

ANÁLISIS DEL EFECTO DE CALOR DE ENTRADA DEL PROCESO FCAW, SOBRE LA EVOLUCIÓN MICROESTRUCTURAL DE UNIONES EN ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX

R. Carrillo Carrillo¹ Alejandra Hernandez¹, Fernando Macías Lopez¹, J. Jorge Ruiz Mondragon¹

Resumen

La fabricación de estructuras basadas en aceros inoxidable hoy en día presenta una fuerte migración hacia el uso de la familia de los dúplex, debido a la gran ventaja, que estos presentan sobre los aceros inoxidables convencionales monofásicos.

Sin embargo, al aplicar procesos de soldadura de alta deposición como lo es el proceso de núcleo fundente o FCAW, estos pierden esa relación equitativa característica entre sus fases; además de verse favorecida la formación por precipitación de fases secundarias ricas en cromo, las cuales ocasionan heterogeneidad química. Afectando de manera negativa sus características de resistencia química y mecánica.

La información referente al análisis de este tipo de fenómenos es limitada. Por lo que el desarrollo de esta investigación fue basado en el estudio de la modificación microestructural que ocurre al variar las condiciones del proceso FCAW en función de sus principales variables, al realizar uniones en placas de 10 mm evaluando las diferentes zonas que las componen mediante técnicas de caracterización con la finalidad de cuantificar las fases presentes y así determinar su contenido.

Encontrando por medio de técnicas de caracterización, que tanto la proporción entre fases austenítica - ferrítica y la formación de precipitados secundarios es directamente proporcional al calor de entrada generado durante la realización de la unión.

Palabras clave; Inoxidables dúplex, Fases secundarias, Soldadura FCAW, Entrada de calor

Abstract

Nowadays, the stainless-steel structures strong trend to migrate towards the stainless-steel families called duplex by its mix of double microconstituents, among the ferrite/austenite ratio which brings a superior mechanical and chemical properties in comparison with those monophasic steels.

However, during high deposition welding processes like the FCAW welding its microstructural relation is affected missing its equative ratio and causing a heterogenic formation by precipitation of a secondary phases which cause a detrimental effect on the mechanical and chemical properties in the stainless-steel. The relation between FCAW parameters and its impact on the microstructural evolution is shown through metallographic techniques which make clear the volume and presence of the precipitates all over the grain boundaries mainly. Due to limited information about this topic, this investigation main proposal was focus on determining the effect on the variation of the FCAW parameters and its effects on 10 mm thick plates welds.

Finding a straight proportional relation between heat input generated during the welding of the plates and its phase volume and secondary precipitation content.

Key words; duplex, secondary phases, FCAW, heat-input.²

¹ Corporación Mexicana de Investigación en Materiales, Blvd. Oceanía No. 190, Fracc. Saltillo 400 C.P. 25290, Saltillo, Coahuila, México Saltillo.

² Ramiro Carrillo Carrillo Alumno de posgrado COMIMSA Saltillo, Coahuila. ramiro.carrillo@alumnos-comimsa.mx

² Dra. Alejandra Hernández Rodríguez Doctor investigador COMIMSA Saltillo, Coahuila. alejandra.hd@comimsa.com

³ Dr. José Jorge Ruiz Mondragón Doctor investigador posgrado COMIMSA Saltillo, Coahuila. jjorge.ruiz@comimsa.com

Introducción

La principal característica de los aceros inoxidable dúplex, es su relación bifásica entre las fases austenítica ferrítica, de la cual este tipo de aceros adquiere sus propiedades tanto de resistencia a la corrosión como mecánica, al compararlos con los aceros inoxidable convencionales monofásicos, es muy evidente que estos últimos se encuentran limitados al presentar solo una característica de resistencia ya sea mecánica o a la corrosión, pero nunca ambas de manera simultánea.[1]

La desventaja principal de la familia de los aceros dúplex, se presenta cuando son sometidos a ciclos de calentamiento/enfriamiento, ya que esto no solo genera la pérdida de continuidad estructural, sino que además causa heterogeneidad química, hecho que impacta de manera negativa sobre sus propiedades causando su detrimento. Siendo lo anterior producto del alto índice en el contenido de aleantes que presentan este tipo de aleaciones, los cuales acentúan una marcada tendencia a la formación de fases secundarias por precipitación o descomposición de estas. [2]

El elemento de mayor proporción es el cromo, el cual en un principio es adicionado con la finalidad de formar una capa pasiva de óxidos de cromo sobre la superficie del acero. Sin embargo, al someterlo a ciclos de calentamiento este ve favorecida su capacidad difusiva por lo que tiende a migrar a través de la red cristalina, causando heterogeneidad química. El rango de temperaturas de formación de precipitados está comprendido entre los 350°C a 950°C, por lo que, al someter la aleación dentro de este rango, existe la posibilidad de que se presente la formación de fases nocivas como la sigma, chi, laves, austenita secundaria, carburos y nitruros principalmente.[3]

El calor de entrada generado por el proceso de soldadura de arco es inevitable. Sin embargo, este debe permanecer en todo tiempo controlado para tratar de reducir la posibilidad de falla de la unión ya sea por efecto de la formación de precipitados o por el incremento en proporción de la fase ferrítica con respecto de la austenítica. Ya que si el ciclo térmico (calentamiento/enfriamiento) llega a ser muy rápido, aunque bien se es cierto el contenido de ferrita dentro de la zona afectada térmicamente se mantendrá controlado, no así dentro de la zona de unión, ya que esta demanda una mayor cantidad de exposición a altas temperaturas, con la finalidad de favorecer la reconstitución de la fase austenítica para de este modo incrementar el balance de la relación entre fases al grado de llegar a igualar las condiciones iniciales de 1:1.[4]

De no controlar el contenido de ferrita dentro de ambas zonas, el acero que contenga altos porcentajes de ferrita quedara expuesto a presentar el fenómeno conocido como sensitización a los 475°C, fenómeno que se presenta al exponer la aleación a altas temperaturas esto por encima de los 350°C, donde termodinámicamente se favorece la descomposición de la fase por medio de una reacción eutectoide la cual genera austenita secundaria y precipitados de fase sigma al interior del grano.[5][6]

La presencia de las fases anteriormente mencionadas se considera nociva, ya que para su formación estas disponen de todo el cromo posible de sus alrededores empobreciendo algunos puntos en contenido de este elemento, mismos que aumentarían la susceptibilidad a la corrosión por picadura.[7] Estas fases tienden a formarse en zonas de alta energía como lo son los límites de grano o los defectos cristalinos, termodinámicamente la fase más estable es la sigma, la cual parte de sus fases predecesoras como chi o laves, mismas que conforme el sistema se vuelve más estable termodinámicamente esta termina por absorberlas dando pie así a la formación de fase sigma a lo largo de los límites de grano.[8]

El trabajar con aceros de la familia de los dúplex demanda tener presente este tipo de conocimiento, ya que en muchos de los casos es requerida la aplicación de un tratamiento térmico post soldadura, con la finalidad de homogenizar la microestructura y disolver cualquier traza de fase nociva que pudiera causar cualquier tipo de detrimento dentro de la estructura que la contenga.[9]

Materiales y métodos

El material base para esta investigación fue analizado mediante la técnica de espectrometría de chispa según el estándar ASTM A751 – 14^a, método para el cual fue empleado un equipo PMI-MASTER PRO2 de la marca OXFORD. Las dimensiones seleccionadas fueron de un espesor de placa de 10mm, con la finalidad de evaluar de una mejor manera los efectos producidos por la exposición a la temperatura generada por el calor de entrada.

Para la evaluación de los parámetros fue seleccionado un diseño experimental del tipo fraccionado debido a la limitante en disponibilidad de material, determinado así un diseño de 3x3 es decir tres factores, tres niveles para un máximo de

⁴ Dr. Fernando Macías López Doctor investigador posgrado COMIMSA Saltillo, Coahuila fmacias@comimsa.com

nueve cupones sin replica cuya matriz es mostrada dentro de la Tabla 1. En la que además se anexan los valores asignados a los parámetros del proceso FCAW a evaluar, mismos que fueron determinados en base a los rangos sugeridos por el fabricante del aporte y estos a su vez fueron refinados según las condiciones imperantes durante la realización de la unión.

Tabla 1 Matriz decodificada de valores correspondiente al diseño fraccionado.

No. De muestra	Voltaje (V)	Amperaje (A)	Velocidad de avance (mm/seg)	Eficiencia de proceso	kJ/mm
3	23	170	7.26	0.8	0.43
5	25	160	7.26	0.8	0.44
7	28	150	7.26	0.8	0.46
2	23	160	4.62	0.8	0.64
4	25	150	4.62	0.8	0.65
1	23	150	3.48	0.8	0.79
9	28	170	4.62	0.8	0.82
6	25	170	3.48	0.8	0.98
8	28	160	3.48	0.8	1.03

Destacando que todas las uniones fueron realizadas de manera manual con un equipo multiproceso de la marca Lincoln modelo Power Mig 350MP, sustentando la repetitividad del proceso manual mediante el desarrollo de un análisis de repetibilidad y reproducibilidad por parte del soldador, designado así los tres diversos rangos de velocidad empleados para la realización de las uniones.

Al conjuntar la información proporcionada por el voltaje, amperaje y velocidad de avance dentro de la fórmula para el cálculo de calor de entrada fue posible determinar el valor para cada una de las variaciones de parámetros propuestas dentro del diseño experimental. Siendo esta la descrita a continuación.

$$\text{Calor de entrada} = \left(\frac{U \cdot A \cdot E}{V (1000)} \right) * 0.8 \quad (1)$$

Donde U, es el voltaje empleado, A el amperaje, E corresponde a la eficiencia del proceso y V la velocidad de avance en mm/segundo. Las dimensiones obtenidas de este cálculo estarán registradas como J/mm.

La mezcla de gases empleada estuvo constituida por un 75 % de argón y un 25 % CO₂, a una velocidad de flujo de 35 a 40 CFH, este tipo de mezcla fue empleado con la finalidad de incrementar el nivel de reacción del charco de soldadura, incrementando así el índice de penetración, además de que la adición de CO₂ favorece la reconstitución de la fase austenítica al ser este un elemento altamente gamageno.

El aporte seleccionado, para este caso de estudio fue el super core 2507P de Lincoln mismo que cubre los requerimientos del AWS E2594T1-4. Dentro de su principal característica se destaca su alto contenido de cromo el cual se comprende en el rango de los 25% a 28 % en peso, además de contar con nitrógeno como estabilizador de la fase austenítica.

Los cupones de 16 x 8 x ¼ lo anterior en pulgadas, fueron instrumentados con termopares con la finalidad de obtener la temperatura máxima alcanzada durante la realización de la unión, así como de registrar el tiempo de permanencia dentro del rango de formación de precipitados siendo este de 350 a 950°C. El equipo de adquisición de datos fue una tarjeta de la marca National instruments modelo NI-9211serie C de 4 canales. Una vez que las uniones fueron realizadas, los cupones fueron seccionados, montados y preparados por medio de técnicas de desbaste y pulido, para posteriormente ser atacadas empleando diferentes tipos de reactivos siendo estos el Barahás (25 ml de HCL, 3 gr de

bifloruro de amonio y 125 ml de agua destilada), para revelar la composición microestructural bifásica entre la austenita y la ferrita, además fue empleado el ataque electrolítico en solución (NaOH hidróxido de sodio al 40% en agua destilada), siendo este el más eficiente para resaltar los pequeños precipitados secundarios al borde de grano como el sigma y chi principalmente, para el cual fue aplicada una corriente de 6V en periodos de 8 a 10 segundos acorde con el estándar E407 – 07 de la ASTM para preparación de reactivos y al E3-11 2011, empleado para la preparación de muestras metalográficas.

Cada muestra fue analizada por medio de microscopia óptica, obteniendo las imágenes correspondientes a la microestructura de las diferentes zonas que componían la unión con el equipo de microscopia óptica de la marca Olympus modelo GX51, mismas que fueron analizadas por medio del analizador de imágenes Image-Pro Plus de Mediacybernetics, en su versión 6.0, de las que se obtuvo la relación volumétrica entre fases según el estándar ASTM E 975-13 para cuantificación de fases. De igual forma se empleó la técnica de microscopia electrónica de barrido sobre la superficie de las muestras, realizando análisis químicos puntuales sobre las partículas no identificadas precipitadas alrededor de los granos con la finalidad de determinar su composición química para de este modo realizar su comparativa con la composición característica de cada precipitado y obtener así su plena identificación para posteriormente cuantificar su contenido en volumen dentro de la microestructura esto en base al estándar de la ASTM anteriormente mencionado para la cuantificación de fases secundarias y al ASTM E986 – 04(2017) para la evaluación por microscopia electrónica. EL equipo utilizado fue un microscopio electrónico de barrido de la marca Philips XL-30.

El porcentaje de ferrita es una característica crítica después de realizada una unión en aceros de la familia dúplex esto por su alto contenido de cromo, por tal motivo la cuantificación de esta fase fue realizada por medio de tres técnicas diferentes con la finalidad de realizar una comparativa entre las mismas, la primer técnica fue en base al analizador de imágenes, la segunda fue por medio del análisis químico de chispa en base a la formulación para el cálculo de cromo y níquel equivalentes de la aleación aplicando lo anterior al diagrama de constitución del tipo Schaffler, por último fue empleado el equipo de ferritoscopió en base al estándar ASTM E562-05, empleando un equipo de la marca Fisher modelo MP30. Las fórmulas empleadas para el desarrollo de la predicción de fase se describen a continuación,

$$\text{Cromo equivalente} = \% \text{Cr} + \% \text{Mo} + 1.5 (\% \text{Si}) + 0.5 (\text{Nb}) \quad (2)$$

$$\text{Níquel equivalente} \% \text{Ni} + 30(\% \text{C}) + 30 (\% \text{N}) + 0.5 (\% \text{Mn}) \quad (3)$$

El resultado obtenido de las ecuaciones 2 y 3, es substituido dentro de la ecuación 4, conocida como de Seferian, la cual permite el conocer el pronóstico esperado del porcentaje de ferrita en base a la composición química del acero.

$$\text{Ferrita } \delta = 3 (\text{Crequivalente}) - 3(0.93) - (\text{Niequivalente}) - 3 (6.7) \quad (4)$$

Finalmente fue realizado un perfil de microdureza en escala Vicker's a todo lo largo del corte transversal obtenido, según el estándar ASTM E384-17, empleando un equipo para la obtención de microdureza de la marca Wilson Hardness modelo Tukon 2500, con el que fueron realizadas un total de 30 identaciones con una carga de 0.5kgf a 50X, en trayectoria lineal abarcando con esto las zonas comprendidas de metal base a metal base, pasando por la zona de unión.

Es importante remarcar que la realización de pruebas del tipo de integridad mecánica y sanidad de soldadura fueron descartadas para el desarrollo de esta investigación debido tanto la variación en parámetros como la realización de las uniones de forma manual inducirían un alto índice de defectos como falta de fusión, falta de penetración entre otros, motivo por el cual el análisis estuvo plenamente centrado a la evaluación por cuantificación de fases.

Resultados y discusión

Identificación positiva del material por medio de análisis químico.

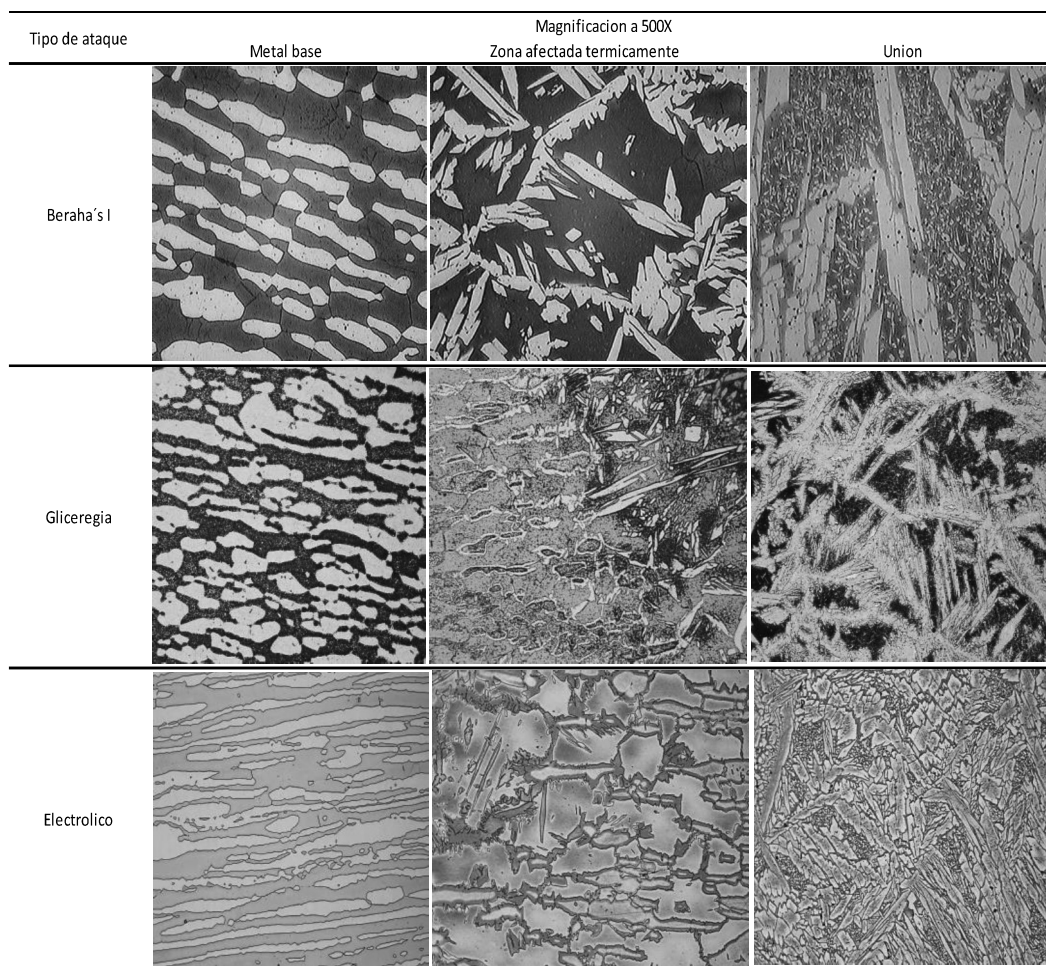
El análisis químico obtenido por medio de la espectroscopia de chispa realizado a las muestras se registra dentro de la Tabla 2. Encontrando concordancia a lo descrito por el estándar de la ASTM A240/A240M-04^a, para las aleaciones de cromo – níquel.

Tabla 2 Análisis químico de las aleaciones UNS S32205 y UNS S322507[10]

Registro	Sección	Fe	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	N
Estándar	Base	balance	0.003	1	2	22 - 23	3.0 - 3.5	4.5 - 6.5	0.14 - 0.20
	Aporte	balance	0.003	0.8	1.2	24 - 26	3.0 - 3.5	6.0 - 8.0	0.24 - 0.32
Analizado	Base	balance	0.0962	0.9	1.2	22.3	2.87	5.79	-
	Aporte	balance	0.02	0.601	1.07	25.6	3.88	7.95	-
- no reportado									

Caracterización microestructural

La revelación de la microestructura dentro de este tipo de aceros es compleja a continuación se muestran dentro de la Figura 1, los diferentes resultados obtenidos al emplear diferentes medios de ataque durante la caracterización.



La caracterización de la sección transversal de la placa por medio de microscopía óptica muestra las diferentes zonas que la conforman, evidenciando la transición entre estas en donde claramente es observada la pérdida de homogeneidad microestructural la Figura 1, muestra la zona homogénea del metal base, seguida de la zona afectada térmicamente en donde el aumento de fase ferrítica incrementa considerablemente por efecto de la exposición a las altas temperaturas y finalmente la zona de la unión en la que la proporción de fases regresa a un mejor balance, debido

a la presencia de elementos aleantes como el nitrógeno o carbono que funcionan como estabilizadores de la fase austenítica.[11]

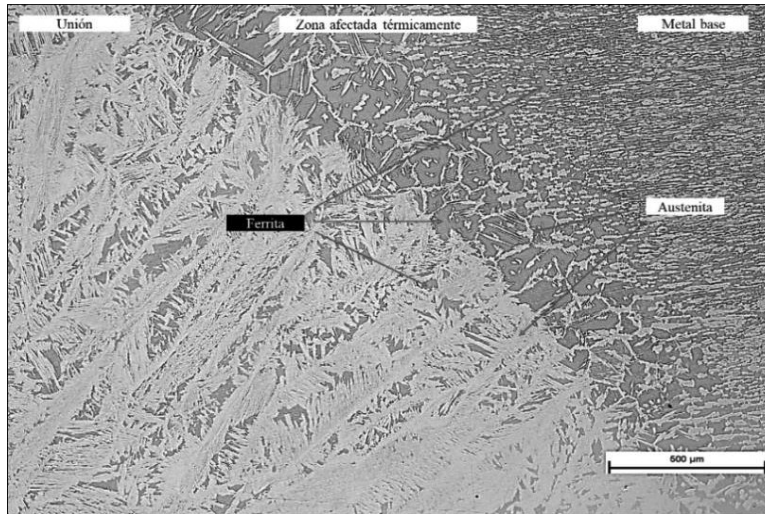


Figura 2 Sección transversal de la unión evaluada a 200X

Las micrografías obtenidas a 500X, fueron sometidas al analizador de imágenes, obteniéndose así la proporción de fases para cada sección como se muestra con apoyo de la Figura 2, en el inciso A) muestra la zona perteneciente al metal base la cual conserva una relación entre fases de 1:1, B) esta área pertenece a la zona afectada térmicamente y es evidente el aumento desproporcionado de fase ferrítica dentro de la misma alcanzando valores de hasta 80% de fase ferrítica con respecto del austenítica, por otra parte la sección de la unión muestra como la relación bifásica se reestablece homogenizando así la microestructura.[12]

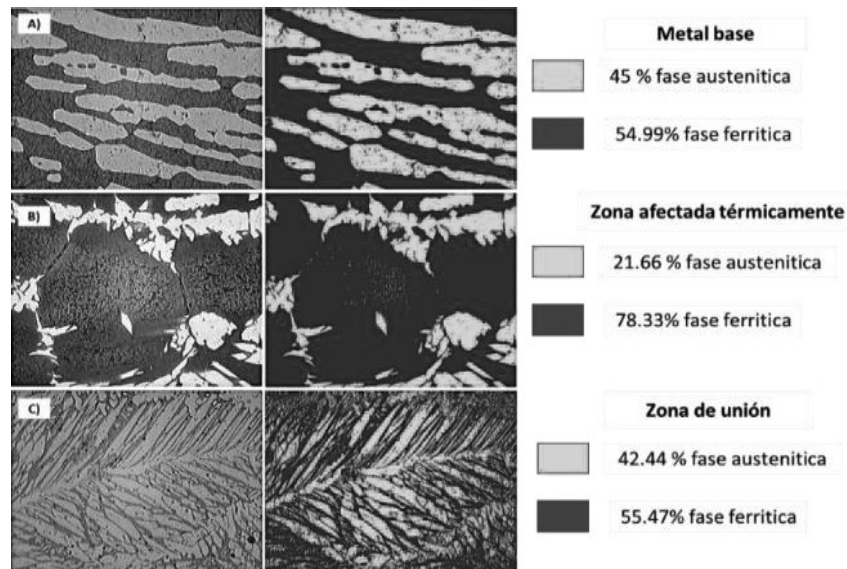


Figura 1 Cuantificación de fases dentro de las tres diferentes zonas

La Tabla 3, describe los resultados obtenidos para cada una de las probetas evaluadas en función del calor de entrada calculado, en donde se aprecia claramente el efecto del calor de entra sobre las demás variables de manera exponencial. Es decir, conforme este se va incrementando los valores correspondientes al porcentaje de fases tanto en la zona afectada térmicamente como en la unión, la longitud y la dureza lo hacen de igual manera, corroborando así la relación existente con el aporte de calor. La dureza encontrada para casi todas las muestras se mantiene dentro del mismo rango debido la relación de similitud de dureza entre la ferrita y la austenita.[13]

Tabla 3 Relación entre el porcentaje de ferrita con el calor de entrada la microdureza y la longitud de la zona afectada térmicamente.

No. De muestra	Voltaje (V)	Amperaje (A)	Velocidad de avance (mm/seg)	Eficiencia de proceso	Calor de entrada (J/mm)	MB		ZAC		Union		Medida de la ZAC a 200X	Dureza HV
						% de ferrita	% de austenita	% de ferrita	% de austenita	% de ferrita	% de austenita		
3	23	170	7.26	0.8	0.43	48.90	51.09	50.55	49.44	53.43	46.50	198.55	282.26
5	25	160	7.26	0.8	0.44	55.41	44.58	58.00	41.99	50.62	49.37	218.14	285.94
7	28	150	7.26	0.8	0.46	42.04	57.95	59.29	40.70	44.30	55.68	235.6	289.06
2	23	160	4.62	0.8	0.64	44.56	55.43	60.66	39.33	42.64	57.35	268.48	291.57
4	25	150	4.62	0.8	0.65	46.53	53.46	61.10	38.89	40.77	59.20	289.68	292.03
1	23	150	3.48	0.8	0.79	59.44	40.55	66.19	33.80	39.93	60.06	333.43	297.53
9	28	170	4.62	0.8	0.82	51.44	48.55	67.50	32.49	39.50	60.49	356.45	299.15
6	25	170	3.48	0.8	0.98	48.76	51.23	70.11	29.88	38.41	60.51	361.69	306.59
8	28	160	3.48	0.8	1.03	48.58	51.41	73.02	26.97	19.48	80.51	362.58	316.09

La relación entre el calor de entrada y la longitud de la zona afectada térmicamente, así como la relación de esta con la micro dureza se aprecia dentro de la Figura 3.

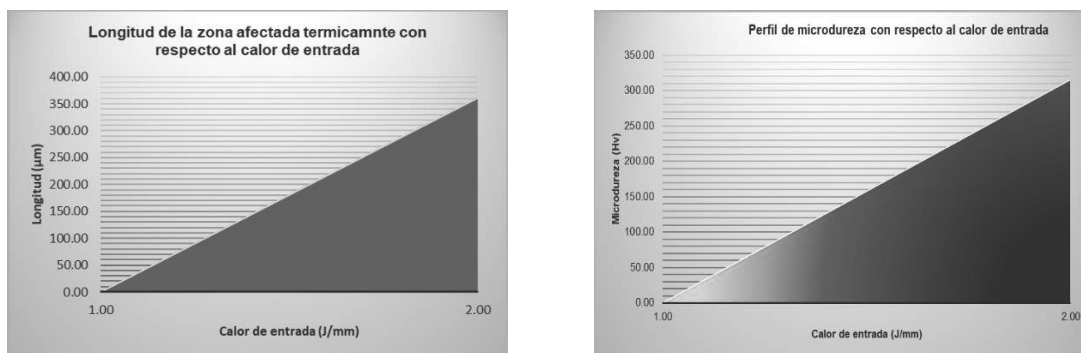
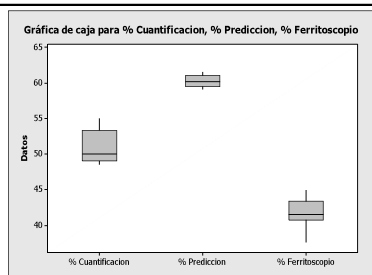


Figura 3 Graficas de relación entre el calor de porte y dos diferentes variables dependientes como lo es la micro dureza y la longitud de la zona afectada térmicamente

Los resultados de la cuantificación de fase ferrítica realizada por tres técnicas diferentes se reporta dentro de la Tabla 4, pudiendo observar que existe un alto grado de confiabilidad en la técnica de cuantificación entre los valores registrados.

Tabla 4 Análisis comparativo de cuantificación de fase ferrítica por medio de tres diferentes técnicas.

No. De muestra	Calor de entrada (J)	Quantificación	Predicción	Ferritoscopió
		% de Ferrita	% de Ferrita	% de Ferrita
3	0.43	48.54	53.46	37.6
5	0.44	48.92	59.14	40.7
7	0.46	49.29	59.54	40.9
2	0.64	49.47	60.08	41.4
4	0.65	50.04	60.25	41.57
1	0.79	51.9	60.49	42.6
9	0.82	52.56	60.98	42.77
6	0.98	54.07	61.27	44.03
8	1.03	55.04	61.56	44.97



De la medición de temperatura realizada se encuentra, que los ciclos de calentamiento estuvieron en función del calor de aporte generado alcanzando. Las Temperaturas máximas alcanzadas en todos los casos estuvieron por encima del valor crítico de formación y descomposición de fases siendo este de 350°C.

Sin embargo, los procesos difusivos no solo requieren temperatura, sino que además necesitan de tiempo, para que ocurran encontrando los mayores tiempos de exposición dentro de las probetas donde el calor de entrada fue reportado con valores elevados, la Tabla 5 de igual forma permite relacionar los resultados obtenidos de la cuantificación de fase por medio de microscopia electrónica de barrido, donde se demuestra que el porcentaje de precipitación de fases secundarias, es totalmente dependiente del calor de entrada generado.[14]

Tabla 5 Relación de valores obtenidos de las placas instrumentadas y microscopia electrónica de barrido.

No. De muestra	Calor de entrada (J/mm)	Temperatura pico (°C)	Tiempo exposición (s)	% de fases secundarias
3	0.43	370	225	1
5	0.44	435.16	254	2.5
7	0.46	549.35	267	3
2	0.64	632.32	315	3.7
4	0.65	696.24	348	4
1	0.79	743.35	370	4.6
9	0.82	943.52	462	5.6
6	0.98	979.83	510	6.7
8	1.03	988.65	580	7

La zona afectada térmicamente para cada una de las muestras mostro dos áreas muy marcadas, la primera de ellas estaba comprendida por ferrita con poca austenita y esta estaba muy cercana a la unión. La segunda zona que se muestra con apoyo de la Figura 4, estaba completamente comprendida por precipitados alrededor del límite de grano la cual fue evaluada por cuantificación y microscopia electrónica, determinando así la localización de las fases secundarias a lo largo del límite de grano, tipificando a esta principalmente como fase Chi χ , por sus características de formación y contenido de elementos. Figura 5, muestra la determinación de las fases secundarias se realizó por medio de la cuantificación de fases obtenidas de las micrografías a 500 aumentos mediante el software de análisis de imagen en base a la composición química encontrada por medio de la técnica EDS, dentro del microscopio electrónico de barrido. [15]

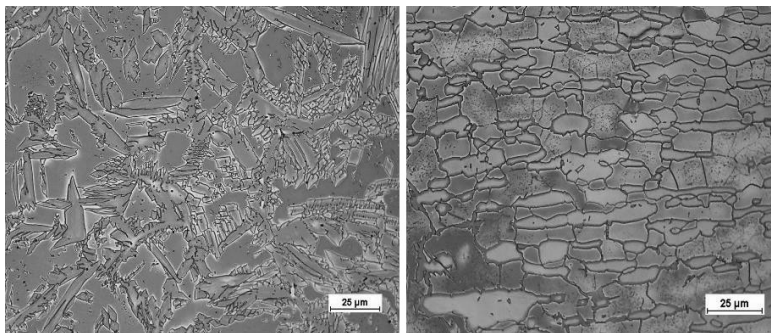


Figura 4 Áreas características que conformaban la zona térmicamente afectada.

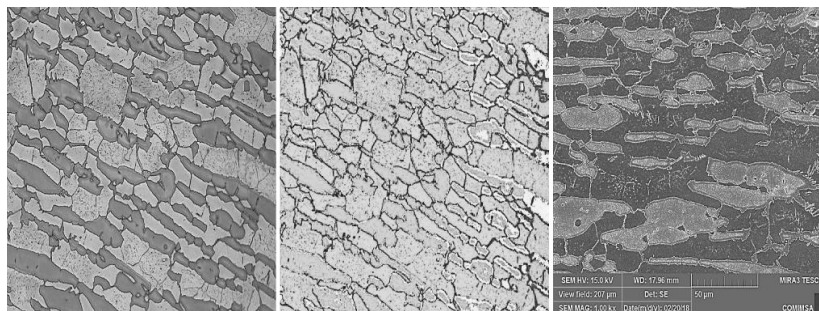


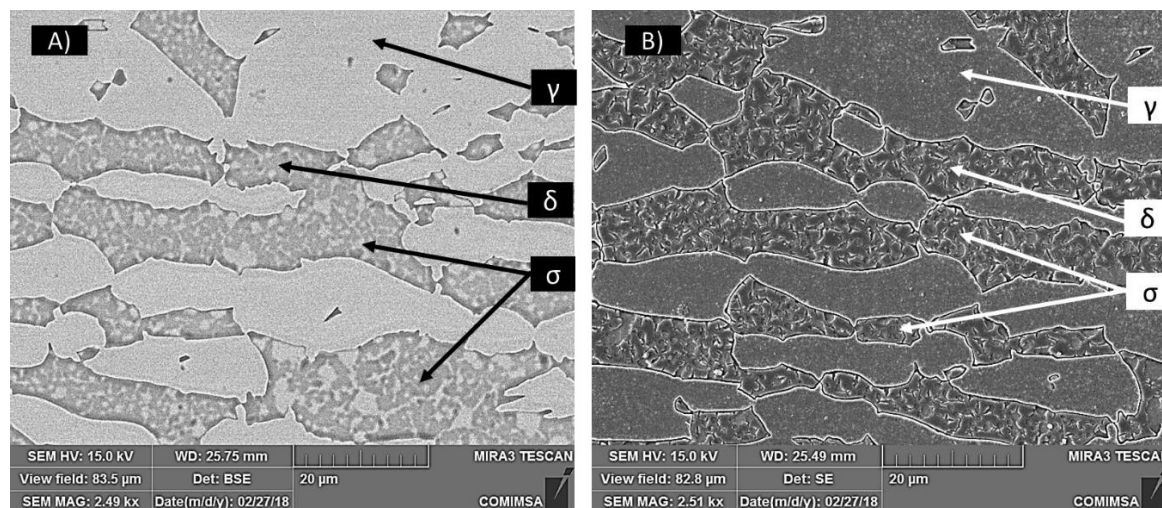
Figura 5 Formación de precipitados secundarios a lo largo del límite de grano con altos índices de aleantes

El análisis químico realizado a los precipitados es mostrado con apoyo de la Figura 6, en esta es mostrada la muestra correspondiente al mayor índice de calor de entrada correspondiente para la conjugación de parámetros con valores más elevados, misma que presenta una cantidad mas significativa de fase sigma al interior de los granos ferriticos y en donde además el análisis químico muestra la variación en cantidades de cromo contenidos tanto dentro de la fase como a su alrededor donde es menor.

Tabla 6 Composición química correspondiente a la fase sigma y a sus límites periféricos.

% atómico	Fase sigma	Limite interfacial
Silicio	5.77	3.99
Níquel	3.93	3.74
Molibdeno	6.77	3.84
Hierro	37.27	26.63
Cromo	15.74	11.32
Manganeso	0.64	0.4
Carbono	29.88	48.1

La Figura 6, muestra la imagen realizada por microscopia electrónica de barrido empleando la detección de electrones secundarios A) y retrodispersados B) en donde se detalla la localización de la fase sigma al interior de los granos ferriticos.



Análisis estadístico

El diseño experimental empleado, determino como principal factor la velocidad de avance, esta juega un papel muy importante, debido a la naturaleza acumulativa de la temperatura, en la que entre más estacionaria permanezca la fuente, esta incrementara la energía a sus alrededores por efecto de la disipación de calor.[16]

Conclusiones

Se logro determinar el efecto ocasionado por los altos índices de calor de entrada generados por el proceso de soldadura de alta deposición como lo es el FCAW, sobre la alteración microestructural de los aceros inoxidable dúplex.

De acuerdo con los estadísticos obtenidos del diseño experimental, se determinó a la variable de velocidad de avance como el factor principal que determinara el grado de afectación sobre la microestructura del acero.

Los precipitados secundarios alrededor de los límites de granos, estuvieron principalmente constituidos por fase chi y estos se localizaron mayormente dentro de la zona afectada térmicamente adyacente al metal base.

Agradecimientos

La presente investigación fue desarrollada gracias al apoyo de la Corporación mexicana de investigación en materiales S.A. de C.V. COMIMSA Calle Ciencia y Tecnología No. 790, Saltillo 400, 25290 Saltillo, Coahuila.

Referencias Bibliográficas

- [1] M. R. El Koussy, I. S. El Mahallawi, W. Khalifa, M. M. Al Dawood, and M. Bueckins, "Effects of thermal aging on microstructure and mechanical properties of duplex stainless steel weldments," vol. 20, no. March, pp. 375–381, 2004.
- [2] A. Fabiola *et al.*, "Detrimental Cr-rich Phases Precipitation on SAF 2205 Duplex Stainless Steels Welds After Heat Treatment," vol. 21, no. 2, pp. 165–171, 2016.
- [3] K. H. Lo, C. H. Shek, and J. K. L. Lai, "Recent developments in stainless steels," vol. 65, pp. 39–104, 2009.
- [4] C. R. Xavier *et al.*, "An Experimental and Numerical Approach for the Welding Effects on the Duplex Stainless Steel Microstructure," vol. 18, no. 3, pp. 489–502, 2015.
- [5] A. F. Padilha and P. R. Rios, "Decomposition of Austenite in Austenitic Stainless Steels," *ISIJ Int.*, vol. 42, no. 4, pp. 325–327, 2002.
- [6] L. Ward, "Studies on the degree of sensitization of welded 2507 super duplex stainless steel using a modified DL-EPR test procedure STUDIES ON THE DEGREE OF SENSITIZATION OF WELDED 2507 SUPER DUPLEX STAINLESS STEEL USING A MODIFIED DL-EPR TEST PROCEDURE," no. November, 2010.
- [7] J. Labanowski and A. Prof, "Effect of microstructure on mechanical properties and corrosion resistance of 2205 duplex stainless steel," vol. 21, no. 84, pp. 108–112, 2014.
- [8] C.-C. Hsieh and W. Wu, "Overview of Intermetallic Sigma Phase Precipitation in Stainless Steels," *ISRN Metall.*, vol. 2012, no. 4, pp. 1–16, 2012.
- [9] A. Pramanik, G. Littlefair, and A. K. Basak, "Weldability of duplex stainless steel."
- [10] F. Stainless and H. S. Plate, "Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General," vol. i, 2004.
- [11] C. Florin, N. Ț. Ț. Ț. Alin, D. Ț. Dan, and C. Brâncuși, "WELDS IN THE DUPLEX STAINLESS STEEL," vol. IX, no. Xix, pp. 1–8, 2010.
- [12] N. A. Mcpherson, Y. Li, T. N. Baker, N. A. Mcpherson, Y. Li, and T. N. Baker, "Microstructure and properties of as welded duplex stainless steel Microstructure and properties of as welded duplex stainless steel," vol. 1718, no. April, 2016.
- [13] M. Pohl, O. Storz, and T. Glogowski, "Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel ☆," vol. 58, pp. 65–71, 2007.
- [14] D. Almenara, "PREDICCIÓN DE LAS TEMPERATURAS MÁXIMAS ALCANZADAS EN SOLDADURAS GMAW DE ACERO DÚPLEX SAF-2205," 2007.
- [15] "singhal1968.pdf".
- [16] D. O. E. Method, S. P. Chavda, J. V. Desai, and T. M. Patel, "A Review on Optimization of MIG Welding Parameters using Taguchi's," no. 1, pp. 16–21, 2014.