

# Influencia de la Cantidad de O<sub>2</sub> Adicionado al CO<sub>2</sub> en el Gas de Protección Sobre la Microestructura del Metal Depositado en Uniones Soldadas de Bordes Rectos en Aceros de Bajo Contenido de Carbono con el Proceso GMAW

(Influence of O<sub>2</sub> Content, Added to CO<sub>2</sub> in the Shielding Gas, on the Microstructure of Deposited Metal in Butt Welded Joint With Straight Edges, in Low Carbon Steels Using GMAW Process)

Eduardo Díaz-Cedre<sup>1</sup>, Amado Cruz-Crespo<sup>2</sup>, Félix Ramos Morales<sup>3</sup>, Mauricio Tello Rico<sup>4</sup>, Joel Chaparro González<sup>5</sup>, Manuel Rodríguez Pérez<sup>6</sup>, Juan A Pozo Morejón<sup>7</sup>, Nancy M. Pérez Pino<sup>8</sup>

<sup>1,2,3,6,7</sup> Centro de Investigaciones de la Soldadura, Universidad Central "Marta Abreu" de las Villas, Carretera a Camajuaní, km 5½, Santa Clara, Villa Clara, Cuba.

e-mail: [cedre@uclv.edu.cu](mailto:cedre@uclv.edu.cu)

<sup>4,5</sup> Centro de Ingeniería y Desarrollo Industria, Ave Playa Pie de la Cuesta # 702, Querétaro, Qro. México

e-mail: [soldadura@cidesi.mx](mailto:soldadura@cidesi.mx)

<sup>8</sup> Oficina Cubana de la Propiedad Industrial, Buen Viaje # 18, Santa Clara, Villa Clara, Cuba

e-mail: [nancy@ciget.vc.cu](mailto:nancy@ciget.vc.cu)

## Resumen

La presencia de ferrita acicular (FA) en la microestructura del cordón de soldadura, dentro de determinado rango de valores, eleva considerablemente la tenacidad de las uniones soldadas. Es por ello, que el presente trabajo trata sobre un estudio que relaciona la cantidad de ferrita acicular en el cordón en función del contenido de oxígeno presente en la mezcla activa CO<sub>2</sub>+O<sub>2</sub>, durante la realización de uniones soldadas de bordes rectos en aceros de bajo carbono con el proceso con electrodo fusible y protección gaseosa (GMAW) en condiciones invariables de parámetros de proceso (corriente de soldadura, voltaje de arco, velocidad de soldadura, longitud libre y flujo de gas protector). Como resultado del trabajo se estableció la relación gráfica existente entre la ferrita acicular y el contenido de oxígeno en la mezcla.

**Palabras claves:** Microestructura, GMAW, Gas de protección CO<sub>2</sub> + O<sub>2</sub>

**Abstract:** The presence of acicular ferrite (AF) in the microstructure of weld bead, in a specified range of values, increase considerably the toughness of welded joints. The present paper, for that reason, study the relationship between the acicular ferrite quantity in the deposited metal and the oxygen present in the active gas mixture of CO<sub>2</sub>+O<sub>2</sub>, during the execution of butt welded joints with straight edges, in low carbon steels with consumable electrode and gas protection (GMAW) in invariable conditions of process parameters (welding current, arc voltage, welding speed, electrode extension, and gas flow). The graphic relation between the acicular ferrite and the oxygen content was established, as result of the research work.

**Key Words:** Microstructures, GMAW, CO<sub>2</sub> + O<sub>2</sub> shielding gas

## 1. Introducción

Las propiedades del metal depositado por soldadura, dependen en gran medida de la morfología, la cantidad y la localización de los distintos microconstituyentes estructurales que se forman durante el enfriamiento hasta temperatura ambiente [1, 2, 3]. Varios han sido los trabajos realizados con el objetivo de correlacionar estas estructuras metalográficas con las propiedades mecánicas del metal depositado [4, 5, 6], y así tomarlas como punto de partida en el establecimiento de las propiedades de la unión soldada. [7, 8]. En el caso particular de la soldadura de los aceros de bajo contenido de carbono y

baja aleación, a partir de los años 70's, unas de las estructuras metalográficas mas estudiadas en los metales depósito, ha sido la ferrita acicular (FA), la cual por sus características influye positivamente en el comportamiento de las propiedades mecánicas, en especial la tenacidad [9, 10, 11]. De acuerdo a un número importante de autores [12, 13, 14], la aparición de ferrita acicular está influenciada por una serie de factores, entre los cuales podemos citar: la composición química del metal depositado, presencia de inclusiones no metálicas, la velocidad de enfriamiento y el tamaño del grano austenítico.

En el caso particular de las uniones soldadas realizadas en una pasada, mediante el proceso por arco con electrodo continuo y protección gaseosa basada en mezcla de CO<sub>2</sub> + O<sub>2</sub>, se puede constatar la posible acción de tres de los cuatro factores citados en el párrafo anterior: la variación en la composición química del metal depositado, específicamente el contenido de manganeso

---

(Recebido em 15/05/2010; Texto final em 08/10/2010).

y silicio bajo a la acción oxidante del oxígeno; la aparición de inclusiones no metálicas, como resultado de las reacciones de oxidación del manganeso y el silicio, que pueden constituir centros de nucleación de la FA [15]; y la disminución de la velocidad de enfriamiento, debido al aporte térmico realizado por las reacciones de oxidación – reducción [16]. La ocurrencia de todos estos elementos están vinculados con las características oxidantes que presenta la mezcla protectora formado por  $\text{CO}_2 + \text{O}_2$ . Sin embargo no aparece registrado en la literatura especializada [17, 18] la influencia de las características de la atmósfera protectora formada por  $\text{CO}_2 + \text{O}_2$  sobre la estructuras metalográficas del metal depositado, cuando la unión soldada se realiza en una sola pasada. Es por ello que el objetivo fundamental de este trabajo consiste en realizar ese tipo de estudio, el cual permitiría ampliar el campo de utilización de este tipo de mezcla a uniones soldadas de mayor responsabilidad.

## 2. Materiales y Métodos

En la realización del estudio de la influencia de las características de la atmósfera protectora formada por  $\text{CO}_2 + \text{O}_2$  sobre la microestructura del metal depositado, fueron tomadas las muestras provenientes de un trabajos precedente de los autores, [16]. Estas consistieron en uniones de placas de acero ASTM A-36 de 150 x 100 x 10 mm, soldadas sin preparación de bordes y con 1 mm de separación entre las placas. Las muestras utilizadas correspondieron a los valores medios de la régimen de soldadura, (ver Tabla 1) para de esa forma eliminar la influencia que podía tener el aporte térmico del arco sobre la estructura metalográfica del depósito, la cual ha sido demostrado en el trabajo de otros autores [1, 17]. De tal forma, las muestras analizadas se ofrecen en la Tabla 2.

Para la determinación cuantitativa de los microconstituyentes presentes en los cordones, las muestras fueron sometidas a un proceso de preparación. Al concluir esta etapa, las muestras fueron examinadas mediante un microscopio electrónico de barrido marca PHILIPS, Modelo XL30, a 500 X de aumento, siguiendo una instrucción interna del laboratorio, el que se basa en el documento IIW DOC. IX-1533-88 [18].

Para estudiar la naturaleza y el tamaño de las inclusiones no metálicas en los depósitos, una vez concluido el proceso de cuantificación de fases, las muestras fueron nuevamente preparadas pulidas con pasta de diamante y paño, con vista a eliminar la superficie que fue previamente atacada. Para ganar precisión en lo referido a la naturaleza de las inclusiones, se les realizó un microanálisis, utilizando una microsonda del tipo EDAX en el microscopio electrónico de barrido. Para evitar errores en la composición química de la inclusión, debido a la acción de la matriz metálica, los microanálisis se realizaron en inclusiones con diámetros mayores de 1 $\mu\text{m}$ .

Para las mediciones de los diámetros de las inclusiones, fueron realizadas en el microscopio electrónico de barrido, utilizando un aumento de 1000X, se observaron un total de 20 campos (con una ubicación aproximada en la zona donde se estudió la microestructura). Con la ayuda de una herramienta que posee el referido equipo (Bright - Field Micrographs), se midió el diámetro de las mismas.

## 3. Resultados y discusión

En la Tabla 3 se muestran los resultados de la cuantificación de las estructuras metalográfica realizada en el metal depositado, para diferentes contenidos de oxígeno en la mezcla protectora

Según se puede apreciar en la tabla 3, con el aumento del contenido de oxígeno en la mezcla protectora, ocurre un aumento de la presencia de ferrita acicular hasta el nivel del 10 % de oxígeno, a partir de ese valor, la cantidad de ferrita acicular disminuye hasta un 9 %, con un nivel de oxígeno del 15 %, desapareciendo prácticamente dicha fase para valores superiores de este gas en la mezcla de protección. En la Figura 1, 2 y 3 se muestran microfotografías de centro del cordón de las muestras, 1, 2 y 5

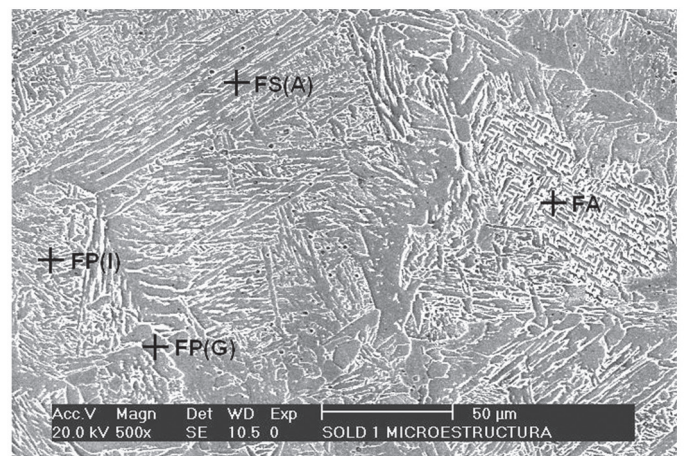


Figura 1. Microfotografía de la muestra 1

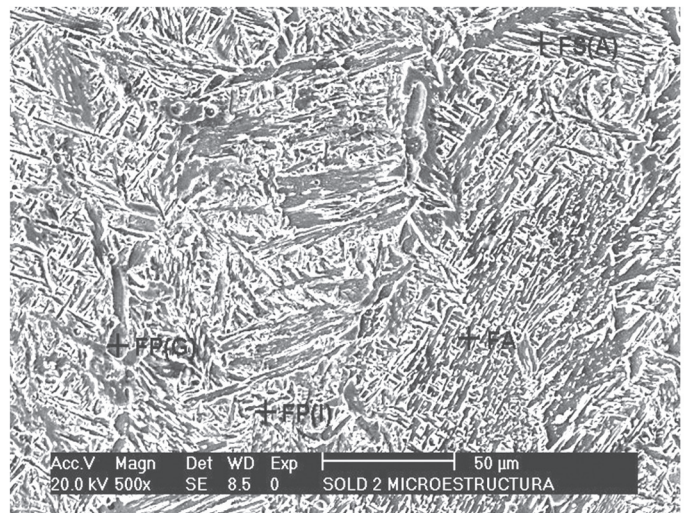


Figura 2. Microfotografía de la muestra 2

En la introducción, fue abordada la relación de la microestructura del depósito, y en particular la formación de la ferrita acicular con los factores que pueden estar presentes debido a las características de la atmósfera formada por  $\text{CO}_2 + \text{O}_2$ . El accionar de estos factores se muestra a continuación.

Tabla 1. Elementos del régimen de soldadura correspondientes a los niveles medios de corriente de soldadura.

Corriente de soldadura (A)	Voltaje de arco (V)	Velocidad de soldadura (mm/s)	Eficiencia del proceso	Energía lineal de soldadura (J/mm)	Flujo de gas de protección (l/min)	Longitud libre (mm)	Tipo de metal de aporte	Diámetro del metal de aporte (mm)
185	25	4,23	0,65	710	15	12±2	INDURA 70S6 (AWS A 5.18 ER 70S6)	1,2

Tabla 2. Experimentos realizados.

Número de la muestra	Composición de la atmósfera protectora	
	% de O <sub>2</sub>	% de CO <sub>2</sub>
1	0	100
2	10	90
3	15	85
4	20	80
5	25	75
6	30	70

Tabla 3. Resultado de la cuantificación metalográfica realizada en el metal depositado para las diferentes composiciones de la mezcla protectora, donde FA= ferrita acicular, FP(G)= ferrita poligonal de contorno de grano, FP(I)= ferrita poligonal intergranular y FS(A)= ferrita secundaria alineada.

Número de la muestra	Cantidad del microconstituyente (%)			
	FA	FP(G)	FP(I)	FS(A)
1	22	37	36	5
2	37	13	37	12
3	9	36	22	33
4	4	41	35	20
5	1	58	14	26
6	1	45	29	25

Tabla 4. Composición química de los depósitos, para diferentes contenidos de oxígeno en la mezcla protectora (% en masa).

Cantidad de oxígeno adicionado a la mezcla (%)	Composición química de los depósitos (% en masa)				
	C	Si	Mn	P	S
0	0,07	0,74	1,26	0,012	0,006
10	0,07	0,69	1,18	0,012	0,006
15	0,07	0,6	1,07	0,012	0,006
20	0,06	0,56	1,01	0,011	0,006
25	0,06	0,53	0,95	0,012	0,006
30	0,05	0,36	0,67	0,012	0,006

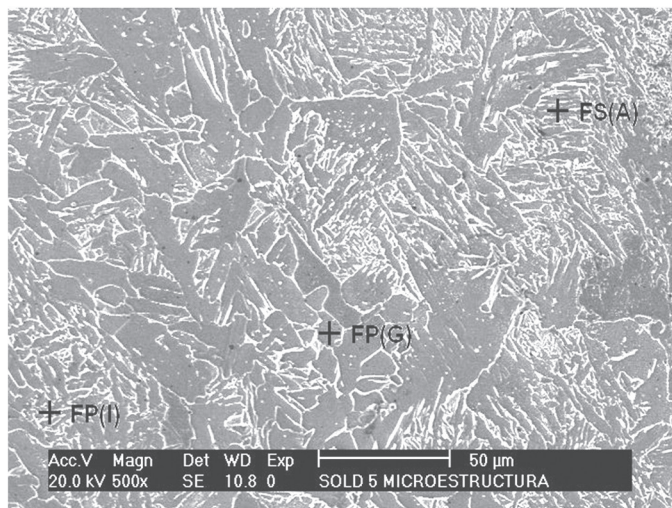


Figura 3. Microfotografía de la muestra 5

### 3.1. Composición química.

Dentro de la composición química y según recoge la literatura [10] existen dos elementos que influyen de manera marcada en la presencia de la ferrita acicular. Estos elementos son, el manganeso y el oxígeno. En el caso particular del manganeso y de acuerdo a los resultados mostrados en un trabajo precedente de los autores [14], se pudo establecer su cuantía en los depósitos en función de la cantidad de oxígeno presente en la mezcla protectora. Estos resultados se pueden apreciar en la Tabla 4.

Con respecto al oxígeno y tomando como bases, la relación establecida por Grong [19] para los aceros al carbono – manganeso, soldados con electrodo revestido o gases protectores (ver Ecuación 1), se estimó el contenido de oxígeno presente en los depósitos sobre la base de las cantidades de manganeso y silicio. Las cantidades de oxígeno estimadas en ppm se pueden apreciar en la Tabla 5.

$$P_O = K_8 * (P_{Si} * P_{Mn})^{0.25} \quad (1)$$

Donde:

P<sub>O</sub>: oxígeno en el depósito (% en masa)

K<sub>8</sub>: parámetro termodependiente (para temperaturas mayores a 2023 °K)

$$K_8 = \frac{-15518}{T} + 6.01 \quad (2)$$

T: temperatura del baño (°K)

P<sub>Si</sub>: cantidad de silicio en el depósito (% en masa)

P<sub>Mn</sub>: cantidad de manganeso en el depósito (% en masa)

Derivado de estos resultados y teniendo en consideración los trabajos de Farrar [8], se puede establecer que a partir de las 500 ppm de oxígeno en los depósitos de soldadura la acción del manganeso no se puede valorar de manera aislada, sino en combinación con el oxígeno. Sobre esta base y considerando que en el caso tratado se cumple tal condición (oxígeno mayor

de 500 ppm), se ha podido obtener las relaciones entre ambos elementos (manganeso y oxígeno) y la ferrita acicular que se muestran en las Figuras 4 y 5. En dichas figuras, se aprecia que para un contenido de manganeso de 1,18% y una cantidad estimada de oxígeno de 778 ppm, se obtienen los mayores contenidos de ferrita acicular (37%).

Tabla 5. Contenidos de oxígeno estimados en ppm. en los depósitos para diferentes contenidos de oxígeno en la mezcla.

% de oxígeno en la mezcla	Contenidos de oxígeno estimado (ppm)
0	752
10	778
15	825
20	852
25	877
30	1054

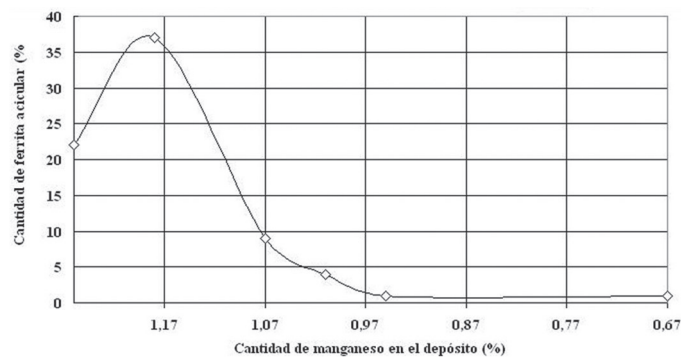


Figura 4. Relación entre la cantidad de manganeso y la cantidad de ferrita acicular en el depósito.

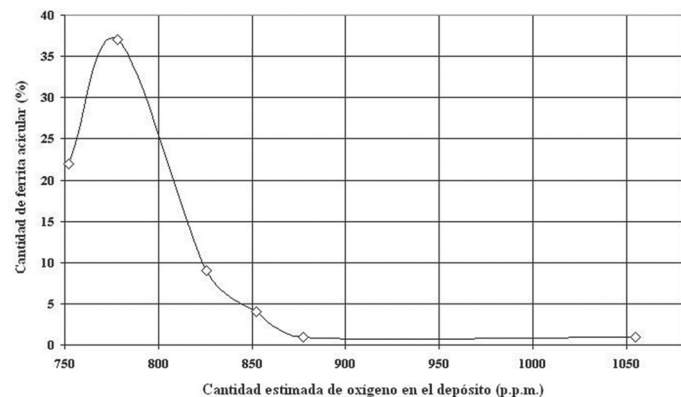


Figura 5. Relación entre la cantidad estimada de oxígeno y la cantidad de ferrita acicular en el depósito.

La explicación de este comportamiento puede estar fundamentada, en que para la combinación específica de manganeso y oxígeno, mencionada en el párrafo anterior, ocurre un incremento de la zona correspondiente a la formación de la ferrita acicular. Para esta composición química particular, aumenta la probabilidad de aparición de la ferrita acicular para

un rango de velocidades de enfriamiento, comparadas con otras que poseen diferentes cantidades de manganeso y oxígeno. Este resultado coincide con los estudios realizados por Sato [20]; Terashima [21] y Prokic-Cvetkovic [22].

Lo anteriormente planteado, también está corroborado en los trabajos de Byun [23], donde se plantea que para el caso particular del manganeso, sólo ciertos valores (alrededor del 1 %) tienden a incrementar la fracción de ferrita acicular, afectándose su formación y dando lugar a otras fases secundarias de la ferrita, e incluso de martensita para por cientos mayores.

### 3.2. Aporte térmico

Un aspecto distintivo de las atmósferas protectoras, basadas en CO<sub>2</sub> + O<sub>2</sub> y que las hacen ser particularmente interesantes, con respecto a las de base argón ampliamente utilizadas, lo constituye la capacidad de las mismas de aportar determinadas cantidades de calor al baño fundido, aspecto este tratado en un trabajo precedente de los autores [15]. Sin embargo, esta cantidad de calor, no solo repercute en el aumento del volumen del metal fundido, sino que también puede influir en la velocidad de enfriamiento del baño, afectando de esa manera la microestructura del metal depositado.

De acuerdo a los resultados mostrados en el trabajo antes citado, en la medida que aumenta la cantidad de oxígeno adicionado a la mezcla ocurre un incremento de la energía lineal total de soldadura (de 749 J/mm a 879 J/mm), resultado este de la sumatoria de la energía aportada por el arco eléctrico (constante para este caso) y de la aportada por las reacciones de oxidación – reducción.

Tomando como puntos de origen, los resultados anteriormente planteados, es posible estimar los tiempos de permanencias en el rango de temperatura de 800 – 500 °C, (t<sub>8/5</sub>), los cuales son los responsables de los principales cambios microestructurales que ocurren en el cordón de soldadura. Para estimar estos tiempos, se utilizó la Ecuación 3, la cual ya tiene implícitos los coeficientes termodependientes del material, los cuales corresponden a los de aceros al carbono y de baja aleación [19].

$$\Delta T_{8/5} = 1716 * (\eta * q * d^{-1})^2 \quad (3)$$

Donde:

η: eficiencia del proceso.

q: energía lineal de soldadura total (kJ/mm)

d: espesor del material (mm)

Los tiempos de permanencia calculados sobre la base de la Ecuación 3, en función de la cantidad de oxígeno adicionada a la mezcla protectora, se pueden apreciar en la Tabla 6.

En la Tabla 6, se puede apreciar que la variación del tiempo de permanencia entre 800 y 500 °C, es prácticamente insignificante en la medida que se incrementa el oxígeno a en la mezcla protectora, si se les compara con los tiempos de permanencia establecidos por varios autores [11, 12, 13]. De aquí se desprende que el calor aportado por las reacciones de oxidación – reducción, al no influir significativamente en el tiempo de permanencia, tampoco influyen en la formación de la ferrita acicular.

Tabla 6. Tiempos de permanencia entre 800 – 500 °C para diferentes contenidos de oxígeno en la mezcla protectora.

% de oxígeno en la mezcla	Energía lineal total (J/mm)	Tiempo de permanencia entre 800 - 500 °C (s)
0	750	3,83
10	764	3,98
15	794	4,30
20	808	4,45
25	819	4,58
30	879	5,27

### 3.3. Inclusiones no metálicas

Con respecto a la influencia de las inclusiones no metálicas, como centro de nucleación de la ferrita acicular y de acuerdo a lo expresado por varios autores [10, 11], la naturaleza de las mismas y su diámetro son los factores que hacen que se conviertan en gérmenes para la formación de dicha fase.

Un ejemplo de los resultados del análisis de composición química, utilizando la microsonda tipo EDAX del microscopio electrónico de barrido, se muestran en las Figuras 6. Como se puede apreciar en las figuras antes citadas, la naturaleza de estas inclusiones son básicamente óxidos simples o complejos, formados por el hierro, el silicio y el manganeso, siendo evidente la no presencia de elementos como el azufre, el cual según lo expresado por varios autores [19, 24], puede inhibir la inclusión como centro de nucleación.

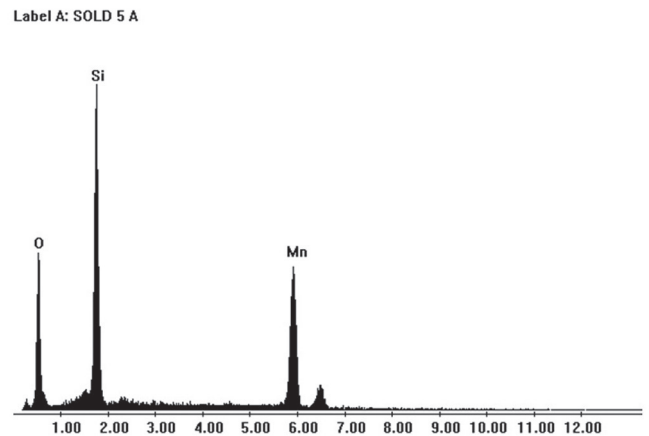


Figura 6. Análisis químico por microsonda de inclusión no metálica formada por óxidos de silicio y manganeso

Con respecto a los diámetros de las inclusiones, en la Tabla 7, se presentan los resultados de las mediciones realizadas a los depósitos obtenidos con diferentes cantidades de oxígeno adicionados a la mezcla protectora. Como se observa en la referida tabla, existe una tendencia al incremento de la cantidad total de inclusiones no metálicas, en la medida que aumenta la cantidad de oxígeno adicionado a la mezcla protectora, elemento este reportado en la literatura [25, 26] y que lo vincula al incremento de las reacciones de oxidación – reducción, por el

aumento de la cantidad de oxígeno presente en el baño fundido. Sin embargo, otros autores [27, 28] también lo relacionan con el incremento del tiempo en estado líquido del baño fundido, lo que posibilita el desarrollo de los mecanismos difusivos que dan origen a las inclusiones. En el caso particular de las uniones realizadas con mezclas protectoras formadas por CO<sub>2</sub> + O<sub>2</sub>, existe una combinación de ambos elementos, ya que el incremento de oxígeno en el baño, intensifica las reacciones de oxidación – reducción, aumentando la probabilidad de que una parte de los óxidos formados queden atrapados en el baño, lo que, unido al calor aportado por estas reacciones, facilita que el baño permanezca en estado líquido mucho mayor tiempo, si se le compara con una atmósfera protectora basada solamente en 100 % CO<sub>2</sub>, propiciando a su vez el surgimiento y desarrollo de un mayor número de inclusiones.

Tabla 7. Cantidad media de las inclusiones por diámetro, en función de la cantidad de oxígeno adicionado a la mezcla protectora.

Diámetro de las inclusiones (µm)	Cantidad de inclusiones (media)					
	0 % de O <sub>2</sub>	10 % de O <sub>2</sub>	15 % de O <sub>2</sub>	20 % de O <sub>2</sub>	25 % de O <sub>2</sub>	30 % de O <sub>2</sub>
0,2	6	28	28	7	5	3
0,3	0	0	0	32	0	0
0,4	22	51	48	0	10	22
0,5	27	56	40	45	13	0
0,6	0	0	0	0	23	27
0,7	22	21	29	30	55	51
0,9	16	12	22	25	41	38
1,0	6	9	14	18	32	20
1,1	0	7	7	14	10	15
1,2	0	5	4	10	7	11
1,3	0	0	0	7	4	9
1,4	0	0	0	5	3	2
1,6	0	0	4	3	3	0
1,7	0	0	0	2	1	0
1,8	0	0	0	1	0	7
2,1	0	0	2	0	0	0
2,4	0	0	0	0	0	4
4,2	0	0	0	1	0	0
4,7	0	0	0	0	0	2
5,3	0	1	1	1	0	0
6,8	0	0	0	0	1	0
7,5	0	0	0	0	1	0
8,3	0	1	0	0	0	0
8,7	0	0	0	0	0	2
Cantidad total	99	191	199	201	209	213

El elemento, tiempo de permanencia del baño en estado fundido, puede tener una dualidad funcional, pues no sólo facilita que se formen más inclusiones, sino también que crea condiciones para que las mismas puedan salir del baño con mayor facilidad [29]. Sin embargo, el hecho de que la cantidad de inclusiones crezca en la medida que aumenta la cantidad de

oxígeno presente en el baño, es un indicativo de que la capacidad de formación de inclusiones (por las dos causas antes citadas) supere la capacidad de que las mismas salgan del baño fundido a pesar del aumento del tiempo de permanencia de éste en estado líquido.

De acuerdo a lo planteado por Grong [12], Bhadeshia [17] y Lee [30], para que las inclusiones puedan convertirse en centros de nucleación de la ferrita acicular, los diámetros de las mismas deben estar dentro de un determinado rango llamado, diámetros críticos, los cuales se pueden encontrar entre 0,25 - 0,7 µm. En la Figura 7, se puede observar la cantidad de inclusiones dentro de este rango, para los diferentes contenidos de oxígeno adicionados a la mezcla protectora.

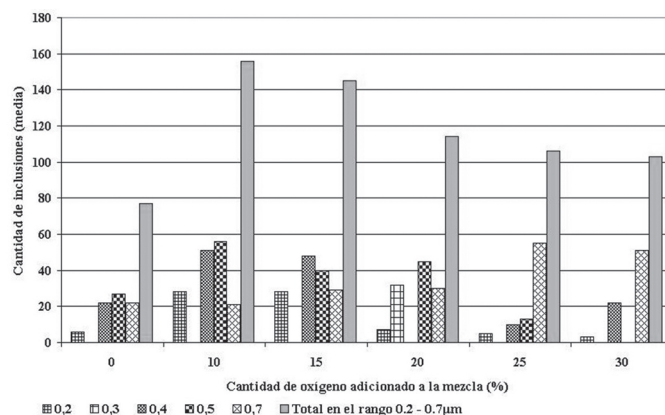


Figura 7. Cantidad de inclusiones en el rango de 0,2 -0,7 µm en función de la cantidad de oxígeno adicionado a la mezcla protectora.

La figura anterior está estrechamente vinculada con la Tabla 3, y su relación fue sintetizada en la Figura 8. En esta última se puede apreciar, que para el caso particular de las mezclas CO<sub>2</sub> + O<sub>2</sub>, la cantidad de oxígeno (10 %) adicionado al CO<sub>2</sub> permite la formación del mayor por ciento de ferrita acicular en la microestructura del depósito (37 % de FA) y esta cantidad, está en correspondencia con la mayor cantidad de inclusiones formadas que poseen diámetros entre 0,25 - 0,7 µm, lo que concuerda con lo reportado por la literatura citada anteriormente.

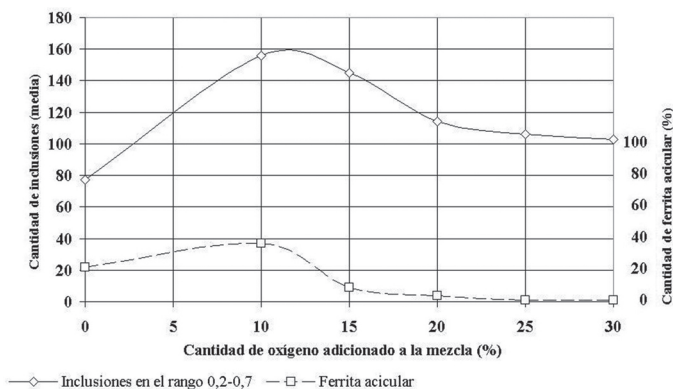


Figura 8. Relación entre la cantidad de inclusiones en el rango de 0,2 -0,7 µm y la cantidad de ferrita acicular en función de la cantidad de oxígeno adicionado a la mezcla protectora.

Es necesario destacar, que en el caso particular de los depósitos realizados con 100 % de CO<sub>2</sub> como gas de protección (ver Tabla 3), la cantidad de ferrita acicular obtenida en los depósitos es del 22 %, sin embargo, posee la menor cantidad de inclusiones con diámetros dentro del diámetro críticos (77). Esto aparentemente es una contradicción con lo plateado en el párrafo anterior, no obstante está en concordancia con lo expresado por Terashima [21] y Prokic-Cvetkovic [22], los cuales plantean que la formación de la ferrita acicular tiene un carácter multifactorial, donde la composición química, en particular el contenido de manganeso y oxígeno, juega un papel importante como responsable de la formación de la referida estructura con esa atmósfera protectora.

En resumen, de los tres aspectos abordados como los principales causantes de la formación de la ferrita acicular (composición química, calor aportado por las reacciones de oxidación-reducción e inclusiones no metálicas), en el caso particular de este trabajo, solo influyen de manera marcada en la aparición de la referida estructura: la composición química del depósito y el incremento del número de inclusiones dentro del rango de los diámetro críticos, siendo la primera el determinante.

A partir de estos volúmenes de ferrita acicular logrados en los depósitos (específicamente para el obtenido con 10 % de oxígeno), se puede estimar la existencia de un mejoramiento en las propiedades mecánicas del cordón de soldadura, particularmente la tenacidad, tomando como base los trabajos de Alkelsen [9].

#### 4. Conclusiones.

1. La atmósfera protectora formada por 90 % de CO<sub>2</sub> y 10 % de O<sub>2</sub>, logró las mayores cuantías de ferrita acicular en la microestructura (37 %), en comparación con la atmósfera formada por 100 % CO<sub>2</sub> (22 %).
2. La composición química es un elemento que influye de manera importante en la formación de la ferrita acicular, en particular los contenidos de manganeso (1,18 %) y de oxígeno estimado (778 p.p.m), logrando las mayores cuantías de la ferrita acicular.
3. Los mayores contenidos de ferrita acicular logrados (37 %), coinciden con las mayores cantidades de inclusiones no metálicas cuyo rango de diámetros se encuentran entre 0,2 -0,7 µm, demostrando de esta manera el carácter nucleante de las mismas.
4. El porte térmico realizado por las reacciones de oxidación – reducción que ocurren en el baño metálico, no influye en la formación de la ferrita acicular, debido a su poca relevancia que posee este, en la variación de la velocidad de enfriamiento es el intervalo de temperatura entre 800 y 500 °C

#### 5. Referencias Bibliográficas.

[1] Popovic, O., The influence of heat input on the microstructure and toughness of microalloyed steel weldments, Proceedings of the 1st South-East European Welding Congress “Welding and joining technologies for a sustainable development and environment”, Timisoara, Rumunija, pp.389-393, 2006.

[2] Tyagi, V. K., et al, Understanding the influence of alloy additions on microstructures and mechanical properties of weld metal from gas-shielded processes, Australian Welding Research Report, Vol.20, December, pp.1-26, 1996.

[3] Abson, D. J.; Pargeter, R. J., “Factors influencing as-deposited strength, microstructure and toughness of manual metal arc welds suitable for C-Mn steel fabrications”, International Metals Reviews, No 4, pp. 141-196, 1986.

[4] Dallum, C. B.; Olson, D., “Stress and grain size effects on weld metal ferrite formation”, Welding Journal, No 5, pp. 198s-205s, 1999.

[5] Evans, G. M., “The Effect of Nickel on the Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits, IIW Doc. II-A- 91-89, 1989.

[6] Hoekstra S., et al, “Microstructure and notch toughness of ferrite weld metal”, Metal Construction, No 12, pp.771-775, 1986.

[7] Ito, Y.; Nakanishi, M., “Study of Charpy impact properties of weld metal with submerged-arc welding”, The Sumimoto Search, No 15, pp.42-62, 1996.

[8] Farrar, R. A.; Watson, M. N., “Effect of oxygen and manganese on submerged arc welding metal microstructure”, Metal Construction, No 6, pp.285-286, 1979.

[9] Alkelsen, O., “Factors Controlling Weld Metal Toughness in C-Mn Steel”, Material Science and Engine, No 6, pp.187-192, 1992.

[10] Byun, J., et al, “Inoculated acicular ferrite microstructure and mechanical properties” Materials Science and Engineering, A319, pp.326–331, 2001.

[11] Harrison, P. L., “Acicular ferrite in carbon-manganese weld metals”, PhD Thesis, University of Southampton, 1983

[12] Grong, Ø., et al, “Microstructural development in mild and low-alloy steel weld metals”, International Metals Reviews, Vol 31, pp.175-196, 1986.

[13] Gaeti, Paris, L. F., et al, “Obtenção de ferrita acicular em cordões da solda, por diferentes rotas de resfriamento”, Instituto Politécnico Nova Friburgo, Paper CRE04-PF08, 2004. Consultado junio 2005 en: [www.abcm.org.br/xi\\_creem/resumos/PF/CRE04-PF08.pdf](http://www.abcm.org.br/xi_creem/resumos/PF/CRE04-PF08.pdf).

[14] Díaz, C. E. et al “Estudio de la modificación de la composición química en depósitos de soldadura GMAW, empleando diferentes proporciones en la mezcla CO<sub>2</sub> + O<sub>2</sub> como gas de protección”, 2ª Jornada AAS – AWS Río de la Plata / IAS sobre Soldadura, San Nicolás, Argentina, 2005. Consultado enero 2006 en: <http://file.soldadura.org.ar/PUB/03AAS/010.pdf>

[15] Díaz, C. E. et al, Influencia de la relación O<sub>2</sub>/CO<sub>2</sub> y de la corriente de soldadura sobre la geometría de la unión soldada de bordes rectos en aceros de bajo carbono con el proceso GMAW. Revista Soldagem & Inspeção. Vol. 13, Nº 4, Brasil, 2008. [http://www.mecanica.ufu.br/revistas/full/full\\_13\\_04\\_216.pdf](http://www.mecanica.ufu.br/revistas/full/full_13_04_216.pdf)

[16] Asnis, A. E., “Comparing the properties of welded joints made with Cb-08 2C wire in mixture of CO<sub>2</sub> and O<sub>2</sub> or with Yohn 13/45 electrode”, Automatic Welding, No 4, pp.32-36, 1974.

[17] Bhadeshia, H. K.; Svensson, L. E., “Mathematical Modelling of Weld Phenomena”, Institute of Materials, London, 1993.

- [18] International Institute of Welding, "IIW DOC. IX-1533-88 Guidelines for the Classification of Ferritic Steel Weld Metal Microstructure Constituents using the Light Microscopy", 1988.
- [19] Grong Ø., "Metallurgical modelling of welding", The Institute of Materials, Cambridge, 1994.
- [20] Sato, Y.; Kuwana, T., "Oxygen absorption in iron and steel weld metal", ISIJ International, No 10, pp. 1162-1 169, 1995
- [21] Terashima, S., "Changes in toughness at low oxygen concentrations in steel weld metals", Science and Technology of Welding and Joining, No 5, pp.509-516, 2006.
- [22] Prokic-Cvetkovic, R., et al "The influence of oxygen equivalent in a gas-mixture on the structure and toughness of microalloyed steel weldments", Journal of the Serbian Chemical Society, No 3, pp 313-321, 2006.
- [23] Byun, J.; Shim, J., "Influence of Mn on microstructural evolution in Ti-killed C-Mn steel", Scripta Materialia, Vol.48, pp.449-454, 2003.
- [24] Bhadeshia, H. K., "The role of inclusions in controlling HSLA steel weld microstructures", Welding Journal, No 6, pp.139s-149s, 1986. Consultado julio 2003 en: [www.wanfangdata.com.cn/qikan/Periodical.Articles/hjxb/hjxb2002/0205/020507.htm](http://www.wanfangdata.com.cn/qikan/Periodical.Articles/hjxb/hjxb2002/0205/020507.htm)
- [25] Davies, G. J.; Garland, J. G. "Solidification structures and properties of fusion welds", International Metallurgical Review, No 20, pp. 83-106, 1975.
- [26] Liu, S.; Olson, D.L., "The role of inclusions in controlling HSLA steel weld microstructures", Welding Journal, No 6, pp. 139s-149s, 1986.
- [27] Ahlblom, B., et al, "Effect of residual, impurity and microalloying elements on weldability and weld properties", Proceedings of the International Conference in the Welding Institute, London, Paper 27, 1983.
- [28] Harrison, P. L.; Farrar, R. A., "Acicular ferrite in carbon-manganese weld metals: an overview", Journal of Materials Science, Vol. 22, pp.1238-1246, 1987.
- [29] Sudarsanam, S.B., "The mechanism of acicular ferrite in weld deposits" Current Opinion in Solid State and Materials Science, No 8, pp 267-278, 2004. Consultado noviembre 2005 en: [www.wanfangdata.com.cn/qikan/periodical.Articles/hjxb/hjxb2006/0610/061009.htm](http://www.wanfangdata.com.cn/qikan/periodical.Articles/hjxb/hjxb2006/0610/061009.htm)
- [30] Lee, T., et al "Effect of Inclusion Size on the Nucleation of Acicular Ferrite in Welds" ISIJ International, No 12, pp.1260-1268, 2000. Consultado agosto 2006 en: <http://db.wdc-jp.com/cgi-bin/isij/guest/list1.cgi?list=200012> - 7k