

PRECIPITACIÓN DE FASES INTERMETÁLICAS DE ACEROS INOXIDABLES DUPLEX SOMETIDOS A TRATAMIENTOS TÉRMICOS A TEMPERATURA DE 850°C

Intermetallics precipitation phase of Duplex Stainless Steels submitted to Heat Treating at 850°C_

RESUMEN

Para control en procesos de fabricación y desempeño de aceros inoxidable duplex, es importante conocer su evolución microestructural, pues en algunos rangos de temperaturas pueden precipitar fases intermetálicas como σ (σ) y χ (χ), que deterioran sus propiedades mecánicas y su resistencia a la corrosión. Tres tipos de aceros inoxidable duplex se sometieron a tratamientos térmicos de 850°C por 35 y 120 minutos. Se analizaron la evolución de las fases σ y χ por medio de microscopio óptico, microscopio electrónico de barrido y difracción de rayos-X. Se determinaron la fracción volumétrica de las fases, su composición química y sus parámetros de red.

PALABRAS CLAVES: Aceros inoxidable duplex, precipitación de fases intermetálicas, fase σ , fase χ

ABSTRACT

For the processing and use performance of duplex stainless steel, the microstructural evolution knowledge is very important. In some temperature ranges, intermetallic phases can be precipitated, as σ and χ phase for instance. As a consequence, mechanical and corrosion resistance might be impaired.

Three duplex (DSS) and superduplex (SDSS) stainless steel alloys were submitted to thermal treating at 850°C for 35 ad 120 minutes. Σ and χ evolutions were analyzed using optical microscopy, scanning electronic microscopy and x-ray diffraction. Are determined the phases volumetric fraction, chemical composition and unit cell parameter.

KEYWORDS: duplex stainless steel, intermetallics precipitates phases, σ phase, χ phase.

1. INTRODUCCIÓN

Los aceros inoxidable duplex (AID) presentan una microestructura compuesta de austenita y ferrita en proporciones aproximadamente iguales. En su desarrollo, han sufrido modificaciones en composición química y procesamiento, para mejorar sus propiedades mecánicas y su resistencia a la corrosión. Sus aplicaciones son principalmente en la industria química, petroquímica, de papel, alimenticia y farmacéutica. Los aceros inoxidable superduplex (AISD) tienen mayor contenido de elementos de aleación, principalmente nitrógeno, para mejorar su resistencia a la corrosión por picado.

La cantidad de elementos de aleación en los AID y AISD los hacen más susceptibles a precipitar fases intermetálicas durante su procesamiento. En general son fases ricas en cromo y molibdeno que generan a su alrededor una zona empobrecida en esos elementos, afectando su resistencia a la corrosión y las propiedades mecánicas.

Este trabajo tiene como objetivo verificar la precipitación de fases intermetálicas en los aceros inoxidable duplex

UNS S32304 y superduplex UNS S32750 y UNS S32760, cuando son sometidos a tratamientos isotérmicos a 850 °C.

2. LOS ACEROS INOXIDABLES DUPLEX (AID)

Los AID han sido desarrollados como alternativa a los aceros inoxidable austeníticos en aplicaciones que requieren elevada resistencia a la corrosión y excelentes propiedades mecánicas. Tienen una microestructura bifásica austenita-ferrita en proporciones aproximadamente iguales de 50% que les proporcionan buena resistencia a la corrosión bajo tensión, alta resistencia a la corrosión intergranular, excelentes propiedades mecánicas y buena soldabilidad [1].

Pueden ser clasificados de acuerdo a su composición química [2] en aceros inoxidable duplex (AID) y aceros inoxidable superduplex (AISD). Y pueden diferenciarse por medio de su índice equivalente de resistencia al picado (PRE) [3], la cual se obtiene a través de las expresiones

$$PRE_N = \%Cr + 3,3 \%Mo + 16 \% N.$$

CLAUDIA PATRICIA SERNA GIRALDO

Ingeniera Mecánica, PhD
Profesora Auxiliar
Universidad de Antioquia.
Investigadora Universidad de São Paulo
claserna@udea.edu.co

SERGIO DUARTE BRANDI

Ingeniero Metalúrgico. PhD
Profesor Doctor
Universidad de São Paulo
sebrandi@usp.br

Fecha de Recepción: 14 Mayo de 2007

Fecha de Aceptación: 31 julio de 2007

$$PRE_w = \%Cr + 3,3(\%Mo + 0,5\%W) + 16\%N.$$

Cuando el valor de PRE es mayor de 40, se habla de aceros inoxidable superduplex.

Sus propiedades mecánicas resultan de la combinación de la composición química y de las propiedades de la austenita y la ferrita principalmente, así el límite de fluencia de los AID es casi el doble de los aceros inoxidable austeníticos [4].

La resistencia a la corrosión localizada es función de la resistencia a la corrosión de las fases, siendo que hay influencia tanto de la razón α/γ como de la composición química de cada una de las fases [5].

2.1 Precipitación de fases intermetálicas en aceros inoxidables duplex

El estudio de precipitación de fases intermetálicas en AID y AISD ha sido basado generalmente en tratamientos isotérmicos, verificándose precipitación suficiente para deteriorar las propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión en tiempos mayores de 100 segundos a temperaturas en el rango entre 850 °C y 950 °C.

Durante el enfriamiento de los AID, la precipitación de la austenita esta acompañada de precipitación de otras fases (M_7C_3 , $M_{23}C_6$, Σ , Chi, Laves, α') dependiendo de la temperatura máxima alcanzada y del tiempo de permanencia en el intervalo de precipitación. Esas fases intermetálicas precipitan por nucleación en sitios de alta energía como puntos triples de granos, límite de grano, inclusiones, dislocaciones y vacancias [6] y es favorecida por la distribución preferencial de los elementos aleantes en la ferrita y en la austenita. Así el molibdeno, cromo y silicio se disuelven preferencialmente en la ferrita [7] favoreciendo la precipitación de fases intermetálicas, mientras que el manganeso, níquel y nitrógeno se difunden preferencialmente en la austenita [8].

La fase σ se forma entre 600°C y 1100°C por la descomposición eutectoide de ferrita en σ mas austenita, nucleando en los límites de grano ferrítico y en la intercara austenita/ferrita, creciendo hacia el interior de la ferrita [9,10,11]. Los elementos que estabilizan la ferrita favorecen la formación de fase σ .

La fase chi (χ) [12] precipita a temperatura entre 700° C y 900°C en cantidades menores que la fase σ , además de que ocurre en tiempos menores, y es considerada metaestable ya que actúa como facilitadora para la formación de fase σ , descomponiéndose completamente en ella después de largos tiempos de exposición.

La precipitación de nitruros de cromo (Cr_2N) [13] son favorecidos por el aumento en la cantidad de nitrógeno, sucediendo en el intervalo de temperaturas entre 700°C y 900°C por el enfriamiento rápido desde altas temperaturas de solubilización como consecuencia de una sobresaturación de nitrógeno en la ferrita. Ocurre preferencialmente en los límites de grano ferrita/ferrita, pero también puede ocurrir intergranularmente.

3. MATERIALES Y MÉTODOS

En este trabajo se utilizaron materiales comerciales, un duplex de especificación UNS S32304 y dos superduplex de especificación UNS S32750 y UNS S32760. La composición química suministrada por el fabricante es presentada en la tabla 1.

Designación UNS	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	W	Cu	N
S 32304	0,014	0,41	1,53	22,64	0,30	4,81	-	0,33	0,10
S 32750	0,016	0,21	0,81	25,08	3,82	6,86	-	0,20	0,30
S 32760	0,017	0,30	0,48	25,42	3,83	6,79	0,77	0,59	0,26

Tabla 1. Composición química de los aceros inoxidables duplex y superduplex estudiados.

Fueron realizados tratamientos térmicos a 850°C durante 35 y 120 minutos, con enfriamiento en agua. El acero UNS S32304 fue sometido también a tratamiento en tiempos mas prolongados de 12 y 24 horas, para observar su comportamiento a precipitación en tiempos largos de envejecimiento.

Los materiales en la condición de entrega y después del tratamiento térmico fueron caracterizados metalográficamente por medio de microscopia óptica, usando ataque electrolítico con solución de 40 % NH_3 . Los aceros tratados térmicamente fueron también atacados electrolíticamente con solución acuosa de 10% KOH con el fin de identificar la fase σ . Las fracciones de austenita y ferrita fueron medidas por medio de un analizador de imágenes y del ferritoscopio.

La fracción volumétrica de fase σ fue cuantificada mediante conteo manual de puntos de acuerdo a la norma ASTM E 562-89 [14].

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1 Materiales en condición de entrega

Los materiales en condición de entrega se encuentran solubilizados. La microestructura consiste de láminas de austenita (fase clara) en una matriz ferrítica (fase oscura). En la figura 1 se muestran las microestructuras en las tres direcciones de la lámina.

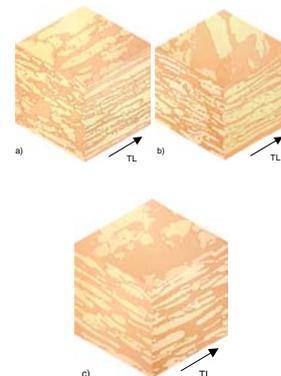


Figura 1. Micrografías de los materiales en la condición de entrega. a) UNS S32304, b) UNS S32750 y c) UNS S 32760. Ataque electrolítico, 40% NH_3

La cuantificación de la fracción volumétrica de la fase ferrítica fue medida en las direcciones paralela a la dirección de la laminación (TL) y perpendicular a la dirección de laminación (TT) y se presentan en la tabla 2. Como las únicas fases presentes son austenita y ferrita, la proporción de austenita es el balance.

MATERIAL	TL	TT
UNS S32304	49,8 ± 0,8	47,0 ± 0,7
UNS S32750	38,7 ± 1,0	37,7 ± 0,9
UNS S32760	48,6 ± 1,1	50,4 ± 1,0

Tabla 2. Proporción de fase ferrítica en los materiales en el estado como recibido medida con analizador de imágenes.

La fracción de ferrita medida en la dirección de laminación, utilizando el ferritoscopio es presentada en la tabla 3.

MATERIAL	FRACCIÓN DE FERRITA
UNS S32304	48,5 ± 0,88
UNS S32750	38,6 ± 0,95
UNS S32760	44,7 ± 1,7

Tabla 3. Fracción de la fase ferrítica en la dirección de laminación medidas con el ferritoscopio.

Las fracciones volumétricas de ferrita en los tres aceros se pueden explicar en función de la composición química y el tratamiento termomecánico. Así, en el acero UNS S32304 se produjo una microestructura bien balanceada de austenita y ferrita. En el acero UNS S32750 se observó una proporción menor de ferrita, tal vez debido a la mayor cantidad de nitrógeno, que es un elemento que estabiliza la austenita. El acero UNS S32760, que tiene composición similar al UNS S32750, tiene un buen balance en las fracciones volumétricas de austenita y ferrita. A pesar de tener un contenido de nitrógeno alto, la presencia del tungsteno favorece la estabilización de la ferrita.

Las fracciones volumétricas de ferrita medidas con el ferritoscopio son menores que las medidas con el analizador de imagen, Esto talvez se explica por las diferentes técnicas de medición. En el ferritoscopio, el contenido de ferrita es proporcional al campo magnético generado en la muestra, que puede ser afectado por la composición química. En la técnica por el analizador de imágenes, la medición se basa en el contraste generado por el ataque químico en las diferentes fases.

Los espectros de difracción de rayos-x son mostrados en la figura 2.

Puede concluirse que los materiales son compuestos solamente de austenita y ferrita.

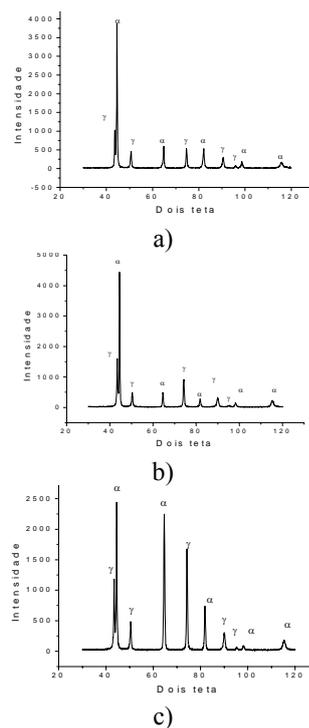


Figura 2. Espectros de difracción de rayos-x . a) UNS S32304, b) UNS S 32750 y c) UNS S32760.

4.2 Materiales tratados térmicamente

4.2.1 Tratamiento a 850 °C durante 35 minutos

En el acero UNS S32304 se observó que la microestructura austenita/ ferrita se mantiene, apenas ocurrió un refinamiento del grano, disminuyendo el espesor de las láminas de antenita y ferrita.

En los aceros UNS S32750 y UNS S32760 se observó la precipitación de una gran cantidad de fase σ en los lugares que eran ocupados por la ferrita. La matriz es austenita. En la figura 3 se muestran las micrografías de estos materiales.

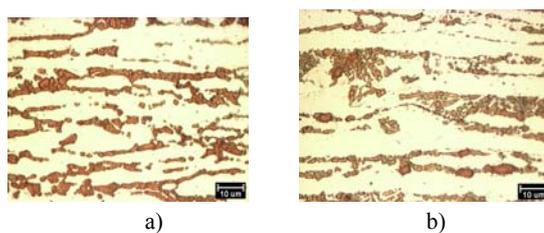


Figura 3. Micrografías de los materiais tratados térmicamente a 850 °C durante 35 minutos. a) UNS S32750 b) UNS S32760. Ataque eletrolítico, solução 10% KOH.

En los AID la fase σ se puede formar por la descomposición eutectoide de la ferrita, formándose austenita mas fase σ. En el acero UNS S32304 no se observó precipitación, lo cual se puede explicar por la poca cantidad de molibdeno en su composición. Ya que el molibdeno es uno de los elementos de aleación que favorece la precipitación de fase σ.

Los espectros de difracción de rayos-x se muestran en las figuras 4, 5 y 6., Y las fases encontradas se muestran en

la tabla 4. En ellos se pueden confirmar la presencia de picos de austenita y ferrita en el acero UNS S32304, y también de fase σ y fase χ en los aceros UNS S32750 y UNS S32760.

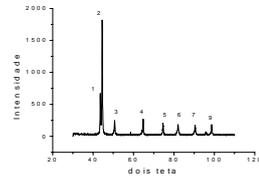


Figura 4. Espectro de difracción de rayos-x del acero UNS S32304 tratado a 850° por 35 minutos.

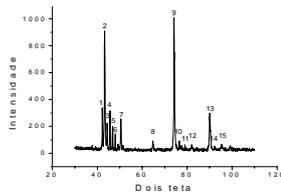


Figura 5. Espectro de difracción de Raios-X do aço UNS S32750 tratado térmicamente a 850° C durante 35 minutos.

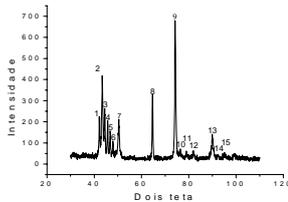


Figura 6. Espectro de difracción de Raios-X do aço UNS S32760 tratado térmicamente a 850° C durante 35 minutos

FASES			
PICO	UNS S32304	UNS S 32750	UNS S 32760
1	$\gamma(111)$	$\sigma(410)$	$\sigma(410)$
2	$\alpha(110)$	$\gamma(111), \sigma(330), \chi(330)$	$\gamma(111), \sigma(330), \chi(330)$
3	$\gamma(200)$	$\alpha(110), \sigma(202)$	$\alpha(110), \sigma(202)$
4	$\alpha(200)$	$\sigma(420)$	$\sigma(420)$
5	$\gamma(220)$	$\sigma(411)$	$\sigma(411)$
6	$\alpha(211)$	$\sigma(331), \chi(332)$	$\sigma(331), \chi(332)$
7	$\gamma(311)$	$\gamma(200), \chi(422)$	$\gamma(200), \chi(422)$
8	$\gamma(222)$	$\alpha(200), \chi(611)$	$\alpha(200), \chi(611)$
9	$\alpha(220)$	$\gamma(220), \chi(550)$	$\gamma(220), \chi(550)$
10		$\sigma(413)$	$\sigma(413)$
11		$\sigma(720), \chi(721)$	$\sigma(720), \chi(721)$
12		$\alpha(211), \sigma(721)$	$\alpha(211), \sigma(721), \chi(642)$
13		$\gamma(311)$	$\gamma(311)$
14		$\gamma(222)$	$\gamma(222)$
15		$\alpha(220)$	$\alpha(220)$

Tabla 4. Fases identificadas en los espectros de difracción de rayos-x de los aceros estudiados.

La observación en el microscopio electrónico de barrido utilizando EDS muestra una fase más brillante contornando la fase σ . Por el análisis de composición química fue identificada como fase χ .

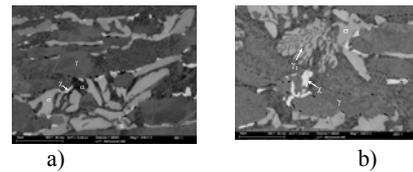


Figura 7 Micrografías de los aceros tratados térmicamente a 850°C durante 35 minutos. Imágenes obtenidas en el microscopio electrónico de barrido, con EDS a) UNS S32750 e b) UNS S32760. Muestras sin ataque

Los resultados de los análisis son presentados en la tabla 5. Se muestra que la fase σ en el acero UNS S32750 es rica en Fe, Cr, Mo y presenta un contenido bajo de Ni. En el acero UNS S32760 se observa también la presencia de W.

ACERO	FASE	Fe	Cr	Ni	Mo	W	Si
UNS S32750, 850 °C, 35 min.	σ	56,54	31,27	3,99	7,85	-	0,34
	χ	50,06	27,10	3,45	18,93	-	0,46
	γ	65,18	24,12	7,5	2,94	-	0,26
	α	68,13	25,89	3,01	2,74	-	0,23
UNS S32760, 850°C, 35 min	σ	56,25	31,01	3,99	7,01	1,74	-
	χ	50,76	26,34	2,64	16,55	3,71	-
	γ	64,45	23,09	8,79	2,79	0,88	-
	γ_1	68,78	20,46	8,72	1,42	0,62	-

Tabla 5. Composición química de las fases en los aceros tratados térmicamente a 850° C durante 35 minutos.

Tratamientos a 850 °C durante 120 minutos

En los materiales tratados durante 120 minutos, se observó que el acero UNS S32304 no precipitó ninguna fase, mientras que los aceros UNS S32750 y UNS S32760 aumentaron la cantidad de fase σ precipitada. En la figura 8 se muestran las micrografías correspondientes. Los resultados de las fases encontradas a través de los análisis de difracción de rayos-x en los aceros UNS S32750 y UNS S32760 son presentados en la tabla 6.

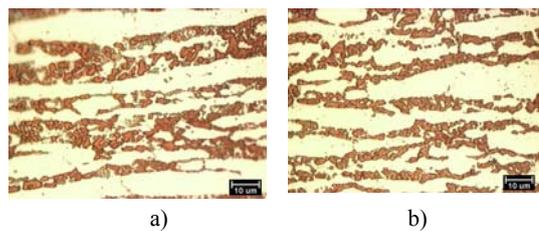


Figura 8. Materiales tratados térmicamente a 850°C durante dos horas. a) UNS S32750 e b)UNS S32760. Ataque electrolítico 10% KOH.

En la figura 9 se muestran las imágenes obtenidas en el microscopio electrónico de barrido con EDS. Se observa de estas micrografías la precipitación de fase χ , además de la fase σ , pero en cantidades menores a las obtenidas en el tratamiento durante 35 minutos.

PICO	FASES	
	UNS S32750	UNS S32760
1	σ (311)	σ (311)
2	σ (002)	σ (002)
3	σ (410)	σ (410)
4	γ (111), σ (330), χ (330)	γ (111), χ (330)
5	α (110), σ (202)	σ (330)
6	σ (420)	α (110), σ (202)
7	σ (411)	σ (420)
8	σ (331), χ (332)	σ (411)
9	σ (222)	σ (331), χ (332)
10	σ (430)	σ (222)
11	σ (522)	γ (200)
12	σ (532), χ (550)	σ (430)
13	σ (550)	σ (322)
14	σ (413)	σ (520)*
15	σ (413)	σ (511)
16	σ (333)	σ (620)
17	χ (721)	σ (540)
18	σ (720)	σ (522)
19	σ (551)	σ (532), χ (550)
20	σ (622)	σ (333)
21	α (211), σ (721)	σ (413)
22	σ (513)	σ (720), χ (721)
23	σ (513)	α (211), σ (721)
24	γ (311)	σ (513)
25	γ (222)	γ (311)
26	α (220)	γ (222)
27	σ (831)	σ (831)
28	σ (633)	σ (840)
29	σ (840)	γ (400)
30	σ (553)	
31	σ (761)	

Tabla 6. Fases identificadas en los espectros de difracción de rayos-x de los aceros UNS S32750 y UNS S 32760 tratados a 850°C durante dos horas.

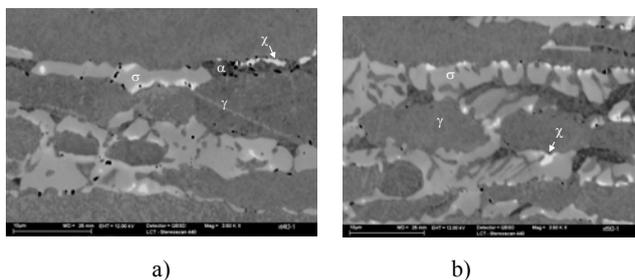


Figura 9. Micrografías de los aceros tratados termicamente a 850 °C durante dos horas obtenidas no microscopio electrónico de barrido con EDS a) UNS S32750 e b) UNS S32760. Muestras sin ataque.

Los resultados de microanálisis químicos para cada una de las fases se muestran en la tabla 7.

La fase σ es rica en Fe, Cr y Mo. La fase χ es muy rica en Mo y con menores cantidades de Cr que la fase σ . En

el acero UNS S32760, la fase χ tiene mayor cantidad de W que la fase σ . Se observó también que la cantidad de fase χ es mayor en el acero UNS S32760 que en el acero UNS S32750, lo que se puede explicar por la presencia del W que es un elemento que favorece la precipitación de fase χ .

ACERO	FASE	Fe	Cr	Ni	Mo	W	Si
UNS S32750, 850 °C, 2 horas.	σ	57,27	30,73	3,75	7,78	-	0,47
	γ	52,05	26,16	3,45	17,82	-	0,52
	χ	64,37	24,11	8,36	2,83	-	0,32
	α	66,15	27,41	3,53	2,66	-	0,24
UNS S32760, 850°C, 2 horas	σ	55,08	32,37	3,63	7,45	1,47	-
	γ	52,60	25,52	1,98	15,95	3,94	-
	χ	63,30	24,15	8,41	3,03	1,11	-

Tabla 7. Composición química de las fases encontradas en los aceros UNS S 32750 y UNS S32760 tratados a 850°C durante dos horas.

tratamientos termicos a 850°C durante 12 y 24 horas en el acero UNS S32304

Estos tratamientos fueron realizados con el fin de verificar el comportamiento del acero UNS S32304 a tiempos prolongados de envejecimiento a 850°C. Los resultados mostraron que no se precipitaron fases intermetálicas, manteniéndose la microestructura austenítica/ ferrítica. Esto se explica por la composición química, ya que es un acero menos aleado, y a pesar de su alto contenido de cromo, tiene poca cantidad de molibdeno, que es el elemento que mas favorece la formación de intermetálicos como la fase σ y la χ .

4.3 Cálculo de parámetros de red

Con los resultados de los difractogramas, fue posible calcular los parámetros de red de las fases presentes en los aceros solubilizados y tratados térmicamente, como se mencionó en la sección 3. Los resultados se presentan en la tabla 8.

fases	solubilizado	35 min	2h
UNS S32304			
γ	a=3,5982±0,0009	a=3,6003±0,0009	a=3,585±0,006
α	a=2,8875±0,009	a=2,8773±0,0005	a=2,8767±0,0007
UNS S32750			
γ	a=3,6157±0,002	a=3,6156±0,0007	a=3,6140±0,0011
α	a=2,8863±0,0009	a=2,8711±0,006	a=2,8719±0,0048
σ		a=8,8403±0,008 c=4,5888±0,002 c/a=0,519	a=8,84±0,02 c=4,4104±0,004 c/a=0,4988
χ	-	a=8,93±0,03	a=8,89±0,02
UNS S32760			
γ	a=3,614±0,001	a=3,6169±0,0007	a=3,6156±0,002
α	a= 2,8835±0,0007	a=2,868±0,008	a=2,8785±0,005
σ		a=8,8465 ±0,005 c=4,5925 ±0,001 c/a=0,519	a=8,8305±0,03 c=4,5707±0,007 c/a=0,517
χ	-	a=8,9325±0,03	a=8,8685±0,02

Tabla 8. Parámetros de red calculados para las fases precipitadas durante los tratamientos térmicos de los aceros UNS S 32304, UNS S32750 y UNS S32760.

4.4 Fracción volumétrica de las fases

La fracción volumétrica de las fases intermetálicas precipitadas en cada uno de los tratamientos térmicos se presenta en la tabla 9. Como el conteo fue realizado utilizando microscopía óptica, y esta técnica no permitió diferenciar la fase σ de la fase χ , fue inevitable considerar la fracción de fase χ como σ .

Se observa que el acero que presenta mayor cantidad de fases intermetálicas precipitadas es el UNS S32760, y a medida que aumenta el tiempo de tratamiento, aumenta la cantidad de intermetálicos precipitados.

Material	Tratado 850°C, 35 min	Tratado 850°C, 120 min
UNS S32304	0	0
UNS S32750	27,3 ∇ 2,0	32,3 ∇ 3,2
UNS S32760	31,2 ∇ 4,9	39,0 ∇ 2,0

Tabla 9. Fracción volumétrica de fases intermetálicas precipitadas en los aceros de estudio.

Se observa de la tabla 9 que el acero UNS S32760 es el que precipita mayor cantidad de fase σ , lo cual se puede explicar por la presencia del W, además del Mo, que son los elementos que mas favorecen la precipitación de fases intermetálicas.

5. CONCLUSIONES

Del trabajo realizado puede concluirse que:

- ❖ El acero UNS S32304 no precipitó fases intermetálicas a la temperatura de 850°C ni siquiera en el tiempo de envejecimiento mas prolongado de 24 horas.
- ❖ Se observó la precipitación de fase χ y fase σ en los aceros UNS S32750 y UNS S32760 tratados térmicamente a 850°C durante 35 y 120 minutos.
- ❖ El acero UNS S32760 fue el que precipitó mayor cantidad de fase σ . Esto se atribuyó al contenido de W, ya que su composición difiere del UNS S32750 básicamente en este elemento.
- ❖ La precipitación de fase σ y fase χ sucedió en las intercaras entre la ferrita y la austenita y su crecimiento fue hacia el interior de la ferrita.

6. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecemos a la agencia brasileña FAPESP por el apoyo financiero.

7. REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] FOLKHARD, Erich. **Welding Metallurgy of Stainless Steels**. Springer-Verlag Wien, New York, 1988.

[2] CHARLES, J. Why and where duplex stainless steel. In Conference Duplex Stainless steels 97. pp 29-42 **Proceedings**. The Netherlands, 1997.

[3] BONNEL, J.M.; PEASE, N.C.; ATAMERT, S. Welding superduplex stainless steels with flux-cored and metal cored wires. pp 219-36. In: Stainless Steel World 99 Conference. **Proceedings**. 1999.

[4] SOLOMON, H D.; DEVINE, T.M. Duplex stainless steels-a tale of two phases. pp 693-757. In: Conference Duplex Stainless Steels 1984. **Proceedings**. Ohio, 1984.

[5] COMBRADE, P. AUDOUARD, P.P. Duplex stainless steels and localized corrosion resistance. pp 257-81. In: Conference Duplex Stainless Steels'91. Beaune Bourgogne, France, 1991. **Proceedings**. France, 1991.

[6] GRONG, OYSTEIN. **Metallurgical modelling of welding**. The Institute of Materials, London, 1994.

[7] POTGIETER, J.H.; CORTIE, M.B. Determination of the microstructure and alloy element distribution in experimental duplex stainless steels. **Materials Characterization**, v.26, n.3, pp 155-65. 1991.

[8] ROSCOE, C.V.; GRADWELL, K.J.; LORIMER, G.W. Structure/properties relation ships in a series of duplex stainless steels. p 563-77. In: Stainless Steels'84. **Proceedings**. Goteborg, 1984.

[9] BARBOSA, C.A. et al. Formação de fase sigma em aço inoxidável austenítico-ferrítico. **Metalurgia & Materiais**, v.32, n.227, p 669-73, 1976.

[10] BRANDI, S.D. **Estudo da soldabilidade do aço inoxidável duplex DIN W.Nr. 1,4462 (UNS S31803)**. São Paulo, 1992, 265 p. Tese (Doutorado)-Departamento de Eng. Metalúrgica, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.

[11] KOBAYASHI, D.Y.; WOLYNEC, S. Efeito da fase sigma na resistência a corrosão de aços inoxidáveis duplex. In: 51 congresso da ABM, v.3. p581-99. Porto Alegre, 1996. **Anais**. Porto Alegre, ABM, 1996.

[12] KARLSSON, L. Duplex stainless steel weld metals-effects of secondary phases. pp 43-71. In. Conference duplex stainless steel 97. **Proceedings**. The Netherlands, 1997.

[13] NILSSON, J.O. The physical metallurgy of duplex stainless steel. pp 73-82. In: Conference duplex stainless steel 97. **Proceedings**. The Netherlands, 1997.

[14] ASTM. **Standard test method for determining volume fraction by systematic manual point count. Annual book of ASTM standard**. p 589-94. Annual book of ASTM standards. E 562-89,.