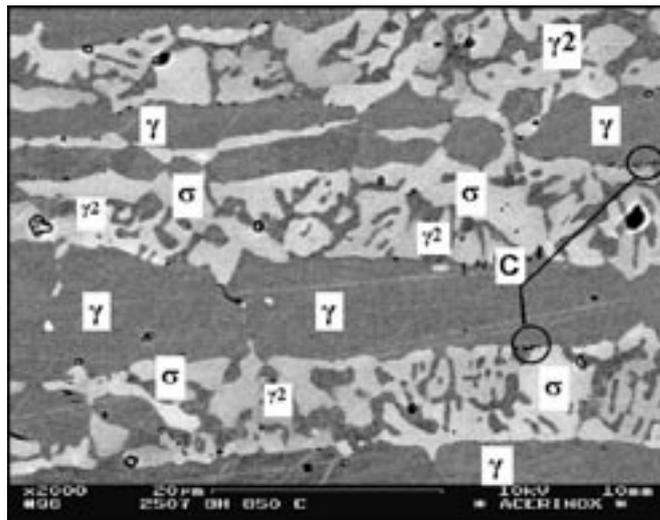


Figura 7. Micrografía del acero inoxidable dúplex 2507 tras ser sometido durante 8 horas a 1123 K.

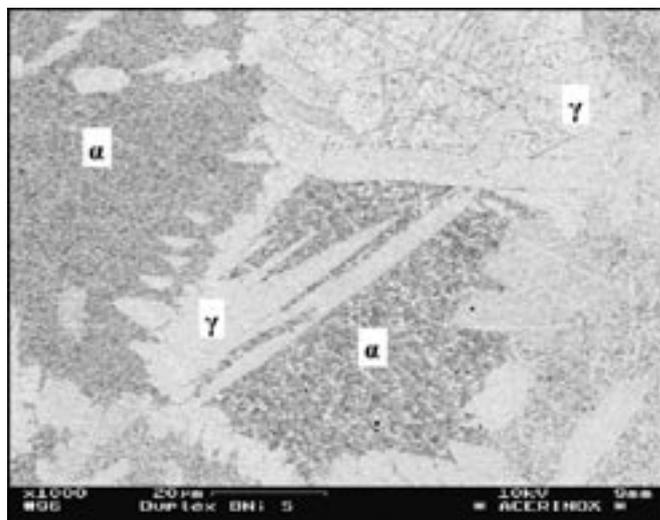


Figura 8. Aspecto general del acero inoxidable dúplex DBNi en su estado inicial (solidificación).

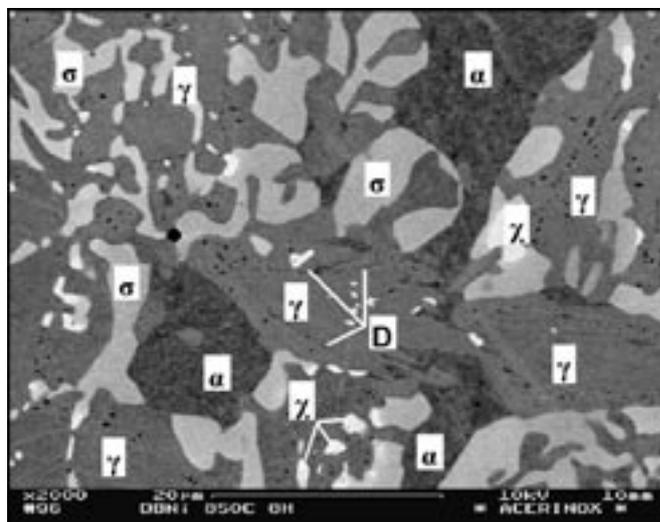


Figura 9. Micrografía del acero inoxidable dúplex DBNi tras ser sometido durante 8 horas a 1123 K.

Asumiendo la hipótesis de que la transformación de ferrita genera de forma predominante y casi exclusiva la formación de σ , se han obtenido ecuaciones de las eventuales cinéticas de transformación, que todas ellas siguen el mismo modelo.

Mediante las técnicas de Difracción de Rayos X, Microscopía Óptica y Microscopía Electrónica de Barrido con Microanálisis EDS (FESEM-EDS), se ha podido establecer lo siguiente:

- En el dúplex clásico 2205 las transformaciones del acero tratado a 1123 K durante 8 horas dan como resultado la exclusiva presencia de las fases γ , α , y σ , no existiendo ninguna otra fase ni precipitado, en coherencia con la hipótesis previa.
- En el dúplex 2507, tras el tratamiento de envejecimiento de 8 horas a 1123 K, se observa la presencia de fase austenita (primaria y secundaria), σ y nitruros de cromo (dispersos y poco abundantes), por lo que se puede considerar la hipótesis anteriormente como válida en este material.
- En el caso del nuevo dúplex DBNi, tras el tratamiento de envejecimiento (8 horas, 1123 K), se observa la presencia de fases γ , α , σ , χ y nitruros de cromo. La cantidad de fase χ formada es inferior al 2 % del volumen total de la muestra y la densidad de nitruros de cromo presentes en éste es muy baja, por tanto, también se puede considerar válida la hipótesis inicial para este material.

Mediante microscopía electrónica de barrido y microanálisis EDS (FESEM-EDS), se ha determinado la composición química de la fase sigma generada en los diferentes materiales tras el tratamiento térmico de envejecimiento (8 horas, 1123 K). Esta composición química es diferente a la reseñada por Charles, lo que es razonable teniendo en cuenta la composición química del material de partida, sensiblemente variada respecto a los materiales clásicos estudiados por el citado autor.

5. BIBLIOGRAFÍA

1. R.W.K. Honeycombe, HKDH Bhadeshia. "Steels-Microstructure and Properties, 2nd.Ed.", p. 7, Ed. Arnold, London, (1995).
2. I. Fernández de Castillo y Valderrama, J. Botella Arboledas. ACERINOX, S.A. "Acero Inoxidable Duplex Austeno-Ferrítico con Bajo Contenido en Níquel", Patente española nº 200002019. Agosto. 2000.
3. J. Charles. Conf. Proc. Dup. Stain. Steels. Beane. **1**. 151-167 (1991).
4. A. Redjania, G. Metauer y M. Gantois. Conf. Proc. Dup. Stain. Steels. Beane. **1**. 19-126 (1991).
5. Y. Maehara, N. Fujino and T. Kunitake, Trans. ISIJ. **23**. p. 247 (1983).
6. H.D. Solomon y T.M. Devine Conf. Proc. "Duplex stainless steel", ed. R.A. Lula, ASM 693 (1984).
7. R. N Gunn. Duplex Stainless Steels. "Microstructure, properties and applications". Ed. Abrington Publishing (1996).
8. S. Rideout, W.D. Manley, E L. Kamen, B.S. Lement y P.A. Beck. Trans A.I.M.E., p. 872 (1951).
9. C. V. Roscoe, K. J. Grawella y G. W. Lorimer. Proc. Conf. Stainless Steels. The Institute of metals, p. 563 (1985).
10. B. Josefsson, J-O. Nilsson y A. Wilson. Conf. Proc. Dup. Stain. Steels. Braune. **1**. 68-79 (1991).
11. Dove, B. Messer, T. Philips. "An austenitic stainless steel, resistant to high temperature creep and naphthenic acids attack in refinery environments". Petrochemical. Fluor Canada Ltd. 2001.
12. Kwaang Min Lee, Hoon Sung Cho, Dap Chun Choi. "Effect of isothermal treatment of SAF 2205 duplex stainless steel on migration of α/γ interface boundary and growth of austenite". Journal of Alloys and Compounds, **285** (1-2). 156-161 (1999).
13. O. Smuk, Yu. Jagodzinski, O. Taraenko, S. Smuk, H. Hanninen. "Internal friction study of decomposition kinetics of SAF 2507 type duplex stainless steel". Scripta Materialia, **40** (3). 321-326 (1999).
14. J. Charles. Conf. Proc. Dup. Stain. Steels. Braune. **1**. 3-45 (1991).

Recibido: 1.2.03

Aceptado: 30.11.03

