

INFLUENCIA DE LOS PARÁMETROS DE SOLDADURA PARA EL PROCESO SMAW EN LA FORMACIÓN DE FERRITA DELTA DURANTE LA SOLDADURA DE ACEROS INOXIDABLES AUSTENÍTICOS

ROSARIO TRUJILLO CAMACHO¹, CLAUDIA PATRICIA SERNA²

¹ *Ingeniera de Materiales, Departamento de Ingeniería de Materiales, Universidad de Antioquia*

² *Docente, Grupo de Investigaciones Pirometalúrgicas y de Materiales, Universidad de Antioquia, Calle 67 # 53-108, Ciudad Universitaria, Bloque 18 Of 133, Teléfono 57-4 2 19 55 43
Email: claserna@udea.edu.co*

RESUMEN

La ferrita delta formada en la zona de fusión de la soldadura de aceros inoxidable austeníticos es caracterizada en este trabajo ya que representa un gran interés en el tema de la soldadura de estos aceros por su influencia en las propiedades mecánicas de la unión soldada y la prevención de fenómenos que se presentan en la solidificación como es la fisuración en caliente. En este trabajo, se muestra la influencia que tienen los parámetros de soldadura específicamente la entrada de calor, en la formación de ferrita delta en el depósito de la soldadura, con este objetivo se realizó el estudio utilizando como material base chapas de acero AISI 316L de 6 mm de espesor y tamaño de 100 x 100 mm con preparación de bisel en V. Como material de aporte se utilizó, electrodo E316L-16. La soldadura se realizó mediante el proceso de soldadura SMAW (Shielded Metal Arc Welding). Para el estudio se analizaron condiciones de alta y baja entrada de calor en el rango de 0.5 a 1.6 KJ/mm, para analizar diferencias en la microestructura formada en el depósito de soldadura, así como mediciones de ferrita delta formada en el cordón, por medio del ferritoscopio.

PALABRAS CLAVES: parámetros de soldadura, ferrita delta, SMAW, entrada de calor.

ABSTRACT

The delta ferrite formed in the melting zone of austenitic stainless steels welded is characterized in this work. This zone represents a great interest in the welding process of these steels due to their influence on the mechanical properties of the weld and prevention of phenomena that are presented in solidification as is the hot cracking. This work shows the influence of welding parameters, specifically the heat input over the formation of delta ferrite in the weld deposit, with this objective the study was performed using as base material steel sheets AISI 316L of 6 mm thick and size 100 x 100 mm with preparation of bevel on V. As filler material was used, E316L-16 electrode. The welding was performed using the welding process SMAW (Shielded Metal Arc Welding). For the study were analyzed conditions of high and low heat input in the range of 0.5 to 1.6 KJ / mm, to analyze differences in the microstructure formed in the weld deposit, as well as measurements of delta ferrite formed in strand, using the ferritescope.

KEY WORDS: welding parameters, delta ferrite, SMAW, heat input.

1. INTRODUCCIÓN

En la soldadura de aceros inoxidables austeníticos, la ferrita delta formada en el cordón de soldadura es determinante para el desempeño de la unión soldada. Su cantidad afecta la susceptibilidad al agrietamiento en caliente y su morfología y distribución afectan las propiedades mecánicas. Cuando se tiene una estructura totalmente austenítica, se presenta fisuración por tensiones residuales que se dan debido al alto coeficiente de expansión térmico de la fase austenita, que es equivalente a un porcentaje de 30 a 40% mayor que el de la ferrita.[1-2]

Los rangos de composición de la ferrita delta permitida y necesaria que se reportan en la literatura, [3], van desde un 3 a 30%, ésta variación muestra los numerosos estudios que se han hecho al respecto, donde cada estudio tiene en cuenta una evaluación diferente, con respecto al efecto que se quiera resaltar, ya que como se mencionó anteriormente, el alto contenido de ferrita mejora notablemente la resistencia a la fisuración en caliente, pero disminuye la resistencia mecánica, por ser más frágil que la fase austenita.[2-3]

La formación de la ferrita delta está influenciada por factores como: [4]

La composición química del cordón, según el electrodo utilizado lo cual se puede predecir con la relación Cromo equivalente/Níquel equivalente (Cr_{eq}/Ni_{eq}), apoyado en el diagrama de De Long (figura 1). Este diagrama ha sido utilizado para auxiliar la selección apropiada del uso de materiales de aporte austeníticos y para predecir la microestructura y propiedades. Se usa para estimar la cantidad de ferrita delta en los depósitos de soldadura. Las coordenadas del diagrama son: Cromo equivalente y Níquel equivalente. Esta selección permite correlacionar los efectos de los elementos formadores de austenita (Ni, Mn, C, etc.) y los elementos formadores de ferrita (Cr, Mo, etc.) en la microestructura final. [5]

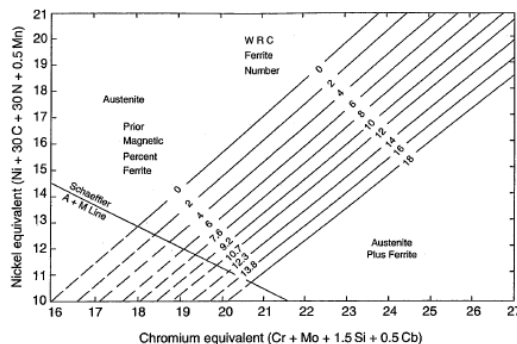


Figura1. Diagrama de De Long. [2]

Además de la composición, la microestructura de solidificación y en especial la formación de ferrita delta también dependen de la naturaleza de los parámetros térmicos, incluyendo la velocidad de enfriamiento, la velocidad de solidificación y los gradientes térmicos durante el proceso. [1]

Por otro lado, los efectos benéficos de la ferrita en la reducción de grietas durante la solidificación de las soldaduras [6] se pueden complementar con la reducción de la segregación de impurezas (por ejemplo, P y S) sabiendo que la ferrita tiene una mayor solubilidad de estos elementos que la austenita. Brooks, et al. [7] también establece que los aceros inoxidables con un valor de Cr_{eq}/Ni_{eq} menor de 1.5 son susceptibles a grietas en la solidificación, mientras que los aceros inoxidables, con valores de $Cr_{eq} / Ni_{eq} > 1.5$ son inmunes a las fisuración en caliente. (Figura 2)

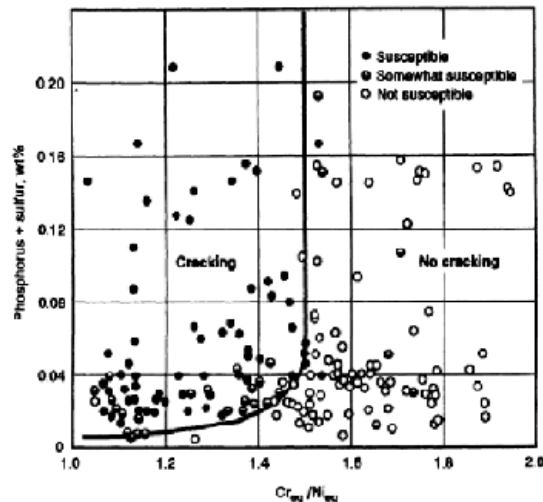


Figura 2. Relación entre el Cr_{eq}/Ni_{eq} y la susceptibilidad a la fisuración en caliente. [1]

El modo de solidificación del metal de soldadura de acero inoxidable normalmente se clasifica en cuatro tipos, tales como austenítico (A), austenítico-ferrítico (AF), ferrítico-austenítico (FA) y ferrítico (F).[1-4](Figura 3). Cada uno de los anteriores modos de solidificación se da dependiendo de la relación Cr_{eq}/Ni_{eq} [3]. El modo A ocurre cuando dicha relación es menor de 1.25 e involucra a la transformación total del líquido en austenita. Para que ocurra el modo AF se cumple que $1,25 < Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,48$ e involucra a la formación, al final del proceso, de austenita y ferrita. El modo FA Ocurre cuando $1,48 < Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,95$ y permite formar al final del proceso ferrita y austenita. Por último, el modo F, Ocurre cuando $Cr_{eq}/Ni_{eq} > 1,95$ y resulta en la formación completa de apenas ferrita, que puede transformarse parcialmente en austenita, dependiendo del valor de Cr_{eq}/Ni_{eq} . La fase ferrita es estable durante la solidificación y se transforma en austenita en el enfriamiento, produciendo estructuras de Widmanstätten [1-6].

La evolución microestructural durante la solidificación de soldaduras de acero inoxidable austenítico es determinante en la susceptibilidad al agrietamiento en caliente, aunque a temperatura ambiente la cantidad de ferrita delta formada no presente diferencias. [8]

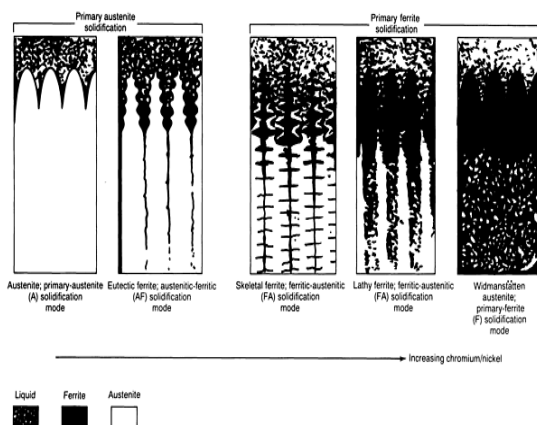


Figura 3. Esquema del comportamiento de solidificación y transformación del estado sólido en la soldadura de AIA cuando se incrementa la CREQ/NIEQ. [1]

Con base en el conocimiento anterior, es posible hacer una evaluación teórica y práctica de susceptibilidad al agrietamiento durante la solidificación de un acero inoxidable austenítico en función de los siguientes parámetros: composición química, relación Cr_{eq}/Ni_{eq} , porcentaje de ferrita, microestructura y además una predicción de las propiedades mecánicas analizando la morfología y distribución de la ferrita delta formada. Las pruebas experimentales para evaluar los parámetros anteriores están basadas en este artículo en el uso del ferritoscopio para realizar mediciones directas en el cordón de soldadura, el cuál aprovecha el carácter ferromagnético de la ferrita en contraste con el carácter no magnético de la austenita.[2] La morfología, distribución y cantidad de ferrita delta también fueron evaluadas por medio de microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido.

2. METODOLOGÍA

El material base utilizado es acero inoxidable austenítico AISI 316L comercial, en chapas de 100 mm x 100 mm y 6 mm de espesor, fue caracterizado por medio de espectrometría de emisión óptica para el análisis de composición química y microscopía óptica para conocer la microestructura del estado de entrega.

El electrodo utilizado fue del tipo E316L-16, según designación AWS/ASME SFA5.4 de 2.5 mm de diámetro y composición química reportada por el fabricante ilustrada en la tabla 1.

C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)
0.03	0.90	0.80	19.0	12.0	2.20

Tabla1. Composición química del consumible.

A fin de comparar el efecto de la entrada de calor en la formación de la ferrita delta formada en el cordón de soldadura, se hicieron por duplicado soldaduras en condiciones de alta y baja entrada de calor, para lo cual se utilizó el equipo Syncrowave 250 de marca Miller en las condiciones de baja entrada y el equipo de corriente directa marca LINCOLN en las condiciones de alta entrada de calor. Las uniones se hicieron siguiendo la configuración de la figura 4. Los parámetros utilizados para la realización de la soldadura se muestran en la tabla 2.

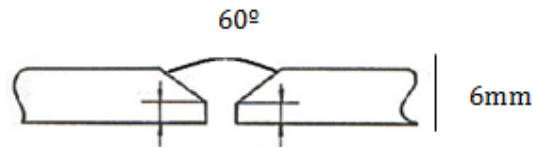


Figura 4. Diseño de juntas.

NUMERO DE JUNTA	CORRIENTE (I) (A)	TENSIÓN (V)	VELOCIDAD (S) (mm/min)	Q (kJ/mm)
1-1	70	28	120	0.74
1-2	70	28	147	0.60
2-1	100	50	138	1.63
2-2	100	50	168	1.33

Tabla 2. Parámetros de soldadura.

Para analizar la morfología y distribución de ferrita delta de los cordones de soldadura se utilizó microscopía óptica de luz reflejada y microscopía electrónica de barrido. Se determinó la cantidad de ferrita delta en el cordón de soldadura utilizando un ferriscopio FISCHER MP30 ES y el analizador de imágenes NIS-Elements. Estas medidas se realizaron en la sección transversal de la zona central del cordón y se compararon con la cantidad teórica de acuerdo al diagrama de Delong. El diagrama de Delong, no tiene en cuenta los parámetros de soldadura ya que se basa en la composición química del metal fundido. Para éste caso, sólo se tuvo en cuenta la composición del electrodo ya que el análisis de ferrita delta no se hace en la zona de dilución sino en la zona central del depósito.

3. RESULTADOS

El resultado del análisis de composición química del acero AISI 316L se muestra en la tabla 3. El contenido de carbono se encuentra en el límite superior del rango de composición aceptado por la norma ASTM.

Fe	C	Si	Mn	S
67.754	0.031	0.505	1.724	0.011
P	Ni	Cr	Mo	Al
0.034	10.781	16.902	2.028	0.011
Cu	Ti	V		
0.122	0.014	0.083		

Tabla3. Composición química del acero AISI 316L en estado de entrega (% peso).

En la figura 5, se observa la microestructura del metal base, la cual es completamente austenítica con un tamaño de grano aproximado de 7 según la norma ASTM E 112.

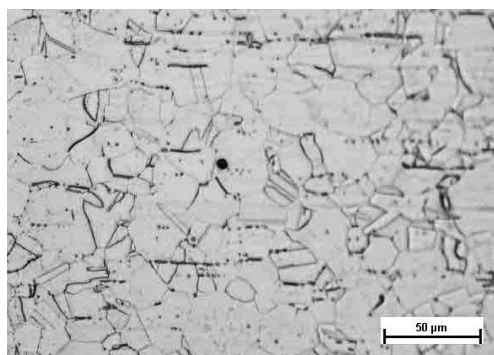


Figura 5. Microestructura del material base en estado de entrega

De acuerdo con la composición química del electrodo E316L-16 utilizado, la relación Cr_{eq}/Ni_{eq} es 1.68, indicando que el modo de solidificación en la zona fundida es del tipo FA, el cual se ha reportado que presenta una mejor resistencia al agrietamiento en caliente, y además, su evolución estructural juega un papel importante. Frecuentemente se ha referido que la reacción es del tipo peritética/eutética. [7].

Este valor de la relación Cr_{eq}/Ni_{eq} registrada en el diagrama de Delong, reporta una cantidad teórica de ferrita delta del orden de 13%.

En las figuras 6a y 6b, se muestran micrografías correspondientes a la unión soldada y la zona afectada por el calor respectivamente. La figura 6b muestra que se presenta una región de grano grueso en el metal base adyacente a la línea de fusión y a partir de allí se observa la zona fundida. En esta zona, a partir de la línea de fusión se observa el crecimiento celular de la ferrita delta. Debe resaltarse que de acuerdo a la relación Cr_{eq}/Ni_{eq} , el modo de solidificación es FA, indicando

que durante el enfriamiento la ferrita transforma a austenita. La morfología de la ferrita delta varía desde la línea de fusión hasta el centro del cordón como se muestra en la figura 6a. Como se observa, a partir del metal base, se da el crecimiento columnar, y se torna celular en la medida que se aproxima al centro del cordón. En esta zona, la ferrita delta ya presenta una apariencia reticular entre los cristales de austenita.

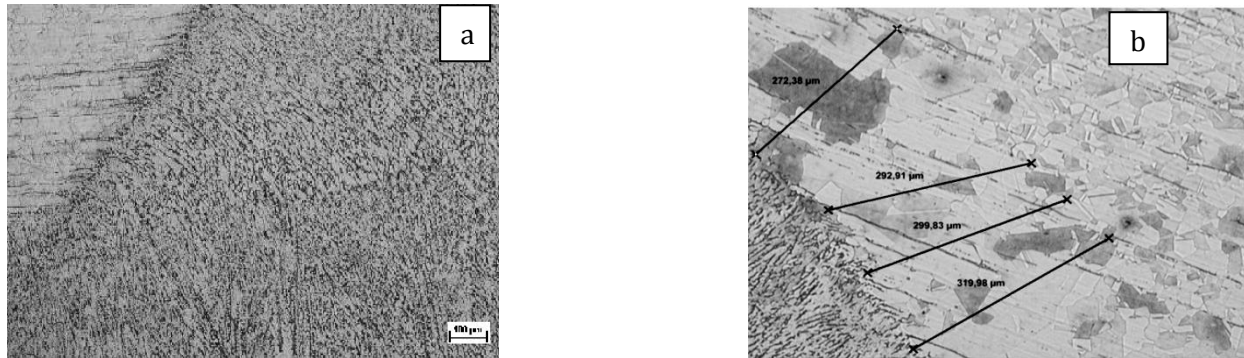


Figura 6. a. Microestructura de solidificación desde el metal base hasta el centro del cordón, **b.** metal base en la zona afectada por el calor.

El contenido de ferrita delta medido en el ferritoscopio para cada una de las muestras se reportan en la tabla 4. Como se observa no hay una variación significativa con la variación de la energía de entrada, y los valores permanecen alrededor del 6% de ferrita delta en todas las probetas. Estas mediciones fueron tomadas tanto en la parte transversal como longitudinal del cordón, para lo cual se tuvo en cuenta la rugosidad y el efecto de borde en la zona de análisis. Se observa que la cantidad de ferrita delta medida con el ferritoscopio es menor que la cantidad de ferrita delta determinada en el diagrama de Delong. Un comportamiento similar ha sido reportado por Zumelzu y colaboradores [8], quienes atribuyen este resultado al hecho que las fases son no balanceadas, y presentan una variación de composición en los diferentes puntos de la unión soldada.

NÚMERO DE MUESTRA	% FERRITA DELTA (Ferritoscopio)	% FERRITA DELTA (Analizador)
1-1	6.33 ± 0.54	9.11
1-2	6.52 ± 0.63	10.35
2-1	5.68 ± 0.29	10.56
2-2	6.86 ± 0.48	11.23

Tabla 4. Porcentajes de ferrita delta medidos.

Las imágenes del microscopio electrónico de barrido tomadas del equipo marca JEOL JSM-6490LV, se muestran en la figura 7a y 7b, las cuales corresponden a la zona central del cordón cuando se tienen baja y alta entrada de calor. En las figuras 7c y 7d, se muestra la zona lateral del cordón a 5000 aumentos, para condiciones de baja y alta entrada de calor respectivamente. La fase clara corresponde a la ferrita delta. Tanto en la zona central como en la zona lateral puede

observarse que en la condición de baja entrada de calor (figuras 7a y 7c), la red de ferrita delta es más continua y presenta una fase de austenita más fina que en la condición de más alta entrada de calor (figuras 7b y 7d). Esto puede ser consecuencia de una mayor velocidad de enfriamiento que ocurre en la condición de baja entrada de calor, la cual limita la transformación de ferrita delta a austenita. Mientras que en la condición de alta entrada de calor, la velocidad de enfriamiento es más lenta favoreciendo la subsecuente transformación de ferrita delta a austenita, generando un engrosamiento de la fase austenítica a expensas de la disminución de la red de ferrita delta formada inicialmente.

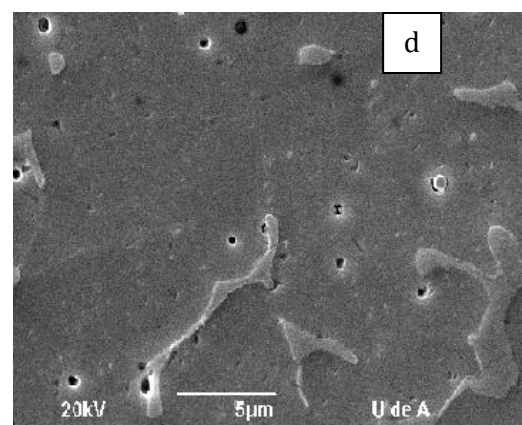
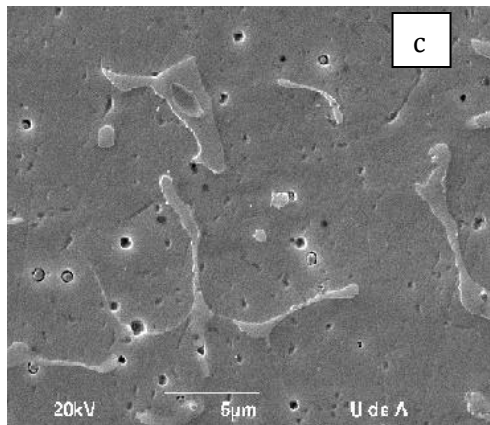
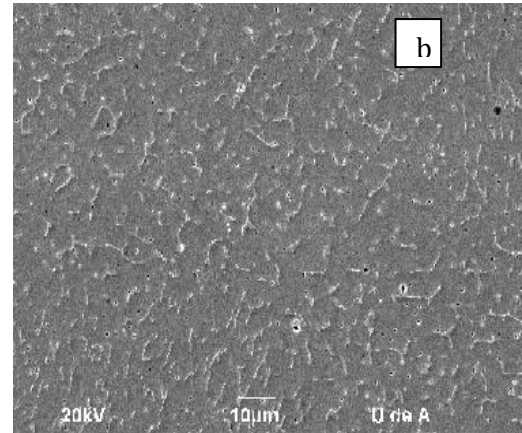
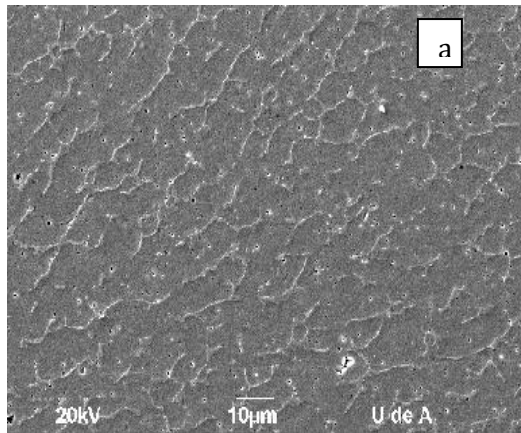


Figura 7. Micrografías SEM a. zona central del cordón de la muestra 1-2 b. zona central del cordón de la muestra 2-1 c. zona lateral del cordón de la muestra 1-2 d. zona lateral de la muestra 2-1

Los valores de ferrita delta tomados del analizador de imagen se aproximan al valor calculado por medio del diagrama de De Long, el cual es mayor del 10%, para el analizador y alrededor de 13% en el cálculo teórico. Figura 8. Para ésta imagen la zona azul, corresponde a la ferrita delta.

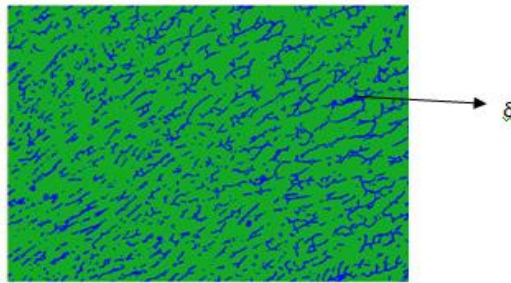


Figura 8. Clasificación de la zona de ferrita delta en el analizador de imágenes.

5. CONCLUSIONES

En este trabajo se verificó que la cantidad de ferrita delta calculada con el diagrama de Delong, el cual solo tiene en cuenta la composición química, difiere de la medida realizada con el ferritoscopio y con el analizador de imagen. Esto puede ser debido a variaciones de composición en las diferentes fases.

No se encontraron diferencias en la cantidad de ferrita delta formada en las condiciones de alta y baja entrada de calor utilizadas para la soldadura por el proceso SMAW. Sin embargo, se encontró variación en retícula y distribución de esta fase. Se evidenció que en la condición de baja entrada de calor, la retícula de ferrita delta es más continua y presenta una fase de austenita más fina que en la condición de alta entrada de calor.

6. AGRADECIMIENTOS

Las autoras queremos expresar nuestros agradecimientos al Comité para el Desarrollo de la Investigación-CODI de la Universidad de Antioquia por la financiación de esta investigación a través del proyecto PR09-2-07.

REFERENCIAS

1. ASM Handbook volumen 6. Welding, Brazing and soldering, ASM internacional. 1993.
2. John C. Clipold, Damian J, Kotecki Welding metallurgy and weldability of stainless steel, United States of America, 2005.
3. Erich Folkhard, Welding Metallurgy of Stainless Steel. Springer-Verlag Wien New York, 1988.
4. Claudia Patricia Ossa, Neusa Alonso-Falleiros, André Paulo TSCHIPTSCHIN, Scientia et technica Año IX, No 23, Diciembre 2003. UTP. ISSN 0122-1701
5. F.M.L. Arantes, R.E. Trevisan, Journal of achievements in materials and manufacturing engineering volume 20, enero - febrero 2007
6. K Nishimoto Department of engineering research, graduate school, osaka university welding international 2001 15 (1) 74-80 selected from welding technique 2000 48 (5) 124-129; reference wt/00/5/124; translation 2709.

7. Rajasekhar,” C. S. Harendranath, R. Raman,” and S. D. Kulkarni “Microstructural Evolution during Solidification of Austenitic Stainless Steel Weld Metals: A Color Metallographic and Electron Microprobe Analysis Study” MATERIALS CHARACTERIZATION 38~53-65 (1997).
8. E. Zumelzu a, J. Sepulveda M. Ibarra b. “Influence of microstructure on the mechanical behaviour of welded 316 L SS joints”. Journal of Materials Processing Technology 94 (1999) 36–40.