

Efecto del nitrógeno y la corriente media pulsada de soldadura en la formación de grietas de solidificación en aceros inoxidable AISI 316L^(*)

R.E. Trevisan*, E. Braga* y H.C. Fals**

- Resumen** En este trabajo se expone un análisis de la influencia de la concentración de nitrógeno y de la corriente media pulsada de soldadura en la formación de grietas de solidificación. Como metal base se usó el acero inoxidable austenítico AISI 316L. Las soldaduras se realizaron con el proceso de alambre tubular con pulsación del arco en CC+ y metal de aporte del tipo AWS E316LT-1. Se usó CO₂ como gas de protección, añadiéndole cuatro diferentes porcentajes de nitrógeno 0, 5, 10 y 15 %, para inducir diferentes concentraciones de este elemento en la zona fundida. La corriente media de pulso se varió en tres niveles. La deformación tangencial de las probetas se mantuvo constante en 5 %, empleando el ensayo *Transvarestraint*. Los resultados indican que la longitud total de las grietas de solidificación es inversamente proporcional al aumento de la corriente media de pulso, comprobándose, además, que el incremento del nivel de nitrógeno en la zona fundida provocó una disminución en las grietas de solidificación y en la cantidad de ferrita δ formada.
- Palabras clave** Acero austenítico. Grietas de solidificación. Soldadura por alambre tubular. Nitrógeno. Ferrita δ

Effects of nitrogen and pulsed mean welding current in AISI 316 austenitic stainless steel solidification cracks

- Abstract** An analysis of the influence of nitrogen concentration in the weld zone and the pulsed mean welding current in the solidification crack formation is presented in this paper. The AISI 316L austenitic stainless steel was employed as the metal base. The welding was done using CC+ pulsed flux cored arc welding process and AWS E316LT-1 wire type. The tests were conducted using CO₂ shielding gas with four different nitrogen levels (0, 5, 10 and 15 %) in order to induce different nitrogen weld metal concentrations. The pulsed mean welding current was varied in three levels and the *Transvarestraint* tangential strain test was fixed of 5 %. The results showed that the solidification cracking decreased as the pulsed mean welding current increase. It was also verified that an increase of the weld zone nitrogen level was associated with a decrease in both the total length of solidification crack and the amount of δ ferrite.
- Keywords** Austenitic steel. Solidification cracking. Flux cored arc welding. Nitrogen. δ ferrite.

1. INTRODUCCIÓN

Durante las últimas décadas, generalmente, la soldadura de los aceros inoxidables se ha realizado usando procesos con protección gaseosa (GTAW y GMAW), que emplean gas inerte o mezclas de gases, y el también conocido y flexible proceso de electrodo revestido (SMAW). En los últimos años, la soldadura con alambre tubular (FCAW) de aceros

inoxidables ha venido ocupando un lugar importante debido a su alto rendimiento y a la posibilidad de usar CO₂ como gas de protección, lo que resulta interesante cuando se comparan los costes de soldadura. Otro aspecto, que merece también atención, es el estudio de la formación de grietas de solidificación en el metal depositado de uniones realizadas en estos materiales por el proceso FCAW y protección gaseosa de CO₂, pues las nuevas características

(*) Trabajo recibido el día 5 de noviembre de 2001 y aceptado en su forma final el día 30 de mayo de 2002.

(*) Universidade Estadual de Campinas. DEF/FEM. Barão Geraldo, Campinas. São Paulo, Brasil. CEP 13081-970. CP 6122. E-mail: roseana@fem.unicamp.br

(**) Universidad de Oriente. FIM. Santiago de Cuba, Cuba.

del alambre tubular y el CO₂ pueden influenciar en las causas de este tipo de agrietamiento.

Las grietas de solidificación se propagan de forma intergranular en la zona fundida de uniones soldadas, principalmente en aleaciones de aluminio, níquel, titanio y en los aceros inoxidables austeníticos.

Durante la solidificación, bajo determinadas condiciones, de la zona fundida de uniones soldadas de aceros inoxidables austeníticos, algunos elementos aleantes, como boro, niobio, titanio, silicio y las impurezas fósforo y azufre presentes en la matriz metálica, segregan en forma de soluto al frente de la línea de solidificación, resultando la fase líquida más rica en este soluto. Esta fase puede formar compuestos eutécticos con menor punto de fusión que el resto del material. Entonces, los granos parcialmente solidificados quedan rodeados de un filme líquido, que provoca una disminución de las propiedades mecánicas de la región durante la solidificación^[1-4].

Por tanto, como producto de las tensiones residuales inherentes al fenómeno de contracción y cambios de fases característicos de los procesos de soldadura, además de las tensiones externas, pueden formarse y crecer grietas en los contornos de granos debilitados por la presencia de compuestos en estado líquido.

El aporte de calor en la soldadura es uno de los factores más influyente en la formación de estas grietas de solidificación, por su relación con la formación de granos groseros y la posibilidad de formación de fases con menor susceptibilidad a la formación de grietas, como es el caso de la ferrita δ en los aceros inoxidables austeníticos. Lo anterior significa que la variación de parámetros como la corriente o velocidad de soldadura influyen en este tipo de agrietamiento^[5]. Generalmente, un aumento en el aporte de calor aumenta la susceptibilidad al agrietamiento, aunque este aspecto no es decisivo pues deben considerarse aspectos tales, como el modo de solidificación y la influencia de los elementos aleantes^[4].

La técnica de soldadura por corriente pulsada provoca un efecto de pulsación térmica en el metal fundido, permite un mayor control de la zona fundida, una disminución del aporte de calor y la obtención de una estructura de fundición más fina en el cordón de soldadura, posibilitando, entre otras cosas, la disminución de la susceptibilidad a la formación de grietas de solidificación.

Lothongkum *et al.*^[6], determinaron que el aumento de la corriente de pulso provoca un incre-

mento en la formación de ferrita δ en el metal depositado de aceros inoxidables.

Por otro lado, el uso e influencia del nitrógeno en los aceros inoxidables austeníticos ha sido motivo de investigación en las últimas tres décadas. Es importante recordar que en los aceros al carbono, en los aceros inoxidables martensíticos y ferríticos, este elemento se considera impureza e indeseable. Sin embargo, en los aceros austeníticos y dúplex, el nitrógeno se considera, dentro de determinados límites, como un elemento aleante que aumenta la resistencia mecánica a temperatura ambiente y ayuda a mantener buena resistencia mecánica en temperaturas criogénicas, mejorando, también, la resistencia a la corrosión por picaduras^[7].

Por lo explicado anteriormente, paulatinamente, se ha ido sustituyendo en los aceros inoxidables el contenido de níquel, que constituye un mineral caro y estratégico, por el nitrógeno, que hoy es considerado 30 veces más poderoso que el níquel como elemento estabilizador de la austenita^[8 y 9]. Recientemente, se publicaron algunos trabajos que justifican la adición de nitrógeno a aceros inoxidables del tipo AISI 304, 316 y 347, en sustitución del carbono para evitar el aumento de la sensibilidad a la corrosión intergranular del material después de la soldadura^[10 y 11].

El porcentaje de nitrógeno residual en el cordón de soldadura depende de parámetros del proceso como: la altura del arco de soldadura, la tensión, la correcta protección de la zona fundida y la corriente de pulso, en el caso de procesos de soldadura pulsados. Lothongkum *et al.*^[6], encontraron que la cantidad de nitrógeno absorbido disminuye para los mayores valores de corriente, lo cual correspondió con una mayor formación de la fase ferrítica.

Klimpel *et al.*^[12], utilizando el proceso GMAW (Gas Metal Arc Welding) para aceros inoxidables del tipo 304 y 316, determinaron que una concentración de 0,18 % de nitrógeno en la zona fundida de la soldadura reduce a cero la cantidad de ferrita δ formada. También Zhitnikov^[13] verificó que era necesario un aumento en el nivel de nitrógeno de 0,06 % a 0,13-0,20 % para disminuir el contenido de ferrita δ de 4,9-7,0 % hasta 1,8-2,8 % y que esta disminución en la cantidad de ferrita δ no tuvo influencia en la formación de grietas de solidificación. Este mismo autor observó que la susceptibilidad a formar grietas de solidificación, puede disminuir si el contenido de ferrita δ se mantuviera añadiendo otros elementos ferritizantes. Al respecto, Vitek *et al.*^[14] explicaron, en su trabajo, que

la ferrita δ presenta mayor tendencia que la austenita a la homogenización de la composición química durante la solidificación y, por lo tanto, evita la formación de compuestos de bajo punto de fusión, los cuales actúan en el mecanismo de formación de las grietas de solidificación.

Lundin *et al.*^[15], no comprobaron aumento en la formación de grietas de solidificación con el aumento del contenido de nitrógeno, ni por la disminución de ferrita δ formada, cuando se usó el proceso GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*) para soldar el acero inoxidable austenítico del tipo AISI 304. Argumentaron los resultados basados en el bajo porcentaje de azufre y fósforo presentes en el material estudiado, lo cual es un factor muy importante.

Bernstein^[16] verificó resultados similares en aceros del tipo AISI 316L soldados por el proceso GTAW. Arata *et al.*^[17] no observaron ninguna variación en la susceptibilidad a grietas de solidificación con el aumento del contenido de nitrógeno en un acero del tipo AISI 310. Ogawa *et al.*^[18] determinaron, para el mismo acero, un aumento en la resistencia a la formación de grietas cuando fue añadido nitrógeno al gas de protección.

Es bien conocido que un aumento en la cantidad de ferrita δ existente en el material aumenta la resistencia a la formación de grietas de solidificación. Esto puede predeterminarse, prácticamente, con ayuda del conocido diagrama de Schaeffler, usando los términos de cromo (Cr_{eq}) y níquel (Ni_{eq}) equivalentes, los cuales cuantifican los elementos responsables por la estabilización de la ferrita y austenita, respectivamente, como se observa en las ecuaciones (1) y (2), según Hammar y Svensson^[19]:

$$Ni_{eq} = \% Ni + 0,31 \% Mn + 22 \% + 14,2 \% N + \% Cu \quad (1)$$

$$Cr_{eq} = \% Cr + 1,37 \% Mo + 1,5 \% Si + 2 \% Nb + 3 \% Ti \quad (2)$$

Varios autores han señalado que la susceptibilidad al agrietamiento en caliente de aceros inoxidables austeníticos no depende de la cantidad de ferrita δ que existe a temperatura ambiente, pero sí del tipo de solidificación primaria. Sin embargo, en términos prácticos, se ha probado que la determinación del contenido de ferrita δ es una forma simple, por medio de la cual pueden hacerse predicciones de las posibilidades del agrietamiento en caliente de zonas fundidas de aceros inoxidables austeníticos.

Considerando lo expuesto anteriormente, este trabajo tiene como objetivo el estudio del efecto de la corriente media de pulso de soldadura y la

concentración de nitrógeno sobre la formación de las grietas de solidificación en aceros inoxidables austeníticos AISI 316L, soldado por el proceso Alambre Tubular (FCAW), con pulsación del arco e inducidas por el ensayo *Transvarestraint*.

2. MATERIALES Y MÉTODOS

En este trabajo se utilizó como material base el acero inoxidable austenítico AISI 316L, con probetas en forma de chapas de 260 mm de ancho, 160 mm de largo y 9,5 mm de espesor, a las cuales se realizó un bisel en forma de "U", en el mismo centro de la chapa, donde se depositó el cordón de soldadura. Para la realización de la soldadura, se usó el proceso por alambre tubular (FCAW) con arco pulsado y polaridad inversa (CC+), empleando como metal de aporte el alambre de la clase AWS E316LT-1 con diámetro 1,6 mm. El gas de protección empleado fue CO_2 , añadiéndole cuatro niveles de nitrógeno (0, 5, 10 y 15 %), y las probetas fueron soldadas en posición plana, usando una fuente de soldadura, que permitió la lectura y adquisición de los datos de tensión y corriente durante el proceso.

Las probetas se sometieron al ensayo *Transvarestraint* (Fig. 1), que permite analizar la formación de grietas en caliente en el cordón de soldadura. Se usó una deformación tangencial constante de 5 %, en una instalación construida y calibrada en el laboratorio de investigación en procesos de Soldadura de la Facultad de Ingeniería Mecánica de la UNICAMP. Posteriormente, las probetas se examinaron en un microscopio óptico con aumento de 10X, para determinar la longitud total de las grietas (LTG) de solidificación formadas. Se realizaron dos repeticiones para cada condición de ensayo y los parámetros de soldadura usados se muestran en la tabla I.

El tratamiento estadístico de los resultados obtenidos, se realizó por el método de análisis de varianza (ANOVA), con el auxilio de un *software* comercial, considerándose un nivel de significación (α) igual a 5 %. Por tanto, la confianza de los resultados fue del 95 %. La tabla II muestra los factores y niveles empleados en el trabajo.

Se realizaron ensayos metalográficos para caracterizar microestructuralmente las uniones soldadas. Las muestras se retiraron de las probetas ensayadas de las zonas que no sufrieron deformación plástica. Posteriormente, las muestras se desbastaron y pulieron manualmente, para luego atacarlas, químicamente, con el reactivo conocido con el nombre

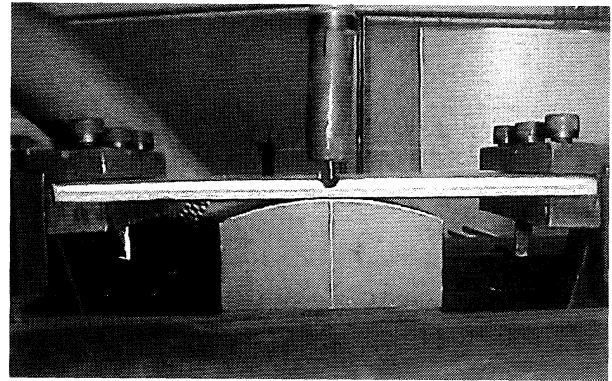
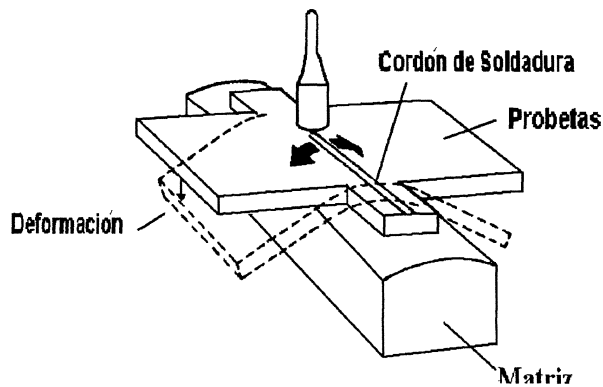


Figura 1. Esquema representativo del ensayo *Transvarestreint*^[6].

Figure 1. *Transvarestreint test*^[6].

Tabla I. Parámetros de soldadura usados

Table I. Welding parameters used

Parámetros	Valores		
	1	2	3
Velocidad de soldadura (V_s), mm/min	250	250	250
Corriente de pico (I_p), A350	350	350	350
Corriente de base (I_b), A110	110	170	220
Tiempo de pico (T_p), ms5	5	5	5
Tiempo de base (T_b), ms	25	25	25
Distancia punta de contacto-pieza (S), mm	20	20	20
Gas de protección ($CO_2 + N_2$), % N_2	0,5, 10, 15	0,5, 10, 15	0,5, 10, 15
Flujo de gas, l/min	15	15	15
Tensión de Soldadura, V	30	30	30

Tabla II. Factores y niveles experimentales usados

Table II. Experimental factors and levels used

Factores	Niveles
N_2 en el gas, %	0,5, 10, 15
Corriente, A	150, 200, 250

de *Marble's* ($CuSO_4$, HCl y H_2O) y observarlas al microscopio óptico.

Para la medición del porcentaje de ferrita δ en la zona fundida, se usó un Ferristoscópio Magnético MP3 con precisión de $\pm 2\%$. En cada probeta se realizaron 11 mediciones. La determinación de la concentración de los elementos químicos presentes en la zona fundida de la unión soldada se realizó por espectrometría atómica por plasma inducido, excepto el carbono y el azufre que se determinaron por combustión directa y el nitróge-

no, por diferencia de termoconductividad en equipos de la *LECO Corporation*.

3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

Inicialmente se presenta el gráfico de la figura 2, en el que se muestran algunos resultados de los ensayos de agrietamiento en caliente (*Transvarestreint*). En esta figura se verifica la influencia que tuvo en la formación de grietas, representada por las siglas LTG, la concentración de nitrógeno en el gas de protección para cada valor de corriente media usada. Se observa que, cuando aumentó la concentración de nitrógeno disminuyó la LTG, manteniendo este comportamiento para todos los niveles de corriente media de pulso empleados.

En el trabajo se observó, además, que existió disminución del tamaño de las grietas cuando aumentaron los valores de corriente, manteniéndose para todas las concentraciones de nitrógeno

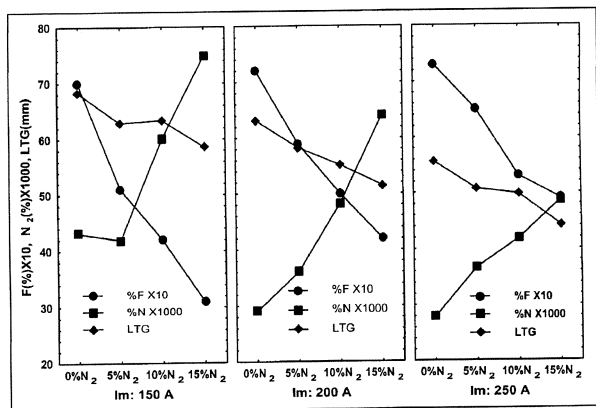


Figura 2. Correlación entre la longitud total de grietas (mm), la concentración de nitrógeno en la zona fundida (%), el porcentaje de ferrita δ y el porcentaje de nitrógeno añadido al gas de protección para diferentes valores de corriente media de pulso.

Figure 2. Correlation between total length crack (mm), nitrogen concentration in the weld zone (%), δ ferrite percentage and nitrogen level in the shielding gas for various levels of pulsed mean welding current.

añadido al gas de protección. Esto puede verificarse ilustrativamente en la figura 3, donde se muestran tres micrografías de probetas soldadas con diferentes corrientes medias de soldadura y CO₂ puro como gas de protección. En esta figura 3 se

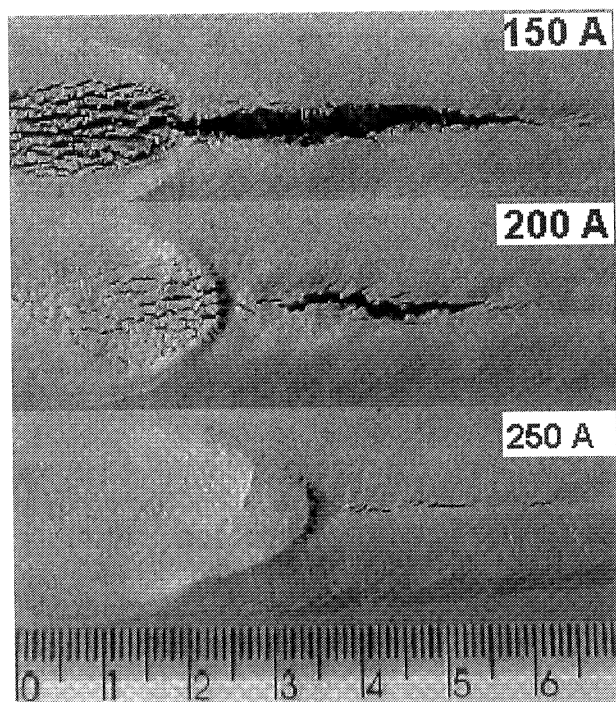


Figura 3. Grietas de solidificación en función de la corriente media de pulso, usando CO₂ como gas de protección.

Figure 3. Solidification crack as a function of pulsed mean welding current, with CO₂ gas shielding.

observa que las grietas se formaron y se propagaron en la línea central del cordón y en la última región que solidificó, específicamente en las regiones interdendríticas, aspecto que caracteriza este tipo de agrietamiento.

Los resultados analizados anteriormente permiten afirmar que, el cordón de soldadura depositado con el electrodo tubular de la clase AWS E316LT-1, soldados en las condiciones usadas, fue menos susceptible a la formación de grietas en caliente cuando aumentó la concentración de nitrógeno en el gas de protección y también la corriente media de pulso.

Esta disminución en la susceptibilidad al agrietamiento del metal depositado ocurre conjuntamente con la disminución de la cantidad de ferrita δ formada, como puede observarse en las gráficas de la figura 2 para cualquier valor de corriente. Este efecto ha sido analizado en el trabajo publicado por Lohongkum *et al.*^[6], quienes obtuvieron el mismo resultado para aceros inoxidables de los tipos AISI 310 y 304 soldados por el proceso GTAW, afirmando también que el aumento del nivel de nitrógeno puede aumentar la resistencia a formar grietas de solidificación.

Como se expuso, anteriormente, en el trabajo, en todos los ensayos realizados se constató la formación de ferrita δ en la zona fundida, corroborando las verificaciones hechas por otros autores^[12 y 13]. Los valores del porcentaje de ferrita δ obtenidos en la zona fundida oscilaron entre 7 % y 3 % aproximadamente, dependiendo de la concentración de nitrógeno y del aporte de calor en la soldadura.

En la figura 4 puede observarse una micrografía representativa, donde se muestra claramente la fase ferrita δ en forma reticular formada en una matriz austenítica de la zona fundida. Esta micrografía corresponde a una probeta soldada con corriente media de pulso de 250 A y CO₂ puro, como gas de protección.

Con respecto a la formación de ferrita δ , pudo verificarse que la cantidad de esta fase disminuyó en la medida en que aumentó la concentración de nitrógeno en el gas de protección, para todos los valores de corriente media usados (Fig. 2). El porcentaje de ferrita δ disminuyó, de 7 % a 3 %, cuando el nitrógeno en el metal depositado aumentó de 0,04 % a 0,075 %, usando 150 A. El mismo comportamiento se produjo cuando el nitrógeno varió de 0,025 % a 0,047 %, usando 250 A, y la cantidad de ferrita δ pasó de 7,5 % a 5 %. Este resultado, corrobora los datos expuestos por otros autores^[12 y 13], a pesar de usar diferentes procesos

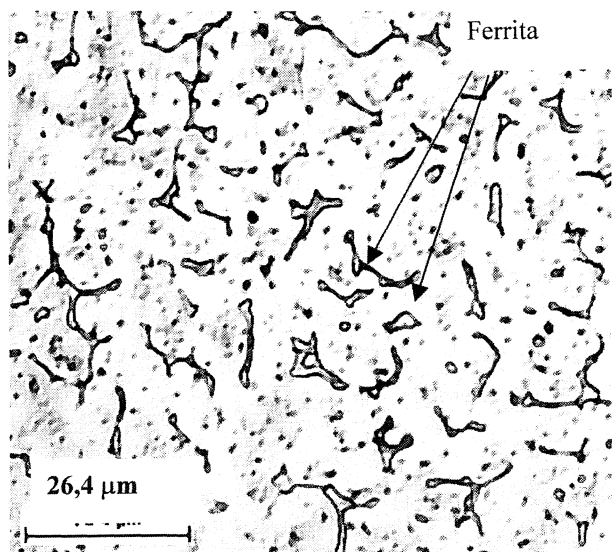


Figura 4. Formación de ferrita δ en la zona fundida. Probeta soldada con 250 A y CO_2 puro como gas de protección. Reactivo de Marble's. 500X.

Figure 4. δ ferrite formation in weld metal. Specimens welded with 250 A and CO_2 shielding gas. Marble's reagent. 500 X.

de soldadura y formas de introducir nitrógeno en el metal fundido, demostrando el carácter austenizante de este elemento.

En el trabajo también se constató la influencia de la corriente media de soldadura en la formación de ferrita δ . De forma general, se verificó que cuando aumenta la corriente media existe un incremento en la cantidad de ferrita formada. Esto está relacionado directamente con la menor velo-

cidad de enfriamiento provocada por la más alta intensidad de corriente (250 A) y, consecuentemente, mayor tiempo para la transformación γ - δ , ya que el aumento de nitrógeno obtenido al añadir 15 % de este elemento al gas de protección pudo modificar el modo de solidificación primario, convirtiéndolo en austenítico, como explicó Folkhard^[3].

Por otro lado, es muy interesante dejar claro que en los experimentos realizados se observó que, para todos los valores de corriente media, a medida que aumentó el porcentaje de nitrógeno en el gas de protección, la concentración de este elemento fue mayor en el metal depositado durante la soldadura, como puede comprobarse en el gráfico de la figura 2 y en la tabla III.

En dicha tabla se observa que para los mayores valores de corriente (250 A) se obtuvieron menores concentraciones de nitrógeno, independiente de la concentración de este elemento añadido al gas de protección. Este resultado está directamente relacionado con el aporte de calor al material durante el proceso de soldadura, lo que indiscutiblemente se explica por los mayores intervalos de tiempo en altas temperaturas que alcanza la unión soldada, cuando se usan altos aportes de calor. Esto, consecuentemente, permite mayores pérdidas de nitrógeno en forma molecular hacia la atmósfera, disminuyendo, de esta forma, la cantidad residual, en sus diferentes combinaciones, en el metal depositado.

En la tabla III, además, se muestran los valores medios de los resultados de los análisis de

Tabla III. Composición química (% en peso) de la zona fundida

Table III. Chemical composition (wt-%) of the weld metal

N_2 en el CO_2 , (%)	Icm (A)	C	S	N	Cr	Mn	Mo	Ni	Si	Cu	P
15	150	0,0311	0,0046	0,0746	17,81	1,28	2,30	12,10	0,58	0,038	0,033
	200	0,0329	0,0037	0,0638	17,93	1,31	2,34	12,09	0,40	0,036	0,034
	250	0,0322	0,0030	0,0484	18,33	1,39	2,37	12,35	0,36	0,038	0,031
10	150	0,0321	0,0046	0,0602	17,90	1,29	2,40	12,26	0,38	0,036	0,035
	200	0,0385	0,0040	0,0484	18,27	1,35	2,31	12,36	0,59	0,037	0,033
	250	0,0362	0,0043	0,0410	18,10	1,36	2,40	12,24	0,46	0,035	0,033
5	150	0,0361	0,0041	0,0411	17,97	1,29	2,35	12,27	0,60	0,036	0,034
	200	0,0346	0,0037	0,0360	18,25	1,34	2,43	12,44	0,32	0,036	0,036
	250	0,0362	0,0041	0,0363	17,84	1,33	2,35	12,11	0,46	0,036	0,035
CO_2 puro	150	0,0354	0,0038	0,0424	17,90	1,23	2,35	12,36	0,60	0,036	0,034
	200	0,0367	0,0038	0,0292	18,16	1,31	2,38	12,45	0,61	0,036	0,037
	250	0,0296	0,0039	0,0283	18,23	1,35	2,37	12,36	0,59	0,036	0,036
	MB	0,0260	0,0008	0,0351	17,60	1,35	1,94	10,50	0,26	0,07	0,021

composición química realizados al metal depositado, en función del porcentaje de nitrógeno añadido al gas de protección y de la corriente media de pulso. Como se puede observar en la tabla, prácticamente, no existieron variaciones importantes en la composición química de la región, con la excepción explicada y comprobada del nitrógeno.

Con los resultados expuestos en la tabla III, se comprueba, además, que las concentraciones finales de cromo y carbono no variaron significativamente en el metal depositado, al usar CO₂ como gas de protección, aspecto que es garantizado por la reducción del CO y el O₂ por los elementos químicos presentes en el flujo interno del alambre.

4. CONCLUSIONES

Los resultados del trabajo experimental permitieron concluir que:

- Las grietas de solidificación en la zona fundida del acero inoxidable austenítico AISI 316L, son fuertemente influenciadas por la corriente media de soldadura, disminuyendo su longitud total con el aumento de ésta.
- La longitud total de las grietas de solidificación disminuye con el aumento del nivel de nitrógeno en el metal depositado.
- Cuando la concentración de nitrógeno añadido al CO₂ usado como gas de protección en el proceso de alambre tubular aumenta, provoca un incremento en el nivel de este elemento en el metal depositado.
- El aumento de nitrógeno en la zona fundida, disminuye la formación de ferrita δ en el metal depositado, para todos los aportes de energía usados en el proceso de soldadura.
- El aumento de la corriente media de pulso aumenta la formación de ferrita δ y disminuye la concentración de nitrógeno en el metal depositado.

Agradecimientos

Los autores de este trabajo agradecen a la Fundação de Amparo a Pesquisa do Estado de São Paulo (FAPESP) y a la empresa ACESITA por el apoyo financiero para el desarrollo de esta investigación.

REFERENCIAS

- [1] H. FREDRIKSSON, *Metall. Trans.* 3 (1972) 2.989-2.997.
- [2] A.F. PADILHA y L.C. GUEDES, *Aços Inoxidáveis Austeníticos. Microestrutura e Propriedades*, Hemus Editora Ltda, São Paulo, Brasil, 1994.
- [3] E. FOLKHARD, *Welding Metallurgy of Stainless Steels*, Springer-Verlag Wien, New York, EE.UU., 1988.
- [4] N. SUUTALA, T. TAKALO y T. MOISIO, *Metall. Trans.* 11(A) (1980) 717-725.
- [5] N. SUUTALA, T. TAKALO y T. MOISIO, *Metall. Trans.* 10(A) (1979) 1.183-1.190.
- [6] G. LOTHONGKUM, E. VIYANIT y BHANDHUBANYONG, *J. Mater. Process. Technol.* 110 (2001) 233-238.
- [7] A. BACKMAN y B. LUNDQVIST, *Weld. J.* January (1977) 23s-28s.
- [8] J.R. KEARNS, *J. Mater. Energy Syst.* 7 (1985) 16-26.
- [9] G. RABENSTEINER, *Weld. World.* 23 (1985) 26-34.
- [10] W.A. BAESLACK III, W.F. SAVAGE y D.J. DUQUETE, *Weld. J.* March (1979) 83s-90s.
- [11] T. OGAWA, K.A.S. MURATA y E. TSUNETONE, *J. Jpn. Weld. Soc.* 49 (1980) 564-571.
- [12] A. KLIMPEL, W. MAZUR y A. SZYMANKI, *Przegl. Spawalnictwa.* 31, 6 (1979) 9-12.
- [13] N.P. ZHITNIKOV, *Weld. Prod.* 28, 3 (1981) 15-17.
- [14] J.M. VITEK, A. DASGUPTA y S.A. DAVID, *Metall. Trans.* 14 (1983) 1.833.
- [15] C.D. LUNDIN, C.P.D. CHOU y C.J.H. SULLIVAN, *Weld. J.* August (1980) 226s-232s.
- [16] A. BERNSTEIN y M. ARESKOU, *Aust. Weld. J.* September (1971) 84-87.
- [17] Y. ARATA, F. MATSUDA y S. SARUWATARI, *Trans. JWRI.* 3, 1 (1974) 79-88.
- [18] D.J. KOTECKI, *Weld. J.* (1978) 109s-117s.
- [19] O. HAMMAR y U. SVENSSON, *Solidification and Casting of Metals*, The Metals Society, 1979, pp. 401-410.
- [20] I. VAROL, W.A. BAESLACK y J.C. LIPPOLD, *Mater. Characterization* 39 (1997) 555-573.