

INFLUENCIA DEL CALOR DE ENTRADA EN LA EVOLUCIÓN MICROESTRUCTURAL DE LA UNIÓN DISÍMIL DE ACERO INOXIDABLE LEAN DÚPLEX 2304 Y ACERO INOXIDABLE SÚPER DÚPLEX 2507 SOLDADOS MEDIANTE EL PROCESO GTAW

Bryan R. Rodríguez¹, Argelia F. Miranda¹, Eduardo Hurtado¹ y Gladys Y. Pérez¹

¹Corporación Mexicana de Investigación en Materiales S.A. de C.V., Ciencia y Tecnología No. 790. Saltillo, Coahuila; México.

Autor Titular E-mail: bramrdzv@gmail.com

Palabras clave: Dúplex, GTAW, disímil, calor de entrada, ferrita-austenita.

Resumen. *Este estudio reporta el efecto del calor de entrada en la unión disímil de acero inoxidable lean dúplex S32304 y súper dúplex S32507, de diferente espesor y soldados mediante el proceso GTAW por corriente directa continua, con ausencia de material de aporte y atmósfera inerte de gas argón. Se observa la precipitación de nitruros de cromo en la ZAC de ambos metales y la formación de diversos tipos de austenita en las regiones de la soldadura. Las condiciones del proceso conllevan a la alteración del balance dual ferrita-austenita y la variación de la dureza a través de la unión.*

1. INTRODUCCIÓN

El acero inoxidable doble fase o conocido comúnmente como dúplex (DSS, por sus siglas en inglés), deriva su nombre de la microestructura estable a temperatura ambiente que presenta, la cual consiste en aproximadamente 50% de fase austenita (γ) y 50% de fase ferrita (α). La presencia de la equitativa proporción de ambas fases permite una favorable combinación de propiedades mecánicas y anticorrosivas, generado un comportamiento parcialmente magnético junto con buena conductividad térmica y un coeficiente de expansión térmica más bajo que los aceros inoxidables austeníticos. Además, la estructura dúplex garantiza altos niveles de resistencia a elevada temperatura, buena tenacidad y ductilidad. Lo anterior hace que estos aceros inoxidables presenten diversas ventajas sobre aquellos inoxidables monofásicos en distintas aplicaciones para las industrias del petróleo, gas, químicas, petroquímicas y otras similares [1]–[4].

Son considerados materiales de alta aleación, puesto que contienen principalmente cromo (20-29% e.p.), níquel (1-7% e.p.), molibdeno (máx. 4% e.p.), carbono (0.03% e.p. o menor) y nitrógeno (máx. 0.3% e.p.). Destacando que la mayoría de estos elementos no están distribuidos uniformemente por toda la microestructura, es decir, cada una de las fases constituyentes se encuentran enriquecidas con determinados elementos. La fase ferrita posee elementos tales como cromo y molibdeno, mientras la austenita posee porcentajes significativos de níquel y nitrógeno, los cuales cumplen la función de estabilización de esta fase a temperatura ambiente. La clasificación más usual es obtenida de acuerdo con su composición química empleando el cálculo de resistencia a la corrosión por picaduras (PREN, por sus siglas en inglés), generando el desarrollo de diversas clases de aceros inoxidables dúplex, entre las que destacan los aceros inoxidables lean dúplex (LDSS, por sus siglas en inglés) y súper dúplex (SDSS, por sus siglas en inglés) [5], [6]. Recientemente, los LDSS han atraído considerable atención debido a que poseen menores contenidos de elementos aleantes (especialmente níquel) que los aceros inoxidables dúplex estándar (ej. DSS UNS S32205), pudiendo funcionar como reemplazo en diversas aplicaciones y traducándose en bajo costo y eficiencia [7]. Por otro lado, el acero inoxidable súper dúplex posee adiciones de cobre y tungsteno que mejoran la resistencia a la corrosión en ambientes con elevadas proporciones de cloruros y sulfuros. El alto contenido de elementos aleantes propicia que su costo se incremente, sin embargo, es justificado por las propiedades extraordinarias que presenta [5], [8].

El desarrollo continuo de aplicaciones requeridas en las diversas industrias ha demandado adaptar los materiales a las diferentes condiciones de servicio, lo que conlleva al empleo de uniones disímiles, tales como las fabricadas con aceros inoxidables dúplex. Estas soldaduras han sido ampliamente atractivas en comparación a las realizadas con aceros inoxidables ferríticos y/o austeníticos, lo cual se encuentra sustentado en las propiedades únicas de los dúplex. Sin embargo, la heterogeneidad microestructural

generada por los ciclos térmicos de la soldadura puede influir local y globalmente en el comportamiento mecánico de la unión [9], [10]. Diversos métodos de soldadura son aplicados a los aceros inoxidable dúplex durante la fabricación de componentes o equipos, sin embargo, los procesos de soldadura por fusión pueden causar daños al porcentaje dual de ferrita-austenita [3]. Los ciclos térmicos que efectúan los procesos de soldadura por fusión sobre el material y el rango temperaturas al que es expuesto, genera que la matriz ferrítica experimente un proceso de descomposición dentro de un rango de temperaturas crítico, localizado entre 650-950 °C, causando la precipitación de fases secundarias perjudiciales, tales como la fase sigma (σ), chi (χ), carburos y nitruros, las que promoverán el deterioro considerable de las propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión de los DSS [2].

El proceso GTAW (del inglés Gas Tungsten Arc Welding) es una de las tecnologías de unión más populares para soldar aceros inoxidable dúplex, debido a que produce uniones de alta calidad que cumple satisfactoriamente los requerimientos de eficiencia y es útil al trabajar con materiales de bajo espesor. El proceso emplea un electrodo no consumible de tungsteno para producir el arco, protegido de contaminantes de la atmósfera circundante por un gas inerte, ya sea argón o helio, o un gas activo (nitrógeno, CO₂, o mezclas de estos) [11], [12]. A pesar de sus amplias ventajas sobre estos materiales, las propiedades mecánicas y corrosivas podrían ser deterioradas si los parámetros de soldadura no son controlados durante las operaciones de soldadura (amperaje, velocidad de soldadura, calor de entrada, entre otros)[12]. Ejemplo de esto aparece en la zona afectada por el calor (ZAC) y en la de fusión (ZF), donde la microestructura sufre ciclos rápidos de enfriamiento y calentamiento que resultan en cambios en la orientación y tamaño de grano ferrítico, así como una excesiva cantidad de ferrita; investigaciones previas reportaron que los contenidos de austenita menores al 25% son inadecuados para la mayoría de las aplicaciones industriales. Al mismo tiempo, algunas fases indeseables son propensas a precipitar. La excesiva ferritización y precipitación de fases secundarias indeseables puede causar el deterioro de las propiedades, especialmente la resistencia a la corrosión localizada y tenacidad. Además, cuando la soldadura en esta condición es recalentada, como en soldaduras multipases, el cambio más aparente en la microestructura es la precipitación de austenita secundaria, la cual mejora la tenacidad, pero reduce la resistencia a la corrosión localizada [4], [13].

A pesar de los numerosos trabajos de investigación llevados a cabo sobre la microestructura y comportamiento mecánico de las uniones en aceros inoxidable dúplex, la información sobre el comportamiento microestructural en las uniones disímiles entre estos materiales requiere ser detallada; conduciendo esta investigación en la evolución microestructural a través de la unión LDSS/SDSS, particularmente el análisis por separado de cada zona de la soldadura (ZAC, ZF y metal base), así como su comportamiento mecánico global.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. Materiales

El material base utilizado en esta investigación fue el acero inoxidable lean dúplex UNS S32304 y el acero inoxidable súper dúplex UNS S32507, con dimensiones de 8.5 cm x 6 cm x 3 mm y 6.5 cm x 6 cm x 2 mm, respectivamente. La composición química de cada material es presentada en la **Tabla 1** y **Tabla 2**.

C	Si	Cu	Mn	Mo	Cr	Ni	S	P	N	Fe
0.02	0.48	0.29	1.37	0.36	23.5	5.02	0.014	0.031	0.10	Bal.

Tabla 1. Composición química (% e.p.) del acero inoxidable lean dúplex UNS S32304

C	Si	Cu	Mn	Mo	Cr	Ni	S	P	N	V	W	Fe
0.0186	0.13	0.178	0.857	3.86	25.2	6.72	0.001	0.03	0.27	0.026	0.095	Bal.

Tabla 2. Composición química (% e.p.) del acero inoxidable súper dúplex UNS S32507

2.2. Proceso de soldadura

Se llevaron a cabo 2 uniones en configuración a tope y en la dirección de laminado, variando el calor de entrada entre cada una y sometidas a un solo pase de soldadura mediante la técnica manual y autógena GTAW. Fue empleada corriente directa continua y gas argón de alta pureza como atmósfera protectora (15 L/min). Previamente, las placas fueron limpiadas mecánica y químicamente con acetona para remover cualquier contaminante como óxido y/o polvo. La **Tabla 3** muestra los parámetros del proceso, seleccionados en orden de analizar la evolución microestructural de la soldadura en función del calor de entrada.

No. de soldadura	Corriente (A)	Voltaje (V)	Velocidad de avance (cm/min)	Flujo de gas Ar (L/min)	Calor de entrada (J/min)
1	80	12	8	15	80.4
2	90	13.5	8	15	101.76

Tabla 3. Parámetros del proceso GTAW en uniones disímiles de LDSS 2304-SDSS 2507

El calor de entrada requerido para cada unión fue calculado previamente en base a la **ecuación número 1**; la cual está basada en el conjunto de parámetros del proceso anterior que evalúan el comportamiento que éste efectúa sobre la microestructura

$$HI = \eta \cdot \left(\frac{I * V}{S} \right) \quad (1)$$

Donde HI es el calor de entrada (J/min), I es la corriente (A), V representa el voltaje

(V), S es la velocidad de soldadura (cm/min) y η es la eficiencia térmica del proceso de soldadura.

Ningún tratamiento térmico previo o posterior a la soldadura fue llevado a cabo durante y después del proceso de unión, las soldaduras fueron inspeccionadas visualmente para asegurar que estuvieran libres de defectos visibles.

2.3. Examinación microestructural

El análisis microestructural se realizó en base a los procedimientos de laboratorio convencionales; secciones transversales que incluyen el metal base, zona afectada por el calor y de fusión, fueron cortadas de las uniones efectuadas y fijadas en resina termoestable. Las muestras se prepararon metalográficamente (en base a la norma ASTM E3-11) en orden de acondicionar las superficies metálicas para las subsecuentes investigaciones metalúrgicas. Se desbastaron con papel abrasivo de SiC (240-1200 μm) y pulidas posteriormente con pasta de diamante (1.25 μm) y sílica coloidal (0.04 μm). Previo a la observación, los especímenes fueron atacados químicamente con el reactivo Beraha's modificado (50 ml de HCl, 50 ml de H₂O, 1 g de K₂S₂O₅ y 10 g de NH₄F HF) para revelar la microestructura constituyente. El análisis microestructural se efectuó en un microscopio óptico (MO) Nikon Eclipse MA200 y en un microscopio electrónico de barrido (MEB) modelo JSM-6610LV. La cuantificación del porcentaje de fases fue realizada mediante un analizador de imágenes del MO y para la determinación de la composición química de las mismas se empleó el detector de espectroscopía de energía dispersiva (EDS, por sus siglas en inglés) adaptado al MEB. Además, fue utilizado un Estereoscopio Nikon SMZ-7457, para efectuar el análisis macroestructural de las soldaduras.

2.4. Evaluación de la microdureza

Para el estudio de la dureza (mediante un perfil de microdureza Vickers) a lo largo de la unión, se empleó un microdurómetro Wilson Hardness-Tukon 2500, utilizando una carga de 500 gr.

3. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

3.1. Microestructura del metal base

Los metales base empleados en esta investigación fueron analizados en términos de microestructura mediante microscopía óptica. La **Figura 1** muestra las micrografías de ambos aceros inoxidable dúplex en dirección longitudinal. Es posible apreciar una matriz ferrítica (α) en color oscuro, mientras que en tono claro se observa islas de austenita (γ) dispersas en la matriz. Ambas fases presentan formas elongadas, producto de

la laminación cruzada lo que da a la placa una microestructura uniforme [14]. La fracción de volumen de ferrita y austenita, medida a través del analizador de imágenes para cada acero, es mostrada en la **Tabla 4** indicando un balance adecuado de ambas fases en el material

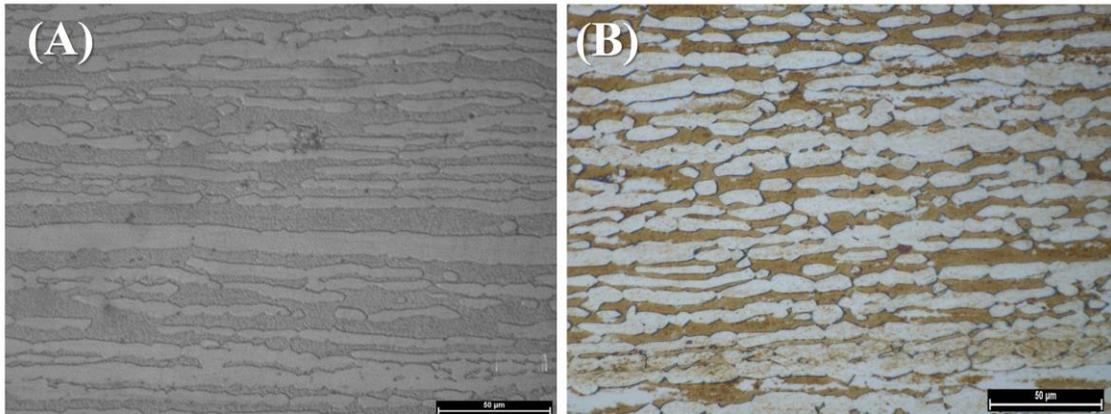


Figura 1. Micrografías obtenidas mediante MO (50X) del corte longitudinal de metal base: (A) LDSS 2304 y (B) SDSS 2507

Acero Inoxidable Dúplex	α	γ
UNS S32304	52.1	47.9
UNS S32507	51.12	48.87

Tabla 4. Porcentaje de fracción de volumen de ferrita-austenita en el metal base

3.2. Macroestructura de las uniones disímiles

Cada soldadura fue cortada en dirección transversal y analizada macroestructuralmente mediante estereoscopía. Los resultados son presentados en la **Figura 2**, en las cuáles es posible apreciar las diversas zonas generadas por el proceso GTAW en el material (metal base, zona afectada por el calor y zona de fusión) resaltando la distorsión y engrosamiento de grano del metal base hacia la zona de fusión, producto del calor de entrada por parte del proceso de soldadura.

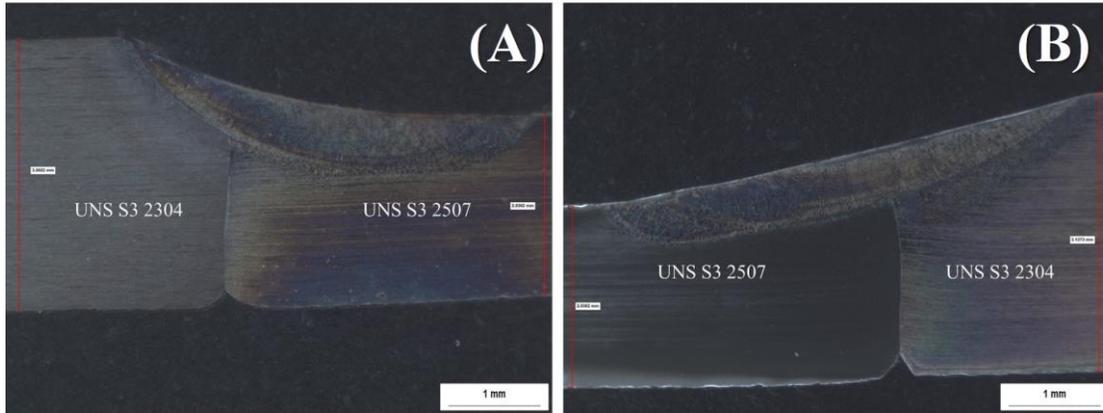


Figura 2. Macroestructura de las uniones disímiles LDSS 2304-SDSS 2507 soldadas por GTAW: (A) 80A y (B) 90A

3.3. Microestructura de las uniones disímiles

Las **Figura 3** y **Figura 4** muestran los efectos de la variación del calor de entrada en función de los parámetros del proceso, lo cual influye en la evolución microestructural de las diversas zonas de la unión disímil. La microestructura de ambos aceros en zonas cercanas a la ZAC indica la presencia de elongadas formas de austenita incrustadas sobre granos de ferrita, similar a la microestructura característica del metal base.

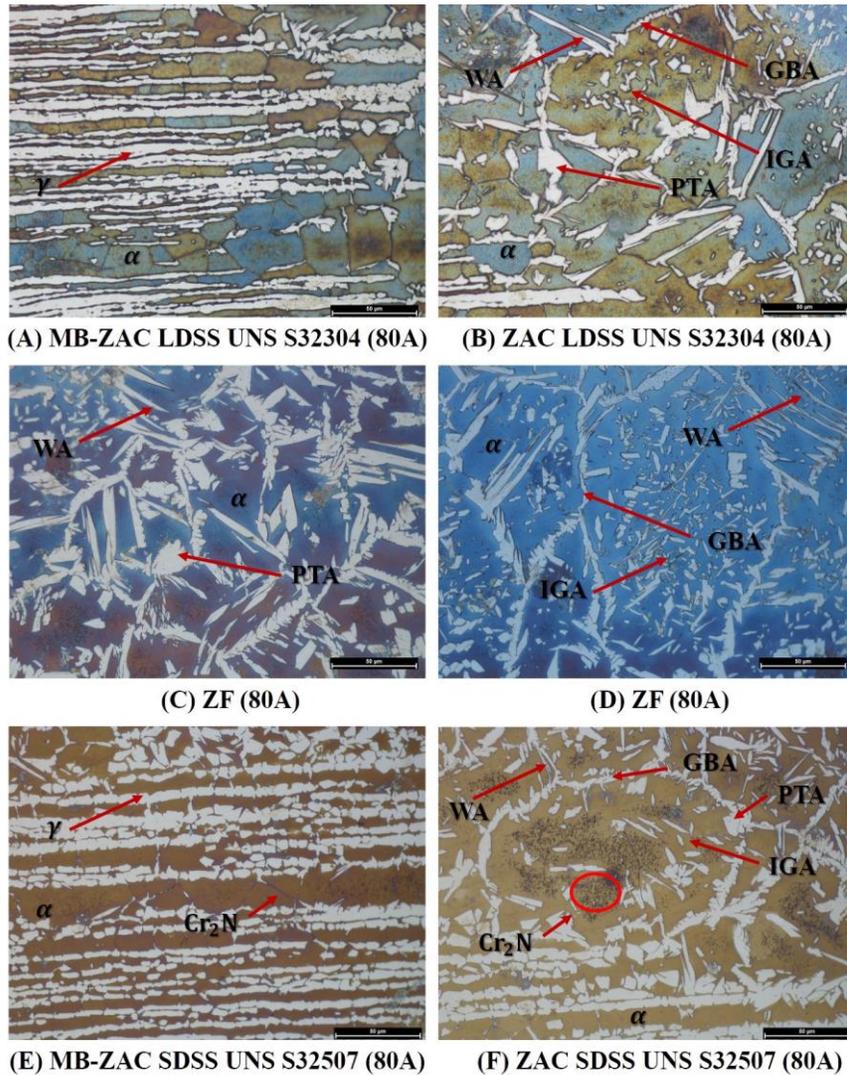


Figura 3. Micrografías de las diferentes zonas de la unión disímil LDSS 2304-SDSS 2507 mediante GTAW a 80A

Investigaciones previas han determinado que, generalmente, la austenita contiene dos tipos: austenita primaria (γ_1) y austenita secundaria (γ_2). La γ_1 se forma a partir de la subsiguiente transición de fase de estado sólido de la ferrita, la cual solidifica a partir de metal fundido [4]. Las **Figura 3-B** y **Figura 4-B** presentan cuatro tipos de austenita primaria en la ZAC del LDSS 2304 y SDSS 2507 y, zona de fusión (**Figura 3-D** y **Figura 4-D**); austenita intergranular o de límite de grano (GBA, por sus siglas en inglés), austenita tipo Widmanstätten (AW, por sus siglas en inglés), austenita intragranular (IGA, por sus siglas en inglés) y austenita parcialmente transformada (PTA, por sus siglas en inglés).

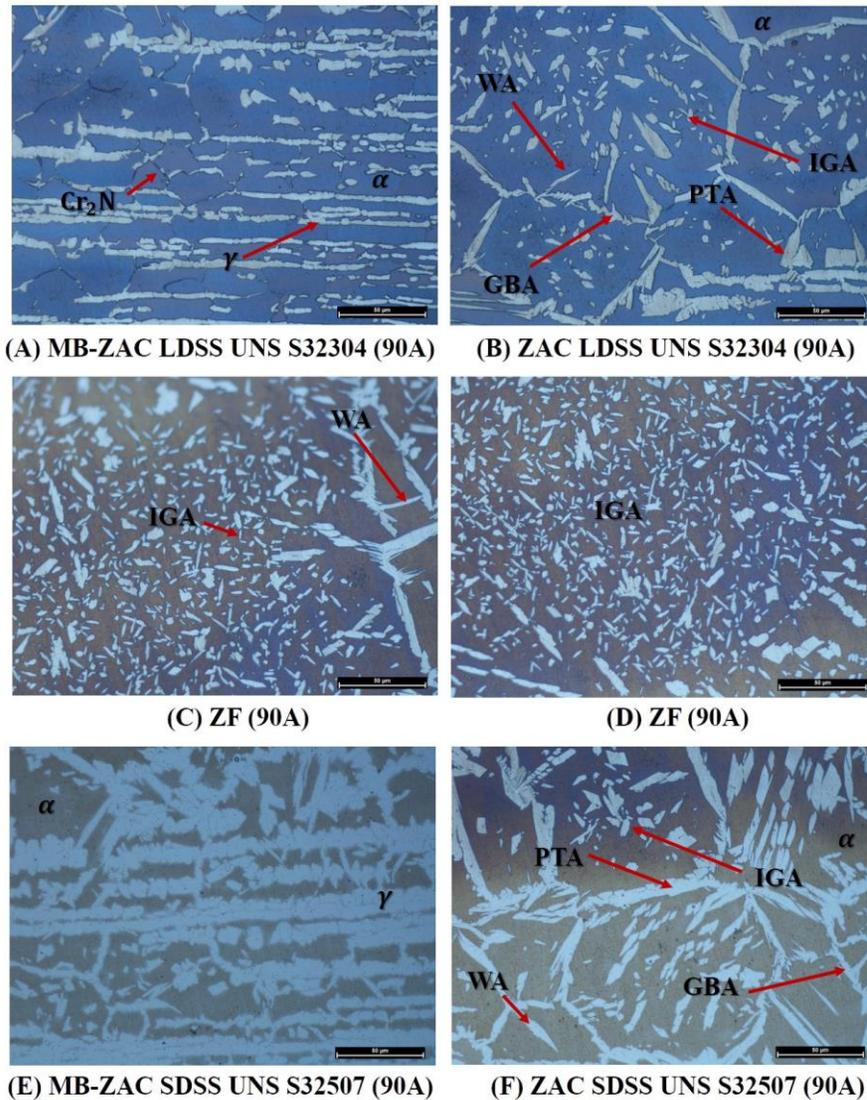


Figura 4. Micrografías de las diferentes zonas de la unión disímil LDSS 2304-SDSS 2507 mediante GTAW a 90A

Primero, la austenita intergranular alotriomórfica inicia nucleando y creciendo preferencialmente en el límite de grano ferrita/ferrita, en el rango de 1350-800 °C. Si el tiempo de enfriamiento permitido continúa y la cantidad de GBA incrementa, los sitios disponibles para la nucleación en los límites α/α disminuyen y nuevos puntos nucleantes comienzan a formarse en la interfase α/γ . La nueva austenita formada en dichos puntos crece hacia la fase ferrita en forma de placas paralelas de austenita Widmanstätten, formándose a más baja temperatura que la GBA. La WA posee menores cantidades de cromo, molibdeno y nitrógeno debido a que se forma a bajas temperaturas y después que la austenita intergranular ha consumido la mayoría de los elementos de aleación. Por otro

lado, la IGA precipitará en zonas empobrecidas de Cr y Mo, pero en regiones ricas de Ni y N, por lo cual, si existe suficiente tiempo, la austenita intragranular puede formarse dentro de los granos de la ferrita. La IGA requiere mayor subenfriamiento como fuerza motriz comparado con la GBA y la WA, debido a su alta energía de activación de difusión de red. Puesto que la difusión en el límite de grano ocurre más rápido que la difusión en la red, el crecimiento de la austenita intragranular está limitado con el crecimiento de GBA y WA, de este modo resulta en granos finos (**Figura 5**). Generalmente, la IGA se forma sobre las inclusiones, dislocaciones o en otros pequeños precipitados, tales como Cr_2N ; lo anterior conduce a determinar que el tamaño de grano de la ferrita es un factor crítico para controlar la precipitación de la IGA. Es decir, un tamaño de grano ferrítico grande reducirá el área del límite de grano, consecuentemente disminuye el número de sitios disponibles para la nucleación de GBA y WA. Por lo tanto, menor austenita será formada en los límites de grano de la ferrita durante el enfriamiento y grandes regiones dentro de ésta permanecerán libres de γ , con la consecuente sobresaturación de elementos estabilizadores de la austenita en el grano ferrítico, especialmente nitrógeno. Como resultado, un alto potencial termodinámico estará disponible para la precipitación de IGA en esas regiones sobresaturadas. Adicionalmente, se espera que la mayor parte de la austenita se disuelva después del recalentamiento en la soldadura multipases. Sin embargo, una pequeña porción de austenita residual permanece en la ferrita, denominada austenita parcialmente transformada (o austenita secundaria). La PTA tiene un efecto importante en la inhibición de la segregación de Cr y Mo a la temperatura solidus, evitando el crecimiento de grano ferrítico. También se ha demostrado que la austenita parcialmente transformada se mantiene a $1345\text{ }^\circ\text{C}$ donde la mayoría de las fases de austenita se disolvieron [3], [4], [13], [15]

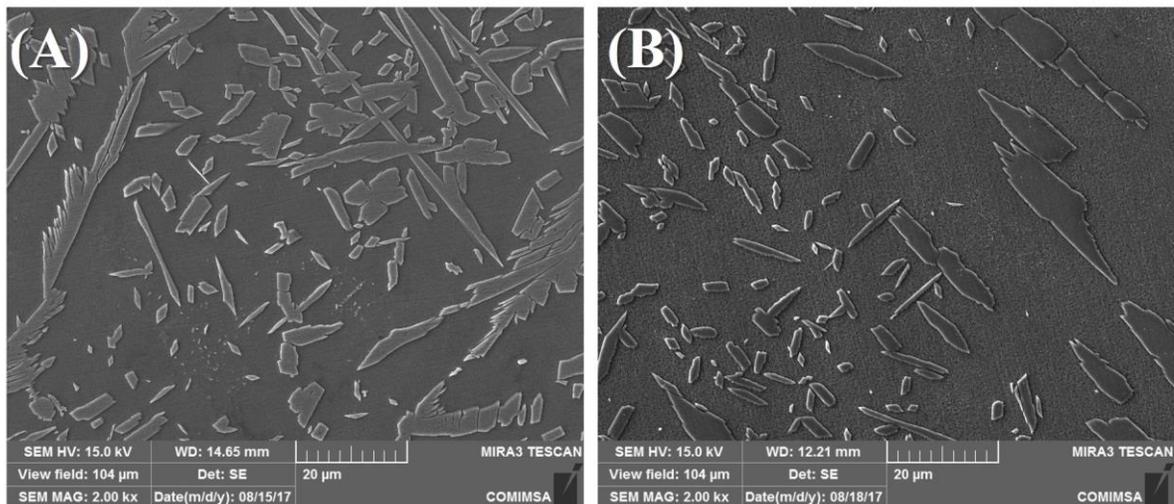


Figura 5. Micrografías mediante MEB (2000 aumentos) de la ZAC en la unión disímil LDSS 2304-SDSS 2304 por GTAW: (A) 80A y (B) 90^a

FASE	LDSS UNS S32304			SDSS UNS S32507		
	Cr	Mo	Ni	Cr	Mo	Ni
Ferrita	23.41	1.38	4.97	25.17	3.77	6.53
GBA	23.13	1.30	3.91	25.06	3.16	6.04
WA	22.06	1.27	4.53	24.96	3.10	6.25
IGA	22.97	1.20	4.61	24.81	3.03	6.31
PTA	23.11	1.31	3.86	25.10	3.38	5.45

Tabla 5. Análisis mediante EDS de la composición química (% e.p.) de las diversas fases presentes en la ZAC a 80A y 90A

La **Figura 6** muestra la fracción de volumen de cada fase en los dos DSS a través de las diversas zonas de la soldadura. Es posible apreciar que el porcentaje de austenita se reduce considerablemente del MB hacia la ZAC y aumentando ligeramente en la ZF. En estas zonas, la microestructura depende fuertemente del ciclo térmico de la soldadura y de la composición química. En los DSS, entre los parámetros del ciclo térmico de soldadura, el calor de entrada es el más importante, ya que determina directamente la velocidad de enfriamiento: a menor calor de entrada, mayor velocidad de enfriamiento. El bajo calor de entrada (Ver **Tabla 3**) genera una elevada velocidad de enfriamiento, conduciendo a un extremo desbalance microestructural y promoviendo el excesivo contenido de la fase ferrita, impidiendo la migración de nitrógeno hacia la fase austenita. Lo anterior promueve la sobresaturación de N en el grano ferrítico lo que propicia una amplia precipitación de nitruros de cromo al interior de los granos ferríticos o en la interface de los granos α/γ , como puede ser apreciado en la ZAC del SDSS 2507 (**Figura 3-F**) [16]. Generalmente, un alto calor de entrada será benéfico para la microestructura de las uniones soldadas, con mayor reformación de austenita durante el enfriamiento y reduciendo considerablemente la formación de nitruros. Sin embargo, es importante poner atención en la velocidad de enfriamiento, ya que los compuestos intermetálicos son fáciles de formar cuando esta última es lenta, especialmente en aceros inoxidable súper dúplex. Por lo tanto, debe tenerse en cuenta que un límite superior de calor de entrada se establece para prevenir la precipitación de intermetálicos, y este riesgo aumenta con el contenido creciente de elementos de aleación [17].

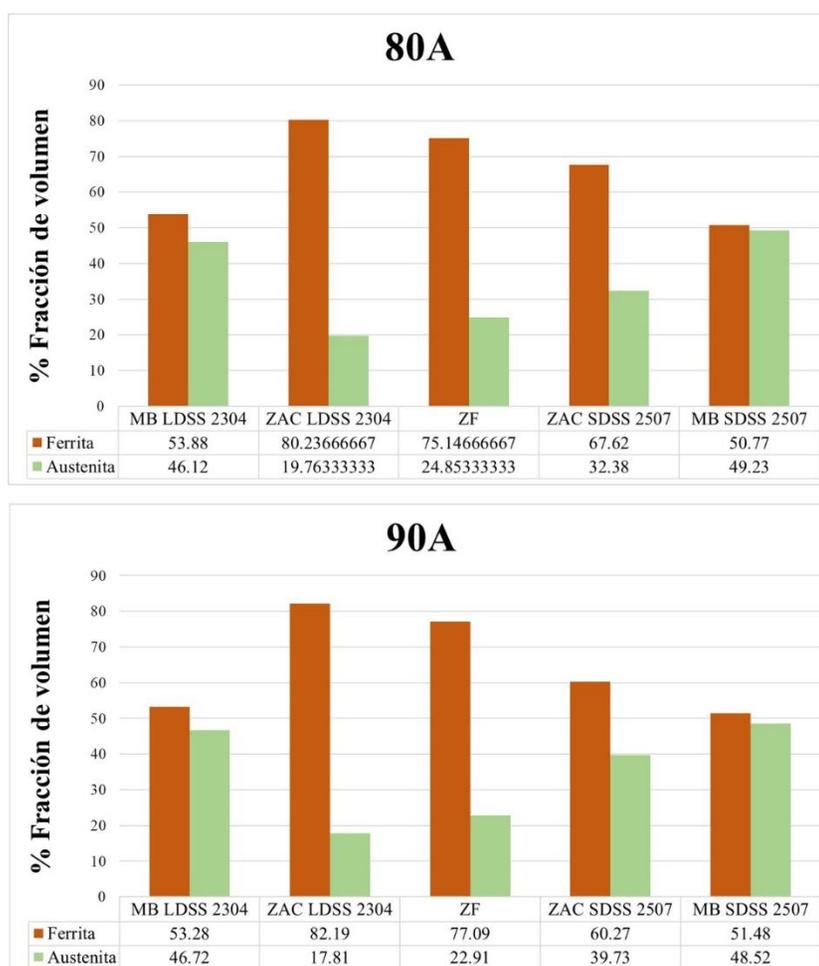


Figura 6. Porcentaje de fracción de volumen de ferrita-austenita en las diversas regiones de la unión disímil

Investigaciones realizadas han determinado que la velocidad de enfriamiento y la corriente de soldadura tiene una mayor influencia en el calor de entrada. Óptimos valores de este último (1.17 kJ/mm) podrían ser alcanzados empleando una corriente de 250A y velocidades de 150 mm/min. Es imperativo que el calor máximo de entrada durante la soldadura no exceda los 2.5 kJ/mm, en orden de mantener las benéficas propiedades del material [18].

3.4. Evaluación de la dureza en la unión disímil

Las mediciones de microdureza Vickers fueron llevadas a cabo en el corte transversal de las uniones realizadas a diferentes entradas de corriente. La **Figura 7** muestra los resultados obtenidos, los cuáles son descritos más adelante en función de las zonas características de la soldadura (ZAC y ZF)

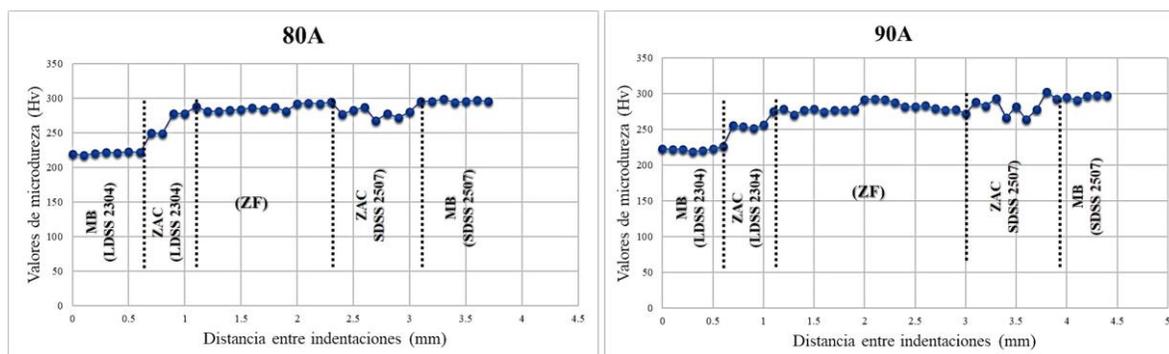


Figura 7. Perfiles de microdureza Vickers en las diversas regiones de la unión disímil LDSS 2304-SDSS 2507 mediante GTAW

Zona de fusión: El valor promedio de la dureza registrada en esta zona, para ambas entradas de corriente (80-90A) es mayor que en el metal base LDSS 2304 y ligeramente menor que la reportada en el acero SDSS 2507.

Zona afectada por el calor: Es posible apreciar que utilizando tanto 80A como 90A, esta región exhibe una mayor dureza en la ZAC próxima al LDSS 2304, comparada con el metal base. Sin embargo, la ZAC cercana a la SDSS 2507 muestra valores inferiores de dureza con respecto a los presentados para este último. Es importante destacar que, en ambos casos, la ZAC cercana a los dos materiales base fue menor que la zona de fusión de la unión disímil.

De acuerdo con diversos estudios, existen tres factores principales que determinan la dureza de los aceros inoxidables dúplex: (1) el contenido de nitrógeno en solución sólida en la austenita, donde al incrementar éste promoverá el aumento de la dureza. (2) La precipitación de fases secundarias duras como la fase sigma, nitruros o carburos, los cuales pueden incrementar considerablemente la dureza la unión. (3) El contenido de ferrita y tamaño de grano, ya que se considera a la fase ferrita una fase endurecedora [4]. Lo anterior podría describir el hecho que los valores de dureza en las zonas de fusión y ZAC sean altos; debido a que, de acuerdo con los resultados expuestos en el apartado de análisis microestructural, se presenta una combinación de estos tres factores descritos previamente a lo largo de la evolución microestructural de la soldadura.

4. CONCLUSIONES

Este estudio abordó el efecto del calor de entrada en función de los parámetros del proceso autógeno GTAW en uniones disímiles de acero inoxidable lean dúplex UNS S32304 y acero inoxidable súper dúplex UNS S32507, de diferente espesor. Fue efectuado un solo pase de soldadura y no se empleó material de aporte. Las conclusiones

de la investigación son presentadas a continuación:

(1) Al emplear 80A y 8 cm/min el calor de entrada que se presenta en la unión es pequeño (80.4 J/min), mientras que a 90A e igual velocidad de soldadura este valor se incrementa a 101.76 J/min. Sin embargo, estudios previos han demostrado que valores adecuados de calor de entrada deben oscilar los rangos de 1.10-1.20 kJ/mm

(2) La evolución microestructural muestra la ausencia de la fase sigma en la unión, no obstante, ocurre la precipitación de Cr₂N en las zonas afectadas por el calor en ambos aceros empleando 80A y 90A.

(3) Diferentes tipos de austenita (intergranular, intragranular, Widmanstätten y parcialmente transformada) se forma en la microestructura de la unión a causa del ciclo térmico de la soldadura. Destacando que la formación de austenita secundaria no es claramente identificada, puesto que la unión no es recalentada por efecto de multipases o tratamientos térmicos posteriores.

(4) El bajo calor de entrada y alta velocidad de enfriamiento propicia un desbalance perjudicial en la proporción equitativa de ferrita-austenita de los aceros inoxidables dúplex, los que afecta negativamente las propiedades del material.

(5) La precipitación de compuestos (nitruros de cromo), en las zonas de la soldadura, así como el alto porcentaje de la fase ferrita y engrosamiento de grano, influyen directamente en los valores de la microdureza a lo largo de la unión.

(6) Los resultados de la investigación sugieren el empleo de materiales de aporte adecuados que favorezcan la formación mayor contenido de la fase austenita y el uso adecuado de la corriente para optimizar el calor de entrada en la unión, de esta forma se propiciaría el mantenimiento de la microestructura bifásica característica del metal base.

REFERENCIAS

- [1] D. J. Lippold, J. C.; Kotecki, *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. United States of America: John Wiley & Sons, Inc, 2005.
- [2] A. F. Miranda Pérez, M. Breda, I. Calliari, G. Y. Pérez Medina, and R. Sandström, "Detrimental Cr-rich Phases Precipitation on SAF 2205 Duplex Stainless Steels Welds After Heat Treatment," *Soldag. Inspeção*, vol. 21, no. 2, pp. 165–171, 2016.
- [3] A. Tahaei, A. F. Miranda Pérez, M. Merlin, F. A. Reyes Valdés, and G. L. Garagnani, "Effect of the Addition of Nickel Powder and Post Weld Heat Treatment on the Metallurgical and Mechanical Properties of the Welded UNS S32304 Duplex Stainless Steel," *Soldag. Inspeção*, vol. 21, no. 2, pp. 197–208, 2016.
- [4] Z. Zhang, H. Jing, L. Xu, Y. Han, and L. Zhao, "Effects of nitrogen in shielding gas on microstructure evolution and localized corrosion behavior of duplex stainless steel welding joint," *Appl. Surf. Sci.*, vol. 404, pp. 110–128, 2017.
- [5] M. Breda, "Phase Stability in Duplex Stainless Steels," University of Padova, 2014.
- [6] L. Chen, H. Tan, Z. Wang, J. Li, and Y. Jiang, "Influence of cooling rate on microstructure evolution and pitting corrosion resistance in the simulated heat-affected

- zone of 2304 duplex stainless steels,” *Corros. Sci.*, vol. 58, pp. 168–174, 2012.
- [7] R. Silva, L. F. S. Baroni, C. L. Kugelmeier, M. B. R. Silva, S. E. Kuri, and C. A. D. Rovere, “Thermal aging at 475 ° C of newly developed lean duplex stainless steel 2404 : Mechanical properties and corrosion behavior,” *Corros. Sci.*, vol. 116, pp. 66–73, 2016.
- [8] K. Devendranath Ramkumar, P. Siva Goutham, V. . Sai Radhakrishna, A. Tiwari, and S. Anirudh, “Studies on the structure – property relationships and corrosion behaviour of the activated flux TIG welding of UNS S32750,” *Manuf. Process.*, vol. 23, pp. 231–241, 2016.
- [9] J. Kangazian and M. Shamanian, “Mechanical and microstructural evaluation of SAF 2507 and incoloy 825 dissimilar welds,” *J. Manuf. Process.*, vol. 26, pp. 407–418, 2017.
- [10] K. Bettahar, M. Bouabdallah, R. Badji, M. Gaceb, C. Kahloun, and B. Bacroix, “Microstructure and mechanical behavior in dissimilar 13Cr / 2205 stainless steel welded pipes,” *Mater. Des.*, vol. 85, pp. 221–229, 2015.
- [11] Z. Zhang, H. Jing, L. Xu, Y. Han, and L. Zhao, “Investigation on microstructure evolution and properties of duplex stainless steel joint multi-pass welded by using different methods,” *Mater. Des.*, vol. 109, pp. 670–685, 2016.
- [12] P. Paulraj and R. Garg, “Effect of welding parameters on pitting behavior of GTAW of DSS and super DSS weldments,” *Eng. Sci. Technol. an Int. J.*, vol. 19, pp. 1076–1083, 2016.
- [13] Z. Zhou and J. Löthman, “Dissimilar welding of super-duplex and super-austenitic stainless steels,” *Weld. World*, vol. 61, pp. 21–33, 2017.
- [14] T. F. A. Santos, E. A. Torres López, E. Bertoni da Fonseca, and A. J. Ramírez, “Friction stir welding of duplex and superduplex stainless steels and some aspects of microstructural characterization and mechanical performance,” *Mater. Res.*, vol. 19, no. 1, pp. 117–131, 2016.
- [15] K. Ramkumar Devendranath, A. Bajpai, S. Raghuvanshi, A. Singh, A. Chandrasekhar, M. Arivarasu, and N. Arivazhagan, “Investigations on structure – property relationships of activated flux TIG weldments of super-duplex/austenitic stainless steels,” *Mater. Sci. Eng.*, vol. 638, pp. 60–68, 2015.
- [16] Y. Jiang, H. Tan, Z. Wang, J. Hong, L. Jiang, and J. Li, “Influence of Cr eq / Ni eq on pitting corrosion resistance and mechanical properties of UNS S32304 duplex stainless steel welded joints,” *Corros. Sci.*, vol. 70, pp. 252–259, 2013.
- [17] M. Yousefieh, M. Shamanian, and A. Saatchi, “Influence of Heat Input in Pulsed Current GTXW Process on Microstructure and Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steel Welds,” *J. Iron Steel Res. Int.*, vol. 18, no. 9, pp. 65–69, 2011.
- [18] K. Devendranath Ramkumar, D. Mishra, B. Ganesh Raj, M. K. Vignesh, G. Thiruvengatam, S. P. Sudharshan, N. Arivazhagan, N. Sivashanmugam, and A. Maximus, “Effect of optimal weld parameters in the microstructure and mechanical properties of autogeneous gas tungsten arc weldments of super-duplex stainless steel UNS S32750,” *Mater. Des.*, vol. 66, pp. 356–365, 2015.