

Minería y Geología

E-ISSN: 1993-8012

revistamg@ismm.edu.cu

Instituto Superior Minero Metalúrgico de

Moa 'Dr Antonio Nuñez Jiménez'

Cuba

Fernández-Columbié, Tomás; Alcántara-Borges, Dayanis; Rodríguez-González, Isnel;
Sablón-Pérez, Leónides

Deposición de un recubrimiento base níquel para la unión metalúrgica del acero al
carbono y el hierro fundido

Minería y Geología, vol. 32, núm. 3, julio-septiembre, 2016, pp. 159-174

Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa 'Dr Antonio Nuñez Jiménez'
Holguín, Cuba

Disponible en: <http://www.redalyc.org/articulo.oa?id=223547677011>

- Cómo citar el artículo
- Número completo
- Más información del artículo
- Página de la revista en redalyc.org

Deposición de un recubrimiento base níquel para la unión metalúrgica del acero al carbono y el hierro fundido

Tomás Fernández-Columbié
Dayanis Alcántara-Borges
Isnel Rodríguez-González
Leónides Sablón-Pérez

Resumen

El propósito fue establecer el comportamiento microestructural de una unión disímil realizada entre el hierro fundido y el acero al carbono a través de una deposición de un sustrato base níquel en el acero al carbono. El recubrimiento se hizo con el electrodo recubierto Castec 3099 (UTP 8) y soldadura SMAW, mientras que con el proceso GTAW y el electrodo desnudo ER 70S-A1 se realizó la unión entre ambos materiales. La composición química de los cordones resultantes se analizó mediante el diagrama de Schaeffler. El análisis microestructural de la zona fundida y de la zona de influencia térmica permitió establecer que durante este tipo de soldadura, cerca de la línea de fusión, se obtienen estructuras aciculares cuando se suelda con electrodo Castec 3099 y en la ZAT morfologías de ferrita esquelética; con el electrodo ER 70S-A1 se obtiene una mezcla de austenita.

Palabras clave: soldadura; microestructura; acero al carbono; hierro fundido; recubrimiento base níquel.

Depositing nickel-based hardfacing to join carbon steel and cast iron

Abstract

The objective of this investigation is to determine the micro-structural behavior of a joint between cast iron and carbon steel by depositing a nickel-based substrate in the carbon steel. The filler was added through Shielded Metal Arc Welding using Castec 3099 (UTP 8) electrodes while the base materials were joined through Gas Tungsten Arc Welding with ER 70S - A1 bare electrodes. The Schaeffler diagram was used to analyze the chemical composition of the resulting weld beads. The results of the analysis performed on the welded area and the heat influence zone indicated the formation of acicular structures near the welded line when Castec 3099 electrodes are used and the formation of skeletal ferrite on the heat influence zone during the application of this welding process. An austenitic mixture is formed when ER 70S - A1 electrodes are used.

Keywords: welding; microstructure; carbon Steel; cast iron; nickel based hardfacing.

1. INTRODUCCIÓN

En la soldadura de mantenimiento o recuperación, en ocasiones, por las características que se quiere lograr, se acude a técnicas que permitan una unión metalúrgica con características que garanticen la durabilidad de la junta soldada. En el caso del hierro fundido, para soldarlo con el acero al carbono, se recurre a la aplicación de un sustrato o recubrimiento llamado enmantequillado.

Las reparaciones en fundición de hierro gris o hierro maleable son trabajos comúnmente encontrados en la práctica diaria y considerada entre los más difíciles. Cuando se suelda hierro fundido hay una capa dura y frágil adyacente a la soldadura; esta capa consiste en hierro endurecido superficialmente como resultado del rápido enfriamiento desde una alta temperatura. Por lo antes expuesto se considera que cada fundición debe analizarse por su propia composición química, particularmente en soldadura de reparación y de mantenimiento (Zhang, Elmer & Debroy 2005).

Según Alfonso y demás colaboradores (2005) un recubrimiento es un acabado delgado, generalmente de un pequeño espesor, que tiene como propósito mejorar la resistencia a la corrosión a las altas temperaturas, al desgaste, la lubricación o cambiar la apariencia externa del material. Existe una infinidad de técnicas diferentes para fabricar un recubrimiento; estas pueden clasificarse a grandes rasgos, como recubrimientos químicos, electroquímicos, deposición química y física de vapor, proyección térmica y soldadura (Zapata & Mesa 2005), todos los cuales pueden ser aplicados de manera líquida, gaseosa o sólida.

Plantean Villanueva y otros investigadores (2006) que la soldadura al arco con electrodos revestidos base níquel son ampliamente utilizados para soldar el hierro fundido, incluso sin la aplicación de precalentamiento, normalmente puede maquinarse (la zona afectada por el calor puede que no sea maquinable). Este tipo de soldadura es rápida cuando se compara con el proceso de oxicombustible. Aunque con estos materiales de aporte solo se exige soldar en posición plana, según los requerimientos de la especificación A 5,15 de la AWS, algunos electrodos pueden ser utilizados en otras posiciones, donde las propiedades de tensión no son especificadas para estos electrodos y la tensión y el límite elástico pueden variar entre fabricantes.

Reddy, Rao & Sekhar (2008) y Facchini y otros investigadores (2010) encontraron que para una serie de depósitos de soldadura de aceros de baja aleación, cuando el manganeso o el níquel exceden desde el 1,5 % hasta el 2,9 %, respectivamente, las microestructuras del metal de

soldadura exhiben significativas cantidades de bainita. En particular, en el caso de los aceros con níquel, la tenacidad aumenta ya que este elemento, en solución sólida, tiene un efecto beneficial intrínseco en la tenacidad del hierro.

1.1. Soldadura disímil

Arivazhagan y demás colaboradores (2008) consideran que la adopción de combinación de distintos materiales provee posibilidades para un diseño flexible de un producto para el uso eficiente de cada uno de ellos, beneficia las propiedades específicas de cada material en una forma funcional; en la soldadura de aleaciones disímiles el material de aporte y uno de los materiales base presentan una diferencia significativa en la composición química en comparación al otro material y diferentes efectos durante la unión.

La unión por soldadura de aleaciones metálicas disímiles es más complicada por la diferencia que se presenta en las características físicas, mecánicas y metalúrgicas de los metales base que se unirán. Según las características de diversos metales es necesario producir uniones de alta calidad entre ellos, de esta manera, se puede usar la mayoría de los materiales convenientes para cada parte de una estructura dada, la mayor disponibilidad de nuevos materiales y de requisitos más exigentes en ellos que permita la creación de una mayor necesidad de uniones de metales distintos (Villanueva *et al.* 2006).

Según Madhusudan y Srinivasa (2009) existen diferentes combinaciones de aleaciones metálicas, las cuales, algunas de ellas, han sido especificadas en la actualidad. Los aceros inoxidables austeníticos, ferríticos o martensíticos pueden ser soldados por fusión fácilmente con acero al carbono o aceros de baja aleación con el empleo de un metal de aporte que pueda sobrellevar la dilución de ambos metales base sin la formación de fallas en la unión. La selección de procesos y aleaciones metálicas distintas depende de la aplicación y las condiciones de servicio.

En estudios recientes sobre uniones disímiles hierro fundido/acero refractario Fernández y demás colaboradores (2014) plantean que, a diferencia del metal de soldadura, la zona afectada térmica solo es influenciada por los ciclos térmicos del proceso de soldadura, ya que la composición química se afecta notablemente debido a que no existe similitud con el metal de aporte, lo cual está en función de las transformaciones en estado sólido. La soldadura puede causar transformación difusional de la ferrita a austenita en áreas recalentadas, así como también la precipitación de fases intermetálicas si la velocidad de

enfriamiento es lenta y la temperatura alcanzada en la zona recalentada es de 700 °C a 800 °C, aproximadamente; existe la formación de fase austenita secundaria o la formación de fase sigma.

Por otro lado, Samal y otros investigadores (2009) consideran que la evolución microestructural, a lo largo del borde de la línea de fusión en soldadura de materiales disímiles fabricadas con aceros inoxidables/aceros al carbono, posee características y morfologías diferentes a las uniones símiles. Cuando el metal base presenta una microestructura ferrítica a temperaturas cercanas al punto de fusión y el metal de soldadura tiene una microestructura austenítica, entonces el crecimiento epitaxial puede ser suprimido. Esto da origen a la formación conocida como borde de grano tipo II, que se presenta paralelo a la línea de fusión. Esto último es una característica que lo diferencia con el borde de grano tipo I, el cual es el resultado del crecimiento columnar desde el metal base dentro del metal de soldadura y es orientado perpendicular a la línea de fusión (Nelson, Lippold & Mills 1999 y Van-Xuan & Jwo 2010).

Este trabajo tiene como objetivo establecer el comportamiento microestructural de una unión disímil realizada entre el hierro fundido y el acero al carbono, a través de una deposición de un sustrato base níquel en el acero al carbono con electrodo recubierto Castec 3099 (UTP 8) y unido con un electrodo desnudo ER 70S-A1 por el proceso GTAW.

2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Análisis de la composición química

La composición química de los materiales se determinó mediante análisis espectral, para ello se utilizó un espectrómetro de masa cuántico, ESPECTROLAB 230, con electrodo de carbón bajo arco sumergido en atmósfera de argón. En las Tablas 1 y 2 se muestra la composición química de los materiales a unir.

Tabla 1. Composición química del hierro fundido (%)

C	Si	Mn	P	S
3,15	2,22	0,52	0,11	0,012

La composición química del acero ASTM A 36 aparece en la Tabla 2.

Tabla 2. Composición química nominal del acero al carbono(%)

C	Si	Mn	Cr	Ni
0,08	0,26	0,49	0,14	0,11

Según la composición química de ambos materiales para la unión soldada estamos en presencia de una soldadura disímil, donde puede aparecer el

fenómeno de la fisuración, por lo que se realizará la deposición de un sustrato base de níquel en el hierro fundido para minimizar la formación de fase intermetálica durante el proceso de soldadura.

2.2. Características de los metales de aporte

El electrodo CasTec 3099 (UTP 8) es recomendable para la soldadura y reparación en frío de las fundiciones grises y maleables, acero fundido; para unir estos materiales con acero, cobre y sus aleaciones los depósitos obtenidos son maquinables. En la Tabla 3 se muestra la composición química.

Tabla 3. Composición química típica del metal depositado (%)

AWS	C	Mn	Al	Si	Mo	Fe	S	Cu	Ni
E Ni-CI	2,0	2,5	1,0	4,0	0,02	8,0	0,03	2,5	85

El electrodo AWS ER 70S-A1 es un alambre sólido empleado en proceso GMAW/GTAW; le confiere al depósito una mejor resistencia a la fisuración en frío y buena resistencia a la fluencia y a la tracción. En la Tabla 4 se muestra la composición química.

Tabla 4. Composición química típica del metal depositado (%)

C	Mn	Si	P	S	Mo
0,08	1,0	0,6	0,025 máx	0,025 máx	0,5

En el empleo de este material de aporte, según el material base, es recomendable realizar precalentamiento, mantener una temperatura de interpase y tratamiento térmico postsoldadura.

2.3. Plan experimental

Para el desarrollo del plan experimental se prepararon tres probetas de las aleaciones disímil hierro fundido y acero al carbono. La unión se elaboró a tope con preparación de los bordes a 60°; se efectuó primeramente el depósito del sustrato base níquel en el hierro fundido por proceso SMAW y luego se realizó la unión de la soldadura con alambre continuo con el proceso GTAW. El diseño aparece en la Tabla 5.

Tabla 5. Parámetros para la soldadura de las muestras

No	Electrodo	Diámetro(mm)	I(A)	U (V)
1	UTP 8 FN	3,2	110	18
2	UTP 8 FN	3,2	110	18
3	UTP 8 FN	3,2	110	18
4	ER 70S-6	2,4	110	16
5	ER 70S-6	2,4	110	16
6	ER 70S-6	2,4	110	16

Las diferentes probetas se prepararon con longitud de 100 mm y un ancho de 50 mm y se cortaron longitudinalmente en una fresadora; después de cortada y antes de soldarla se procedió a puntearla en ambos extremos para de esta forma evitar alabeo y distorsiones.

2.4. Proceso de unión por soldadura

La soldadura entre el hierro fundido y el acero al carbono se muestra en la Figura 1. En la misma se observa la disposición cada uno de los elementos luego de la unión.



Figura 1. Preparación y soldadura de los materiales.

Como se observa en la Figura 1 el hierro fundido presenta un diámetro mayor que el del acero al carbono; se realizó un proceso de esmerilado y de esta manera se logró un espesor con similitud a la del tubo de acero.

2.5. Análisis de las microestructuras

Para el análisis microestructural se analizó la muestra patrón del hierro fundido (Figura 2) y la del acero al carbono (Figura 3). Se realizó para obtener una muestra sin afectación en su estructura cristalina que nos

permitiera determinar posibles cambios ocurridos, tanto en la zona fundida (ZF) como en la influencia térmica.

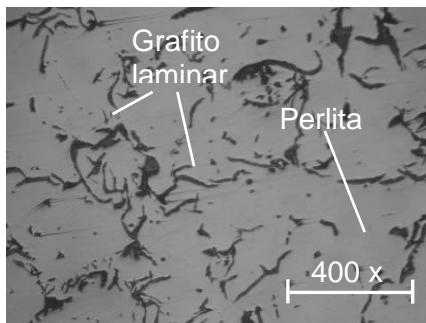


Figura 2. Estructura del hierro fundido.

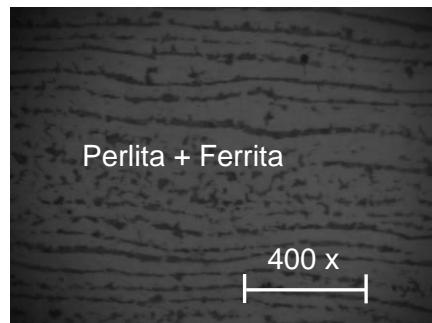


Figura 3. Estructura del acero al carbono.

En la estructura del hierro fundido se observa que está constituida de grafito laminar en una matriz de perlita y la del acero al carbono está compuesta por una estructura de ferrita alineada en el sentido que se realizó el proceso de laminación.

Para el análisis del cordón resultante en la unión disímil se empleó el diagrama de Schaeffler, aunque se emplean electrodos base inoxidable, la utilización del diagrama no se limita solamente a los aceros austeníticos, sino que permite predecir otras estructuras derivadas de la composición química del material.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Parámetros del ciclo térmico de soldadura

El conocimiento del ciclo térmico nos permite, en función del *"heat input"* (energía aportada), determinar los cambios microestructurales, así como las tensiones residuales, condiciones necesarias para poder predecir la variación de la tenacidad. Con una intensidad de corriente de 110 A, la tensión de 16 V, la energía lineal del proceso de 18 892,52 J/mm, el consumo de gas determinado fue de 0,12 m³/s y con una energía aportada de 84 480 W se estableció el proceso de soldadura de la unión disímil.

En correspondencia con los parámetros establecidos se puede plantear que durante la unión disímil los efectos más graves en el material base serán en las zonas cercanas al cordón, debido a la disipación del calor. Esta zona alcanza temperaturas mayores a la de fusión del propio material y la estructura de la unión varía proporcionalmente en la zona afectada por el calor.

3.2. Análisis del depósito por el diagrama de Schaeffler

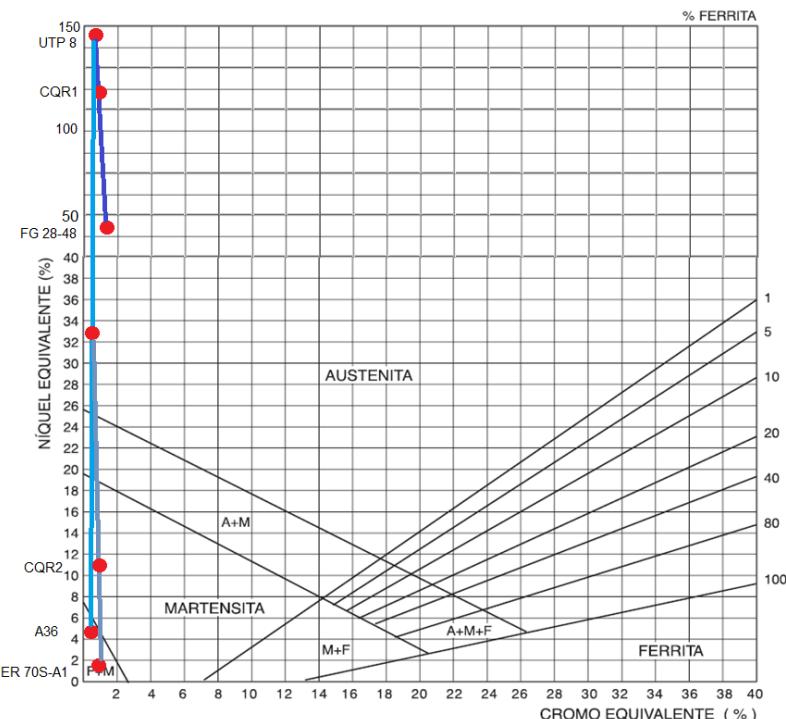
Al determinar la composición del depósito del cordón de soldadura se analizó la composición química del material de aporte. Los elementos

fundamentales, como el carbono y el cromo, son: C-0,45 % y Cr-0,06 %; en este caso el carbono está en los límites permisibles para evitar la precipitación de carburos de cromo y hacer frágil y quebradiza la soldadura. En la Tabla 6 se muestra la composición química obtenida del sustrato de níquel depositado en el hierro fundido.

Tabla 6. Composición química del sustrato base níquel (%)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Fe
0,45	0,69	0,85	0,013	0,040	0,06	0,29	15,64	81,80

Los resultados obtenidos de la composición química del cordón resultante de la deposición de los materiales de aporte, el Castec 3099 y el ER 70 S-A1, empleados en la soldadura disímil, se muestran en la Figura 4.



*CQR 1 y CQR 2: Composición química resultante.

Figura 4. Resultados de los depósitos con electrodos Castec 3099 y el ER 70 S-A1.

De acuerdo con el diagrama se puede observar que con la realización de la capa colchón o depósito del electrodo Castec 3099, como substrato en el acero al carbono, se obtiene el punto CQR1 (composición química resultante 1) con una estructura cristalina austenítica, en la cual puede ocurrir una posible fisuración en caliente por encima de 1 250 °C y ausencia de ferrita (F). El punto CQR2 (composición química resultante 2) resulta de la unión disímil de las aleaciones fundición gris (FG)-Castec 3099 y A 36 con material de aporte ER 70S-A1, donde según el diagrama, en este campo se

revela una estructura martensítica, la cual induce a la fisuración en frío o por temple por debajo de 400 °C.

Ospina, Aguirre & Parra (2007) plantean que cuando la fracción C_{req}/N_{eq} es de 1,48-1,95 permite formar al final del proceso ferrita y austenita. La solidificación se inicia a partir de la formación de ferrita como fase primaria. En el enfriamiento, con la evolución de la solidificación, el líquido remanente está enriquecido con elementos estabilizadores de austenita. Tal fenómeno lleva a este líquido a transformarse en austenita. Así, en la microestructura final, la fase primaria permanece en el núcleo de los ramos dendríticos, con forma vermicular, envuelta por la austenita.

3.3. Análisis del comportamiento microestructural

Se observó gráficamente la coalescencia que presenta cada uno de los recubrimientos al ser depositados en el material base. Se analizó el comportamiento de la zona fundida y de la zona de influencia térmica del depósito con el electrodo Castec 3099 (UTP 8); las microestructuras que se observan en las Figuras 5(a) y 5(b) se corresponden con la zona de fusión.

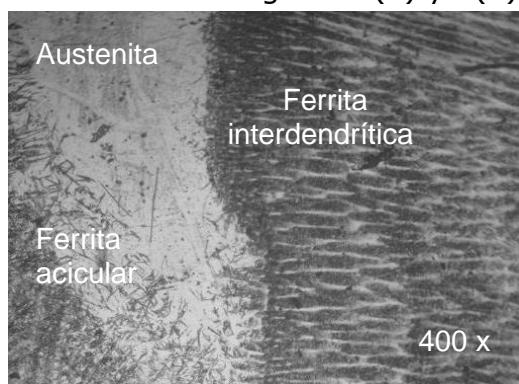


Figura 5(a). Zona fundida.

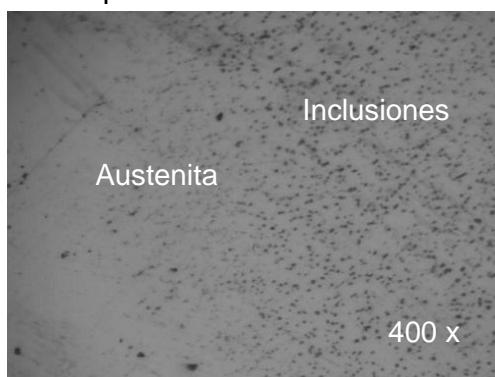


Figura 5(b). Zona fundida.

Luego del ciclo térmico de soldadura en la unión disímil, en la Figura 5(a) se ha obtenido una en el lado derecho, solidificación del tipo ferrita austenita, con una solidificación de ferrita con morfología interdendrítica en el límite del grano, lo cual puede estar atribuido al contenido de carbono presente en el hierro fundido. En este caso, la dendrita tiende a seguir la dirección del gradiente de temperatura máxima durante el proceso de solidificación y por eso crece en una dirección perpendicular de la interfase; también se aprecia la presencia de una capa interdendrítica de austenita. En la franja central, surgida como producto del depósito con electrodo Castec 3099 (85 % Ni), se observa una estructura austenítica con la presencia de ferrita acicular.

En la Figura 5(b), que es la zona fundida que se corresponde con la deposición del sustrato base níquel, se ha obtenido la formación de una estructura de austenita con la presencia de inclusiones de carbono. La

estructura austenítica del material base (sustrato) no se ve afectada por las altas temperaturas que se alcanzan durante la aplicación del ciclo térmico de soldadura.

3.4. Zona afectada térmicamente con depósito de electrodo Castec 3099

En las Figuras 6(a) y 6(b) se muestran las microestructuras de la zona afectada térmicamente (ZAT). La deposición del material de aporte (Castec 3099) sobre el material base (acero al carbono) se realizó con una capa de soldadura.

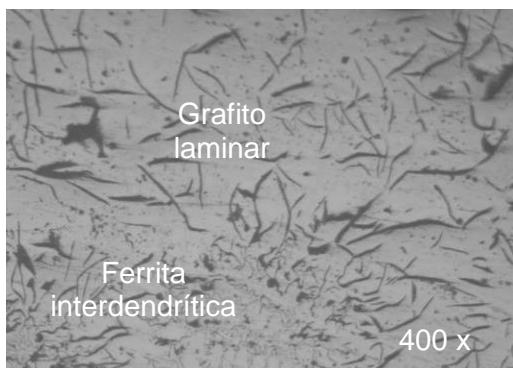


Figura 6(a). ZAT.

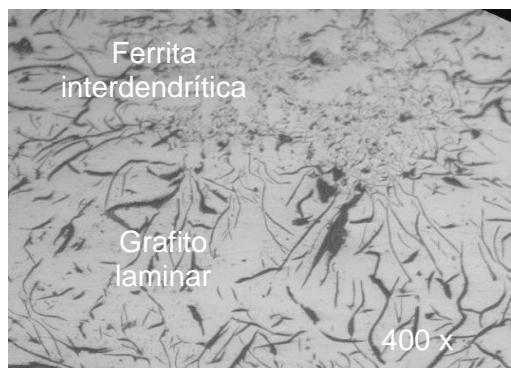


Figura 6(b). ZAT.

En el sustrato de la unión soldada presenta transformaciones de fase en la zona afectada térmicamente, diferentes a las encontradas en el paso de raíz. Se puede observar la estructura típica del hierro fundido, consistente en una estructura de grafito laminar en una matriz ferrítica, así como la formación de la estructura interdendrítica con orientación aleatoria (borde inferior Figura 6(a) y borde superior Figura 6(b)). Estas microestructuras se caracterizan por presentar un elevado contenido de carbono debido a las velocidades de enfriamiento a las que se forman.

Cuando el carbono alcanza su máxima concentración se transforma en cementita, lo cual brinda la morfología característica de plumas, como se observa en el borde inferior de la Figura 6(a) y el borde superior de la Figura 6(b); mientras que la ferrita Widmanstätten se caracteriza por contener una elevada concentración de carbono a los lados de sus placas.

3.5. Zona de fusión para el electrodo del tipo ER 70 S-A1

La solidificación del pozo de fusión es caracterizada por un crecimiento competitivo entre los granos de forma similar a lo que ocurre en la región columnar de piezas fundidas. En las Figuras 7(a) y 7(b) se muestran las microestructuras de la zona de fusión entre material base (HF) y el material de aporte (ER 70 S-A1) con una capa de soldadura.

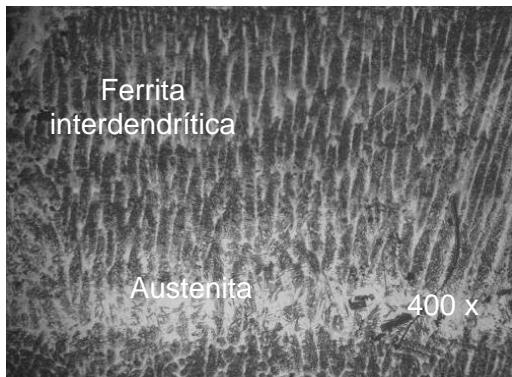


Figura 7(a). Zona fundida.

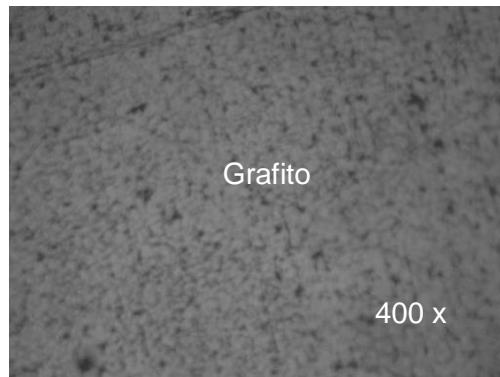


Figura 7(b). Zona fundida.

En la zona fundida para el metal de aporte ER 70 S-A1, empleado para la unión metalúrgica entre el hierro fundido y el sustrato base níquel, se ha obtenido en la Figura 7(a) una microestructura de ferrita con morfología interdendrítica, en una matriz austenítica, donde el hierro fundido sometido a 850 °C experimentó temperaturas cercanas a la temperatura de austenitización, caracterizado por la estructura típica del sustrato totalmente austenítico; con estas estructuras se puede formar grafito a la temperatura eutéctica de 1 154 °C, aproximadamente. A esa temperatura eutéctica, de acuerdo con el diagrama estable, se forma austenita saturada y grafito (en proporciones eutécticas).

La Figura 7(b) está precedida por la formación de una microestructura de grafito tipo E; se suele presentar cuando la fundición es hipoeutéctica ($< 4,3$), el del hierro fundido soldado es de 3,15 %. Esta distribución predominante de grafito se debe a su contenido de silicio, lo cual evitirá el blanqueo o aparición de ledeburita; formándose también cuando la temperatura de colada es elevada, como consecuencia de los fenómenos de subenfriamiento.

3.6. Zona afectada térmicamente depositada con electrodo ER 70 S-A1

En la Figura 8 se muestra la microestructura de la zona afectada térmicamente, que resulta de la deposición del material de aporte sobre el material base, con una capa de soldadura.

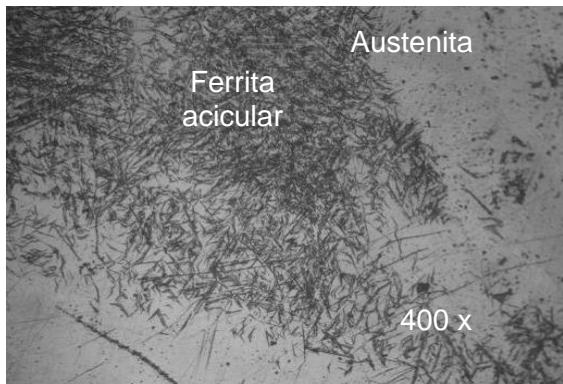


Figura 8. Zona Afectada Térmicamente.

En la zona afectada térmicamente se puede distinguir una banda de ferrita acicular; se caracteriza por ser una línea en la zona de fusión que funciona como interfase entre el hierro fundido y el metal de soldadura, tal como se muestra en la Figura 8. En esta zona la soldadura puede causar transformación difusional de la ferrita a austenita en áreas recalentadas, así como también la precipitación de fases intermetálicas si la velocidad de enfriamiento es lenta y la temperatura alcanzada en la zona recalentada es de 700 °C a 800 °C, aproximadamente; existe la formación de fase austenita secundaria o la formación de fase sigma.

La banda de estructura ferrita que se presenta en la zona afectada térmicamente del hierro fundido y el metal de soldadura se forma al solidificar la austenita, en la cual aparece una combinación de elementos como resultado de la mezcla de las aleaciones a elevadas temperaturas, que provoca el emblanquecimiento en el cordón (fundición blanca), siendo muy difícil atenuar las tensiones ocurridas en esta zona.

3.7. Interfase de la unión disímil

Se caracterizó microestructuralmente la unión disímil a partir de los depósitos realizados; se tuvo en cuenta la dilución de los tres materiales en esta zona (hierro fundido-sustrato base níquel y el acero al carbono). La Figura 9(a) se corresponde con la unión metalúrgica entre el hierro fundido y el electrodo ER 70 S-A1 y la Figura 9(b) es la fusión del sustrato (Castec 3099), el acero al carbono y el hierro fundido.

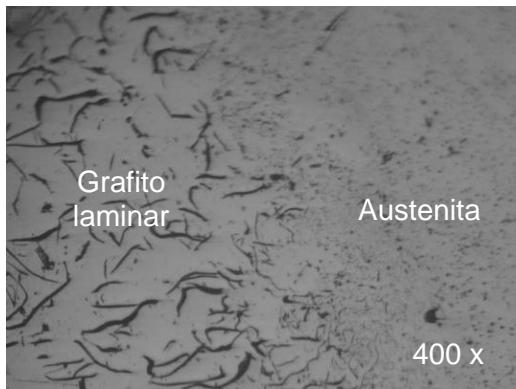


Figura 9(a). Interfase.

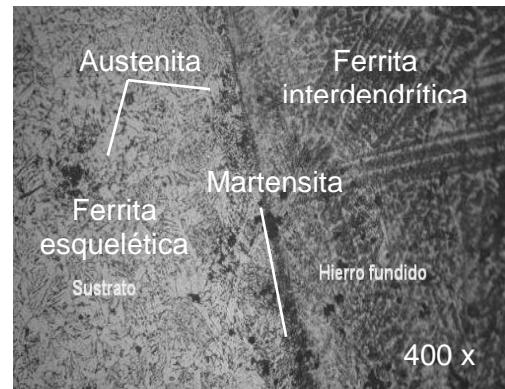


Figura 9(b). Interfase.

La Figura 9(a) exhibe la unión del hierro fundido con el sustrato base níquel, que en esta área presenta una estructura tipo austenítica completa. Este cambio de microestructura se debe a que en la transformación de la unión soldada en condiciones fuera de equilibrio la estructura austenita sobresaturada de carbono debe transformar su estructura FCC a estructura BCT, la cual es mostrada como la interfase entre el metal de soldadura y el hierro fundido a temperatura ambiente. A elevadas temperaturas el grano de ferrita inicia un crecimiento debido a que no existen segundas fases, como la austenita o precipitados que inhiban su crecimiento hasta que, durante el enfriamiento, la austenita nuclea y crece, dando inicio al proceso de transformación, el cual dependerá de las velocidades de enfriamiento.

La microestructura 9(b) revela que el sustrato base níquel está precedido por la formación de una ferrita esquelética o de listonsillo en una matriz austenítica. En el material base se ha obtenido una ferrita esquelética y una línea bien definida de martensita, lo cual está asociado a que durante la transformación la ferrita se torna más rica en cromo y más pobre de níquel, comparado con los valores antes de la transformación.

Durante el proceso de soldadura disímil la austenita que se forma tiene una concentración de carbono relativamente más alta, debido al aumento en la solubilidad de carbono en la austenita con la disminución de la temperatura. La parte que no se transforma dentro de la austenita alcanza a ser revenida. Cuando el pico de temperatura llega a ser menor de la temperatura de transformación, el efecto del calor de entrada es solo revenir la microestructura; el grado de revenido disminuye con la distancia del límite de fusión.

4. CONCLUSIONES

- Se estableció el comportamiento microestructural de la unión disímil hierro fundido-acero al carbono mediante la deposición de un sustrato base níquel, a partir de un electrodo recubierto Castec 3099

y con un electrodo desnudo ER 70S-A1. Se caracterizó por el proceso GTAW por presentar una unión metalúrgica con solidificación ferrita austenita.

- El análisis metalográfico realizado evidencia que en la unión soldada disímil se obtienen estructuras del tipo ferrítico y austenítico en la zona fundida y en la zona de influencia térmica, pero con la formación de martensita en la interfase luego del depósito con el electrodo ER 70 S-A1.
- La relación entre las microestructuras y las propiedades, realizadas bajo el proceso SMAW y GTAW, presentan buenas soldabilidad al efectuar la unión metalúrgica entre el hierro fundido y el acero al carbono mediante la deposición de un sustrato con estructura austenítica, ya que el níquel promueve la uniformidad del grano, la dureza y la resistencia a través de la secciones de espesores considerables o desiguales.

5. REFERENCIAS

- ALFONSO, J.; PACHECO, F.; CASTRO, A. & TORRES, J. 2005: Influence of the substrate bias voltaje on the crystallographic structure and mechanical properties of Ti6Al4V coatings deposited by rf magnetron. *Phys.stat.sol.* 2(10): 3786-3789.
- ARIVAZHAGAN, N.; SINGH, S.; PRAKASH, S. & REDDY, G. 2008: An assessment of hardness, impact strength, and hot corrosion behaviour of friction-welded dissimilar weldments between AISI 4140 and AISI 304. *International Journal of advance manufacturing technology* 39(12): 679-689.
- FACCHINI, L.; VICENTE, N.; LONARDELLI, I.; MAGALINI, E.; ROBOTTI, P. & MOLINARI, A. 2010: Metastable austenite in 17-4 precipitation-hardening stainless steel produced by selective laser melting. *Adv Eng Mater.* 12(3): 18-28.
- FERNÁNDEZ, T.; RODRÍGUEZ, I.; CORREA, R. & ALCÁNTARA, D. 2014: Junta de soldadura disímil de la aleación HK-40 y del hierro fundido 24. *Ingeniería Mecánica* 17(2): 98-107.
- MADHUSUDAN, G. & SRINIVASA, R. 2009: Microstructure and mechanical properties of similar and dissimilar stainless steel electron beam and friction welds. *International Journal of advance manufacturing technology* 45(12): 875-888.

- NELSON, T.; LIPPOLD, J. & MILLS, M. 1999: Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar weld metals, part 2: on cooling transformation. *Welding Journal* 79(10): 267-277.
- OSPINA, R.; AGUIRRE, H. & PARRA, H. 2007: Soldabilidad en aceros inoxidables y aceros disimiles. *Scientia et Technica* XIII(34): 273-278.
- REDDY, G.; RAO, K. & SEKHAR, T. 2008: Microstructure and pitting corrosion of similar and dissimilar stainless steel welds. *Science and technology of welding and joining* 13(4): 363-377.
- SAMAL, M.; BALANI, K.; SEIDENFUSS, M. & ROSS, E. 2009: An experimental and numerical investigation of fracture resistance behaviour of a dissimilar metal welded joint. *Journal of Mechanical Engineering Science* 223(25): 1502-1523.
- VAN-XUAN, T. & JWO, P. 2010: Analytical stress intensity factor solutions for resistance and friction stir spot welds in lap-shear specimens of different materials and thicknesses. *Engineering Fracture Mechanics* 77(11): 2611-2639.
- VILLANUEVA, D.; JUNIO, F.; PLAUT, R. & PADILHA, A. 2006: Comparative Study on Sigma Phase Precipitation of Three types of Stainless Steels: Austenitic, Superferritic and Duplex. *Material Science and Technology* 22(9): 1098-1104.
- ZAPATA, A. & MESA, H. 2005: Terología: tecnología de la reconstrucción. *Scientia et Technica* XI(29): 133-138.
- ZHANG, W.; ELMER, J. & DEBROY, T. 2005: Integrated modelling of thermal cycles, austenite formation, grain growth and decomposition in the heat affected zone of carbon steel. *Science and Technology of Welding and Joining* 10(5): 574-582.

Tomás Fernández-Columbié tfernandez@ismm.edu.cu

Doctor en ciencias e ingeniería de materiales. Profesor Titular. Departamento de Mecánica.
Instituto Superior Minero Metalúrgico, Moa, Cuba.

Dayanis Alcántara Borges dalcantara@ismm.edu.cu

Ingeniera mecánica. Profesora Asistente. Departamento de Mecánica.
Instituto Superior Minero Metalúrgico, Moa, Cuba.

Isnel Rodríguez González irgonzales@ismm.edu.cu

Doctor en Ciencias Técnicas. Profesor Auxiliar Departamento de Mecánica. Instituto Superior Minero Metalúrgico, Moa, Cuba

Leonides Sablón Pérez lsablon@ecg.moa.minem.cu

Empresa Productora de Níquel y Cobalto "Ernesto Guevara", Moa Holguín, Cuba