

## **Study and characterization of corrosion in welds of modified 316L stainless steel for Urea Service**

**Matilde Fernández de Romero y Oladis Troconis de Rincón\***

*Departamento Técnico Pequiven El Tablazo, Venezuela, Apdo. 159, Fax: 58-61-908166.*

*\*Centro de Estudios de Corrosión, Facultad de Ingeniería, Universidad del Zulia  
Maracaibo - Venezuela, Apdo. 10.482, Fax: 58-61-512197*

### **Abstract**

This paper presents the results on the corrosion study, in welded zones of modified 316L Stainless Steel for Urea service.

The tests involve chemical and structural features of base metal, N.D.E with dye check and x-ray, analysis of parent metal and weld bead using SEM and TEM Techniques and corrosion Huey test. The tests performed verified the original specification of material with some non-metallic inclusions present (NiS). Chrome rich phases that act as depleting agents were not detected, this reinforces the fact that corrosion failure can not be attributed to foreign phases.

The results of the analysis lead to the conclusion that failure occurs due to the corrosive effect of ammonia carbamate on high residual stresses with lack of passivation. Crevice Corrosion was detected.

**Key words:** Corrosion, welds, modified 316L stainless steel, Urea.

## **Estudio y caracterización de la corrosión en soldaduras de acero inoxidable 316L modificado en servicio de Urea**

### **Resumen**

Se presentan los resultados obtenidos del estudio realizado a la corrosión ocurrida en soldaduras de planchas de acero inoxidable 316L modificado, en servicio de Urea. Se aplicaron métodos no destructivos como líquidos penetrantes y rayos x, análisis estructural del material base y de la soldadura a través de Microscopía Óptica, Electrónica de barrido y Transmisión, análisis de compuestos en la soldadura por difracción de rayos x y susceptibilidad al ataque intergranular en solución de ácido nítrico al 65 % en ebullición (Ensayo Huey).

Los resultados permitieron confirmar la adecuada calidad de un acero inoxidable 316L modificado con ciertas inclusiones no perjudiciales de sulfuro de níquel en la matriz austenítica. No se detectaron fases ricas en cromo, por lo tanto se descarta la corrosión intergranular como mecanismo de acción y se identifica un fenómeno de corrosión localizada en forma de hendiduras, causado básicamente por el efecto corrosivo del carbamato de amonio en zonas de mayor contenido energético y de ninguna o escasa pasivación como son las soldaduras.

**Palabras claves:** Corrosión, soldadura, acero inoxidable 316L modificado, Urea

## Introducción

A nivel mundial se conocen dos tipos de procesos básicos de obtención de Urea, uno de reciclo total y el otro de despojamiento o "Striping Process"; dándose en ambos procesos las mismas reacciones químicas, producción de Urea ( $\text{NH}_2\text{CONH}_2$ ) por reacción del amoníaco ( $\text{NH}_3$ ) con dióxido de carbono ( $\text{CO}_2$ ) a temperaturas de 160 a 200°C y presiones de 155 a 341  $\text{Kg/cm}^2$ . En esta reacción se forma el compuesto intermedio carbamato de amonio ( $\text{NH}_4\text{COONH}_2$ ) de alto poder corrosivo, razón que hizo necesario investigar la resistencia a la corrosión de diferentes materiales [1-3]; llegándose al uso eficiente de aleaciones modificadas del acero inoxidable austenítico 316L, de muy bajo contenido de carbono y cuya composición es ajustada para dar como resultado final una aleación baja en ferrita (< 0,6%), en presencia de oxígeno disuelto como agente pasivador o retardador del fenómeno de corrosión. El oxígeno disuelto en la corriente de  $\text{CO}_2$  es usado para la pasivación de aceros inoxidables austeníticos que contengan mínimo 16% Cr y 8% Ni.

La patente Británica N° 1153107 asignada a la firma japonesa Toyo Koatsu Industria, confirma la necesidad del oxígeno en síntesis de Urea cuando son expuestas aleaciones de acero inoxidable. Según STAMICARBON [4] la concentración de oxígeno disuelto en la corriente de  $\text{CO}_2$  debe estar en el rango de 0,05 a 3% en volumen. Es evidente que el interés que se tiene es de lograr las condiciones pasivas, las cuales para un acero inoxidable 316L se consiguen cuando el contenido de oxígeno en el medio sobrepasa los 10 ppm y cuando la velocidad de corrosión es cercana a cero (0,01 a 0,1 mm/año) pudiendo ser ésta varias decenas de mm/año en el estado activo. Cuando el contenido de oxígeno disminuye por debajo de 10 ppm, se producirá corrosión acelerada o activa después de un cierto período de tiempo; razón por la cual su inyección es una precondición necesaria para prevenir corrosión en plantas de Urea construidas con aceros inoxidables austeníticos cromo-níquel-molibdeno [1,4-6]. Se ha encontrado corrosión severa por hendiduras o espacios confinados en lugares donde la superficie no puede ser pasiva-

da, por ser poco accesible a un flujo continuo e igualmente ocurre corrosión severa en aquellos puntos donde el gas y el líquido no están en equilibrio, no existiendo el oxígeno adecuado para mantener potenciales de pasivación; originándose por esto dos mecanismos de corrosión como son: disolución del metal en la región activa y disolución cerca de la región transpasiva. La primera ocurre cuando el oxígeno en el proceso de producción ha sido insuficiente y la segunda es producto de un excesivo contenido de oxígeno [5,7].

En servicio de Urea el elemento metalúrgico más importante a evitar es la fase ferrita en la soldadura, especialmente para condiciones altamente corrosivas como son reactores y descomponedores de alta presión y temperatura; debido a que se forman celdas de concentración diferencial entre los elementos Cr, Ni y Mo en la fase austenítica y ferrítica, generando corrosión selectiva. Seraceno y Turell [7] han demostrado el comportamiento similar que existe entre la velocidad de corrosión determinada por el Ensayo Huey y en solución de carbamato de amonio; igualmente, demostraron la estrecha relación que existe entre el contenido de ferrita y la velocidad de corrosión determinada con este ensayo; el cual es frecuentemente especificado como una prueba de aceptación, siendo el límite de velocidad de corrosión por pérdida de peso en 10 días de 3.3  $\mu\text{m} / 48 \text{ hr}$ ; con limitaciones en la profundidad del ataque selectivo (longitudinalmente a la dirección de la deformación: 200  $\mu\text{m}$  y perpendicular a la dirección: 70  $\mu\text{m}$ ). Este ensayo está dirigido específicamente a verificar la calidad del acero con respecto a la tendencia a la corrosión intergranular, determinación de purezas indeseables y componentes estructurales y segregaciones, que pueden inhibir la formación de una capa pasiva continua.

En cuanto al material de aporte usado para soldadura, debe ser completamente austenítico y además, resistente al agrietamiento en caliente "hot cracking"; lo cual es obtenido con la introducción de Manganeso a una concentración de 4-6% y verificando un amperaje adecuado. Debe también, tener óptima composición química similar al material base, ya que un inadecuado

material de soldadura puede aumentar el contenido de ferrita delta a valores por encima de 2.5-3.0%, siendo esto la causa de corrosión severa en esta zona. Sin embargo, aún en el caso de superficies puramente austeníticas puede ocurrir corrosión intergranular en zonas agotadas o empobrecidas, ocurridas obviamente como un resultado de precipitaciones de fases, separación de elementos y formación de cavidades [4]; lo cual se produce sobre estos compuestos o en sus proximidades donde la composición es afectada; es decir sobre el cordón de soldadura o en la zona afectada por el calor. La ferrita delta en estos casos aparece a altas temperaturas y es susceptible a transformarse en fase sigma por medio de un calentamiento ulterior y prolongado entre 600-900°C. Por ejemplo a través de operaciones de soldaduras [8,9].

Como ya se ha mencionado se ha encontrado problemas de corrosión, aún utilizando acero inoxidable modificado de bajo contenido de carbono y en presencia de oxígeno; tal es el caso de un reactor de Urea de Pequiven Complejo Zulia, colocado fuera de servicio por presentar corrosión severa en las soldaduras del revestimiento interno [10]; razón por la cual fue necesario estudiar y caracterizar el mecanismo de corrosión, con las finalidades de tomar las correcciones al caso y aumentar la vida útil de tres reactores adicionales existentes en el mismo complejo petroquímico.

### Desarrollo Experimental

Con la finalidad de determinar el mecanismo de corrosión predominante del acero inoxidable 316L modificado en servicio de Urea, se seleccionaron dos muestras con problemas de corrosión localizada en zonas de soldaduras del revestimiento interno. Luego se extrajeron las muestras para realizar de manera secuencial los siguientes análisis: Inspección con ensayos no destructivos de las muestras, Caracterización del material base, Análisis con el Microscopio Óptico y Electrónico de barrido, Análisis por difracción de área selecta con Microscopía Electrónica de Transmisión, Análisis por difracción de rayos-x sobre muestras tratadas por el método de disolución anódica selectiva de la matriz y

Susceptibilidad al ataque intergranular del acero "Ensayo Huey".

Se utilizaron las normas ASTM A-370 para los Ensayos de Tracción, ASTM E-407 para el ataque electroquímico con ácido oxálico al 10% y ASTM A-262 para evaluar la susceptibilidad a corrosión intergranular "Ensayo Huey". En las zonas de soldaduras se hizo análisis metalográfico por ataque selectivo, con la finalidad de detectar mediante coloración la posible presencia de ferrita y fase sigma, utilizando los siguientes procedimientos: Ataque electroquímico con NaOH concentrado a 5 voltios, Ataque químico con ferrocianuro de potasio, hidróxido de potasio y agua destilada y Ataque electroquímico con cianuro de sodio al 10% a 1.5 voltios.

### Análisis y Discusión de Resultados

La Figura 1, muestra la macrografía detallada de cada una de las muestras; en la primera de ellas se observan dos cordones de soldadura y grietas ramificadas en el material base, entre los dos cordones de soldadura y en la segunda se observan igualmente dos cordones de soldadura en cruz con socavaciones y hoyuelos. El análisis con líquidos penetrantes y rayos x indica que las grietas y los hoyuelos no son pasantes.

La Tabla 1 y Figura 2, muestran respectivamente la composición química, las propiedades mecánicas y las microestructuras del material base y la soldadura, observándose que el contenido de carbono en el material base está en el orden de 0,0255% (sobre quince determinaciones con una desviación normal de  $3,8 \times 10^{-3}$ ) correspondiendo al valor esperado para un acero inoxidable 316L modificado y para la soldadura este valor es de 0,035% (sobre siete determinaciones con una desviación de  $3,88 \times 10^{-3}$ ), lo cual esta acorde con la especificación del electrodo recubierto utilizado (Thermanit 19/15H) donde se establece hasta 0,04%. El porcentaje de níquel está enmarcado hacia el límite máximo del rango para el 316L (10 - 14 %), contrarrestando de esta manera el efecto ferritizante del cromo y el molibdeno los cuales por sus propiedades



Figura 1. Macrografía de las muestras analizadas.

Tabla 1

Análisis químico del material base y de la soldadura del acero 316L modificado								
Elemento (% peso)								
Muestra	%C	%S	%Cr	%Ni	%Mo	%Nb	%Mn	%Si
M. base	0,0255	0,0098	17,80	14,59	2,08	0,02	1,73	0,44
Soldadura	0,0357	0,0089	18,90	17,00	2,68	0,01	3,80	-----

Resultados de ensayos de dureza de muestras del material base y soldadura	
Muestra	Dureza (HRB)
Material Base	80
Soldadura	90

Resultados del ensayo de tracción sobre muestras del material base						
Probeta	Carga a la Fluencia (Newton)	Resistencia a la Fluen. (New/mm <sup>2</sup> )	Carga Max. (Newton)	Resistencia Tracción (New/mm <sup>2</sup> )	Elongación %	Reducción de área %
Longitudinal	9167	304	16917	582	68	75
Transversal	42283	257	91250	550	54	64

anticorrosivas quedan inalterables en el proceso de fabricación del acero. Según la literatura [1] un balance en composición adecuado de estos elementos más el aporte del manganeso (austenizante), hacen que el acero mantenga una estructura austenítica estable sin ferrita. En la soldadura se observa que el contenido de níquel es mayor que en el material base, lo cual es requerido para mantener los niveles de ferrita muy bajos y obtener mayor nobleza en el material depositado.

Los ensayos de dureza del material base y la soldadura, indican que cumplen con los valores normales especificados para aceros de este tipo: 77 HRB (Rockwell B) de dureza para el material base y ligeramente superior para la soldadura y el ensayos de tracción, realizado sobre el material base, ratifica la calidad del acero según los valores normales especificados, para lo cual se exigen los siguientes valores mínimos a 20°C [1-3]:

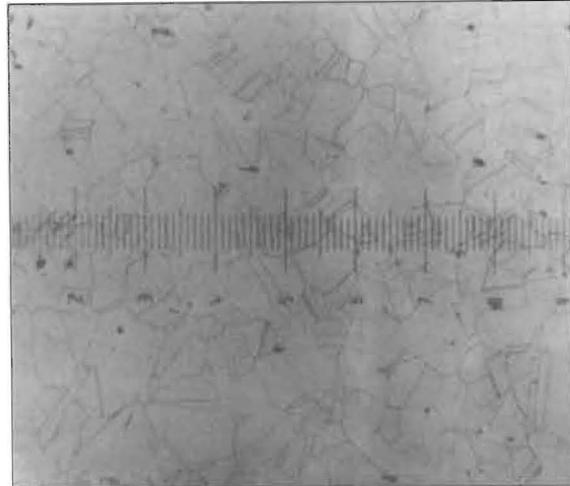
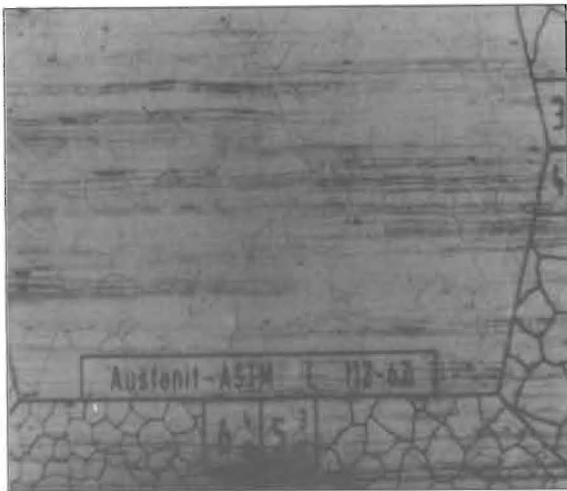


Figura 2. Microestructura del acero inoxidable 316L modificado.

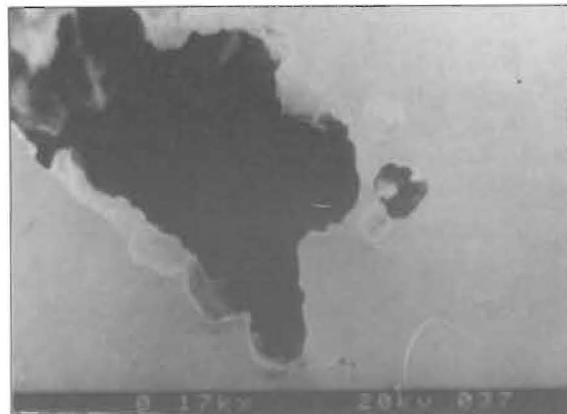
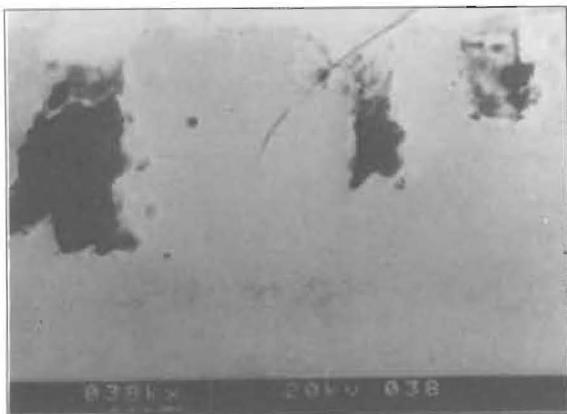


Figura 3. Morfología de las grietas en forma de hendiduras.

Resistencia a la Fluencia: 210 New/mm<sup>2</sup>  
(0,2 offset)  
Resistencia a la Tracción: 500-700 New/mm<sup>2</sup>  
Elongación: 45%

La Figura 2 muestra las microestructuras de la sección plana del material base, donde se revela una estructura austenítica recristalizada completamente con granos de tamaño entre 5 y 6; según norma ASTM E-112, varios puntos oscuros atribuidos a inclusiones de escorias "slag" o inclusiones no metálicas que se forman en el proceso de fabricación del acero y franjas de laminación en las caras longitudinales y transversales atravesando los granos producto del proceso de conformado; lo cual fue confirmado al someter una muestra a tratamiento térmico (recocido de solubilidad) por 15 minutos a 1150°C, observándose que las líneas de defor-

mación persistían. En cuanto a las soldaduras el análisis microestructural permitió observar que las planchas fueron soldadas desde la parte interna en contacto con el fluido hacia afuera y una microestructura normal dendrítica de una soldadura. Los ataques metalográficos no dieron coloración clara que permitiese distinguir si el acero contenía o no fases intermetálicas.

La Figura 3, muestra el análisis con el Microscópio Electrónico de Barrido (MEB), lo cual permitió determinar que las grietas en el material base son hendiduras en forma ovalada, con una penetración de un 10% del espesor de la pared metálica y creciendo preferencialmente en sentido circunferencial a la plancha y no en sentido perpendicular a su espesor, lo cual es ocasionado por la corrosividad del carbamato de amonio confinado. Los hoyuelos observados en la soldadura vertical son ocasionados presumi-

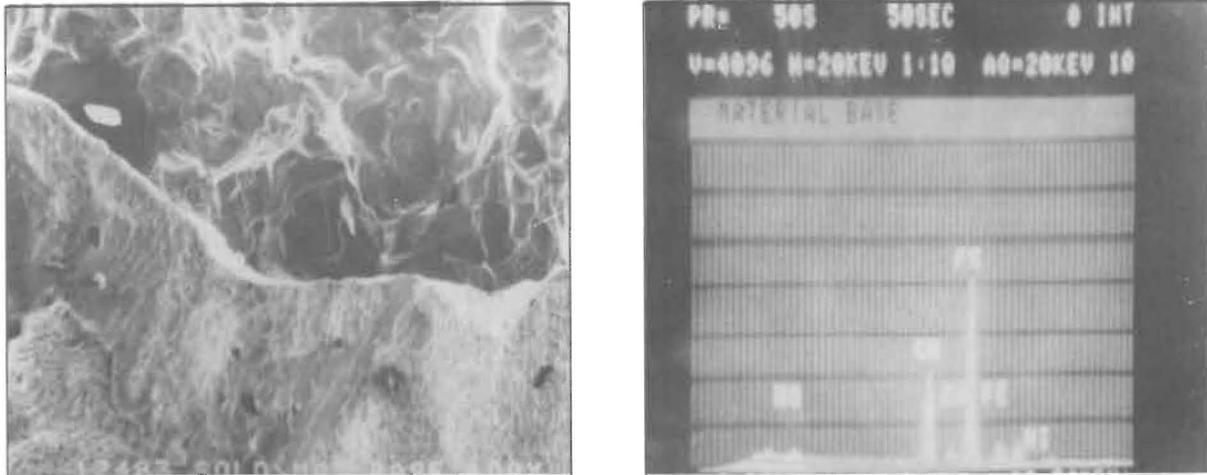


Figura 4. Análisis puntual cualitativo del material base con SEM.

Tabla 2  
Resultados del análisis cuantitativo SEM-EDAX del material base SPECTRUM 12749

Elemento	% peso	% atómico	Precisión 2 $\sigma$	K- Radio
Si KA	0,97	1,88	0,13	0,0057
Mo KA	1,35	2,29	0,11	0,0231
Cr KA	17,85	18,61	0,26	0,2006
Fe KA	66,15	64,21	0,56	0,6721
Ni KA	14,09	13,01	0,38	0,1327

blemente por humedad en el metal que al soldar generan gases atrapados formando hoyuelos en el metal o por contaminación de la soldadura con inclusiones de tungsteno, procedentes del electrodo inerte utilizado durante el proceso de soldadura al encender el arco en forma inadecuada.

Para el análisis químico cualitativo y cuantitativo de las zonas de soldadura y el material base, se tomaron muestras preparadas metalográficamente y se sometieron a examen cualitativo puntual; mediante dispersión de energía de rayos x y análisis cuantitativo con el analizador de rayos característicos (EDAX), obteniéndose los siguientes resultados:

**Material Base:** La Figura 4, muestra la micrografía de la zona afectada por el calor de soldadura y el análisis químico puntual cualitativo de esa zona. Observándose que los picos de energía que aparecen corresponden a los ele-

mentos mayoritarios del acero: hierro, cromo, níquel y molibdeno cuyas proporciones son razonables. La Tabla 2, muestra el análisis químico cuantitativo de los mismos, siendo estos resultados comparables con los obtenidos en el análisis químico por absorción atómica.

**Soldadura:** La Figura 5, muestra una micrografía de la soldadura vertical y el análisis químico puntual cualitativo de esa zona, notándose la semejanza con el material base en cuanto a los picos de energía que aparecen: hierro, cromo, níquel y molibdeno; manteniéndose la misma relación de intensidad de los picos que aparecen en el material base, pero con mayor altura motivado a que el material de soldadura es más aleado. La Tabla 3 muestra el análisis cuantitativo respectivo.

La Figura 6, muestra las micrografías resultantes del análisis selectivo de inclusiones en el material base; realizado sobre una muestra

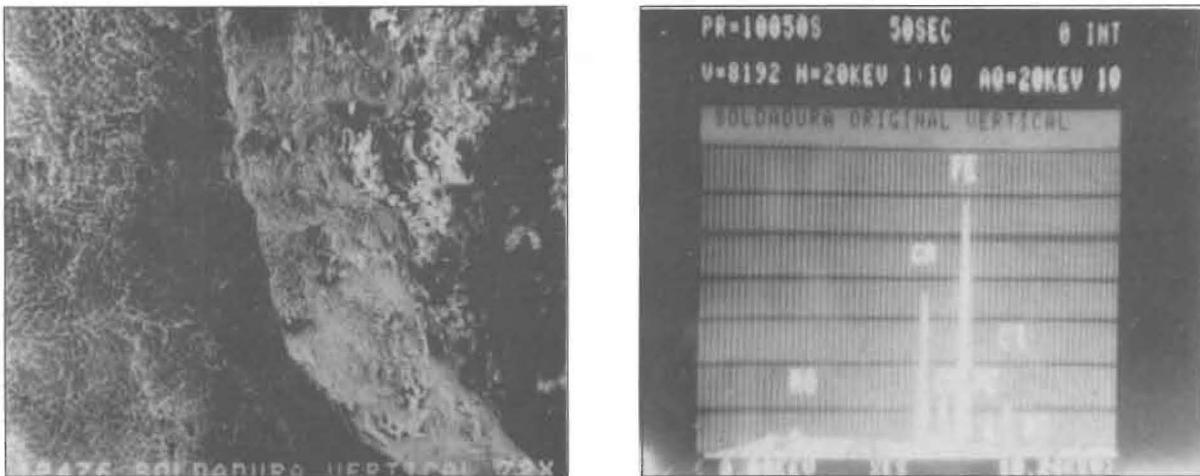


Figura 5. Análisis puntual cualitativo de la soldadura con SEM.

Tabla 3  
Resultados del análisis cuantitativo SEM-EDAX de la soldadura SPECTRUM 12747

Elemento	% peso	% atómico	Precisión 2 $\sigma$	K-Ratio
Si KA	0,77	1,50	0,05	0,0046
Mo KA	1,99	3,39	0,06	0,0342
Cr KA	21,35	22,45	0,23	0,2391
Fe KA	57,71	56,49	0,49	0,5963
Ni KA	17,35	16,16	0,33	0,1676

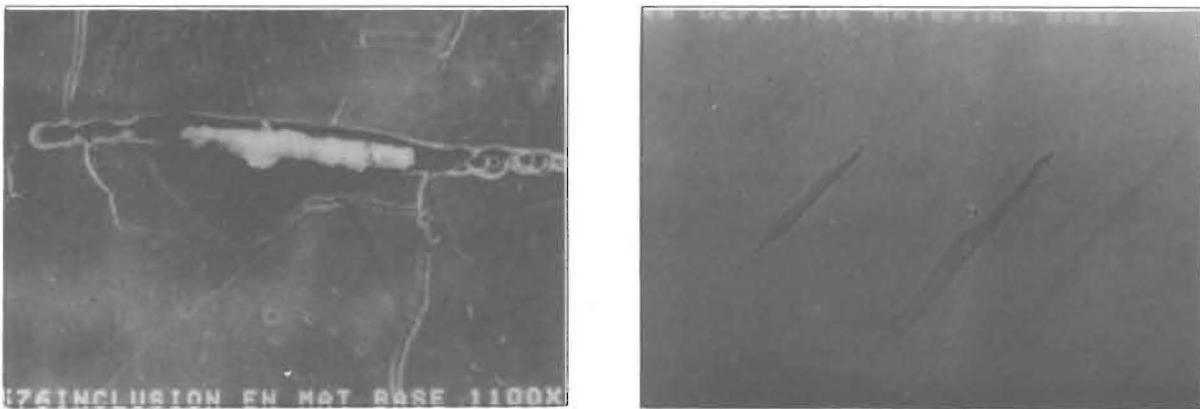


Figura 6. Inclusiones en muestras atacadas y sin atacar del material base. Obsérvese su forma alargada.

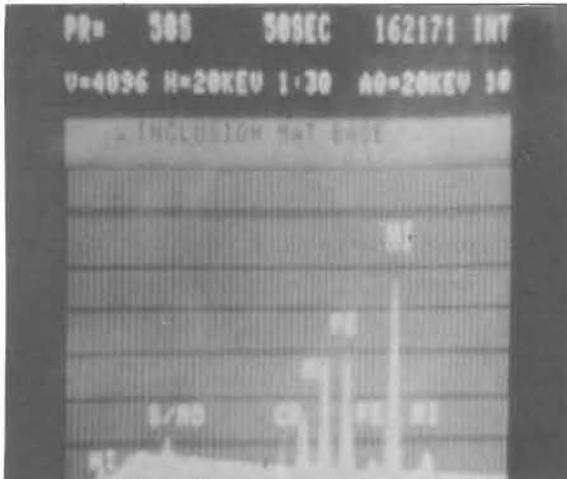


Figura 7. Análisis puntual cualitativo de las inclusiones. Obsérvese que el pico de mayor energía es el Ni

ligeramente atacada y otra sin atacar, observándose que las mismas se sitúan atravesando los granos en el mismo sentido de las líneas de deformación. La Figura 7, muestra un análisis puntual cualitativo realizado con el dispersor de energía de rayos x, donde se observa que el pico de mayor energía corresponde al elemento níquel; lo cual indica que la inclusión puede ser una escoria atrapada, conteniendo entre otras compuestos sulfuro de níquel. Estas escorias generadas en el proceso de fabricación del acero, deben eliminarse y las sobrantes tener una longitud menor de  $0,20 \text{ mm}^{10}$ ; ya que podrían disminuir las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión del material. No obstante en el acero estudiado, no se observa este efecto debido a que la mayoría de las inclusiones tienen

una longitud menor del límite especificado, aún cuando se observa un gran número de ellas.

Adicionalmente, se hizo un análisis lineal de hierro y cromo en la interfase soldadura - material base, observándose que ambos elementos se mantienen estables desde la soldadura hasta el material base. El cromo tiene un ligero incremento en la soldadura lo cual es razonable debido a que el material seleccionado tiene mayor contenido de cromo.

Los patrones obtenidos por difracción de área selecta con Microscopía Electrónica de Transmisión, sobre muestras preparadas por la técnica de láminas delgadas, corresponden a una estructura cúbica centrada en las caras con los parámetros de red de un acero inoxidable austenítico (Figura 8). Mediante esta técnica tampoco se observan fases intermetálicas, tales como Chi o Sigma en zonas de soldadura. Sin embargo, debido a las dificultades que se presentan en la obtención de láminas delgadas, se consideró conveniente completar el análisis con la técnica de Difracción de rayos x por el método de disolución anódica.

La Figura 9 y las Tablas 4 y 5, muestran respectivamente el difractograma de rayos x obtenido por difracción de rayos x sobre muestras tratadas por el método de disolución anódica de la matriz, las distancias interplanares originadas por la señal de difracción y los compuestos con mayor probabilidad de estar en el polvo analizado.

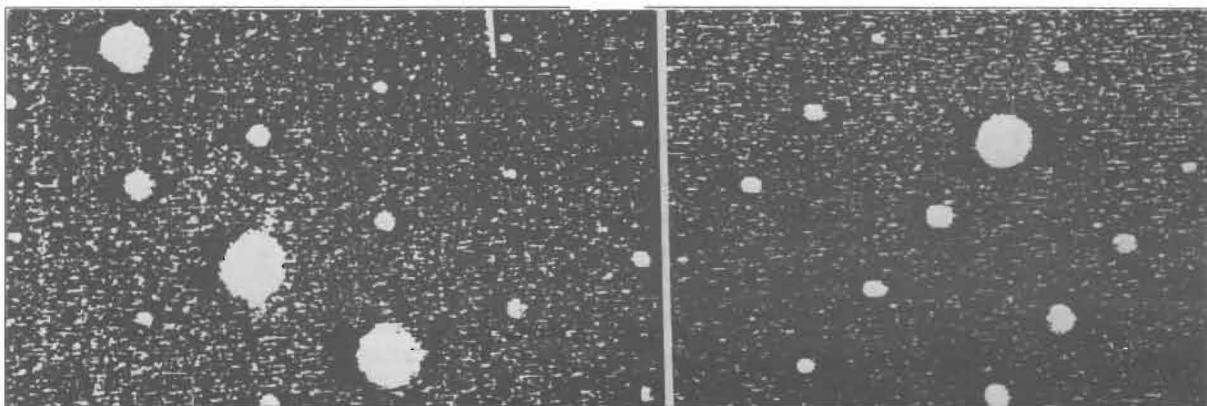


Figura 8. Corte (119) y (211) de la red recíproca de un acero cúbico centrado en las caras.

Tabla 4  
Resultados de la lectura del difractograma presentado en la Figura 9

No. del pico	Posición	Distancia D (Å)	Intensidad (pico)
1	13863	4,9608	4,0
2	18324	4,8376	21,9
3	18704	4,7401	5,0
4	18993	4,6688	4,6
5	29556	3,0198	6,6
6	30135	2,9631	35,7
7	30636	2,9158	5,8
8	34568	2,5926	7,1
9	35521	2,5232	100,0
10	36213	2,4763	16,6
11	36750	2,4435	6,0
12	56513	1,6270	6,3

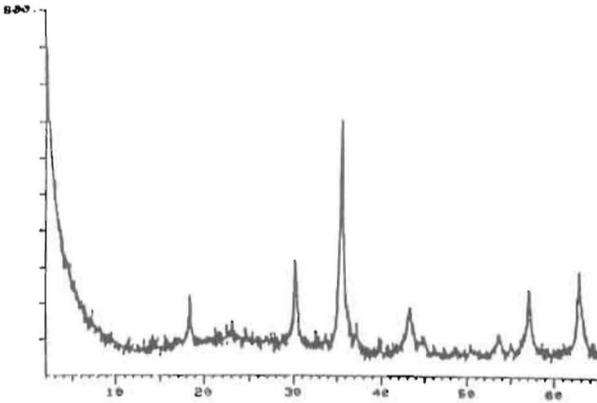


Figura 9. Difractograma de rayos x del polvo obtenido por disolución anódica.

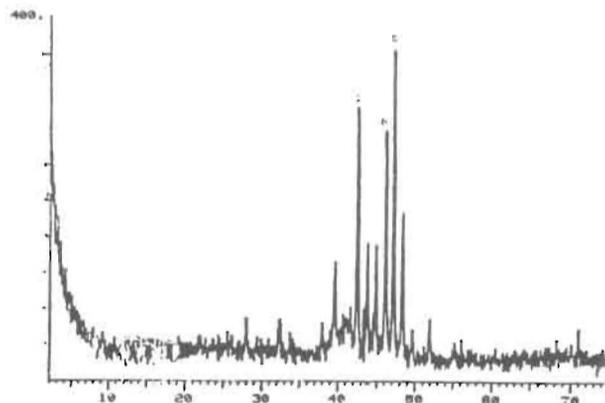


Figura 10. Difractograma de rayos x de un metal conteniendo fase Chi.

La comparación de los picos de difracción característicos de la fase Chi o Sigma (Figura 10) con el difractograma obtenido, señalan la ausencia de éstos en el polvo analizado. Igualmente en la Tabla 5, ninguno de los veinte compuestos indicados corresponde a fase Chi o Sigma. Por lo planteado, esta técnica permite asegurar la ausencia de fases intermetálicas ricas en cromo en las muestras analizadas.

La Tabla 6, muestra los resultados obtenidos con el Ensayo Huey, determinándose que la velocidad de corrosión promedio en los cinco períodos de ensayo fue de  $1,17 \mu\text{m}/48\text{hr}$ , menor de lo reportado como máximo permisible ( $3,3 \mu\text{m}/48\text{hr}$ ); no observándose corrosión intergranular en la superficie metálica de la muestra ensayada.

Tabla 5  
Compuestos con mayor probabilidad de estar presentes en el polvo analizado

Número	Nombre Estándar	Fase	DDF	No	FOM	N/	NP
1	MgFe <sub>2</sub> O <sub>4</sub> /Mag-Ferr.L.Syn	14	17-	464	52	5/	8
2	Na <sub>2</sub> PbO <sub>3</sub> .3H <sub>2</sub> O	0	1-	279	50	6/	9
3	COFe <sub>2</sub> O <sub>4</sub>	0	22-	1086	48	5/	9
4	Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub> /Magnetita Syn	4	19-	629	47	5/	8
5	NiFe <sub>2</sub> O <sub>4</sub> /Trevorita Syn	4	10-	325	46	5/	9
6	CO <sub>2</sub> FeO <sub>4</sub>	0	10-	464	45	4/	7
7	ZnMnO <sub>3</sub>	0	19-	1461	43	5/	8
8	NiCr <sub>2</sub> O <sub>4</sub>	10	23/	1271	41	5/	8
9	MgCr <sub>2</sub> O <sub>4</sub> /Mag-Crom.Syn	4	10	351	41	5/	9
10	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /Magnetita Syn	14	25	1402	37	5/	25
11	NiCr <sub>2</sub> O <sub>4</sub>	10	23	1272	36	8/	15
12	MnCO <sub>2</sub> O <sub>4</sub>	0	23	1237	32	4/	8
13	NiCr <sub>2</sub> O <sub>4</sub>	0	23	432	32	8/	13
14	ZnCr <sub>2</sub> O <sub>4</sub>	0	22	1107	28	5/	9
15	FeO (OH)	0	13	87	26	3/	5
16	Ti <sub>5</sub> O <sub>9</sub>	0	11	193	25	7/	21
17	K <sub>4</sub> P <sub>2</sub> O <sub>7</sub>	0	21	676	24	7/	26
18	CuMn <sub>2</sub> O <sub>4</sub>	0	11	480	23	5/	8

Tabla 6  
Resultados del Ensayo Huey sobre una muestra soldada

Periodo	Variación en peso (gr)	V. Corrosión (m/48hr)
1	0,0225	1,36
2	0,0191	1,15
3	0,0147	0,89
4	0,196	1,18
5	0,0214	1,29
Area muestra	20cm <sup>2</sup>	
Volumen HNO <sub>3</sub>	419cc	

## Conclusiones

De acuerdo con los resultados obtenidos de esta investigación se concluye lo siguiente:

- Las inclusiones de escorias ricas en sulfuro de níquel, menores de 0,20 mm de largo, no influyen negativamente sobre el acero inoxidable 316L grado Urea.
- Las muestras de soldadura de acero inoxidable 316L grado Urea estudiadas, no son susceptibles a la formación de fases intermetálicas ricas en cromo que conlleven a problemas de corrosión intergranular.
- Los problemas de corrosión localizada en zonas de soldadura se deben básicamente al efecto corrosivo del carbamato de amonio en estos lugares de alto contenido energético (esfuerzos residuales por soldadura) y de ninguna o escasa pasivación.
- El acero inoxidable 316L grado Urea es susceptible a corrosión por hendiduras o espacios confinados donde la pasivación no es efectiva.

## Referencias

1. Coates, G. : Materials for production of Urea, Nyby Uddeholm, Degerfors, Sweden, Box 102, 5963 01.
2. Otsuka, E. : Materials and Corrosion in Urea Plants, Session 7/Materials of Construction, Central research Laboratory, Mitsui Toatsu, Chemicals INC, Yokohama Japan.
3. Wallen, B. and Olsson, J. : Stainless Steel for use in Urea Manufacture, Avesta Jernverks and Johnson, Co London LTD.
4. Matsumoto, K. and Shinohara, T. : Electrochemicals study for preventing Corrosion of StainlessSteel in Urea Plants, Research Center - Toyo Engineering Corporation 1818 Togoh, Mobara, Chiba Japan.
5. McDowell, D. W. and McDowell, Jr. : Corrosion in Urea Synthesis Reactors, Associates, INC.
6. Quraidis, S. : Urea Autoclave Failure and Repair, Saudi Arabian Fertilizer Co, Dammam, Saudi Arabia, Plant/Operation Progress, Vol. 1, No 3, July (1982).
7. Seraceno, F. and Turelli, F. : Quaderni Pegnone, Vol. 14.
8. Cihal, V. : Corrosion Characteristics of Steel for Urea Synthesis Plants, Bisi 20078, (1980), 10.
9. Droin, R. and Loire, C. : Problemes de Corrosion Dans la Fabrication de l'Urea, Information Chimie No 161, December (1976), 121.
10. Fernández Matilde. : Análisis de problemas de corrosión en soldaduras de acero inoxidable 316L grado Urea, República de Venezuela, Universidad del Zulia, Facultad de Ingeniería, División de Post Grado.

Recibido el 19 de Julio de 1994

En forma revisada el 17 de Octubre de 1994