



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE
SAN NICOLÁS DE HIDALGO

INSTITUTO DE INVESTIGACIONES
METALÚRGICAS



**“EFECTO DE LA APLICACIÓN DE CAMPO MAGNÉTICO DURANTE LA
SOLDADURA DE UN ACERO INOXIDABLE DÚPLEX 2205 CON ALTO APORTE
TÉRMICO”**

Tesis para optar al grado de:

Maestro en Metalurgia y Ciencias de los Materiales

PRESENTA: **GERARDO MALDONADO DÍAZ**

INGENIERO EN MECATRÓNICA, ITESM, 2010.

ASESOR: **DR. VÍCTOR HUGO LÓPEZ MORELOS**

Morelia, Michoacán, México, Agosto de 2013.

AGRADECIMIENTOS

Quiero agradecer primeramente a Dios por permitirme llegar a esta etapa de mi vida, considero que es una parte fundamental de cada individuo el tener fe, el creer, ya sea en algo o en alguien. Así como creemos cosas cuando somos pequeños, que de grandes seremos o queremos llegar a ser; como el creer en el amor incondicional de una madre por su hijo, porque así es, incondicional, puro e interminable.

Agradezco entonces luego a mis papás Gerardo y Lupita, por brindarme el apoyo para lograr a desarrollarme profesionalmente, sé por todos los sacrificios que tuvieron que pasar para que yo me encontrara en el lugar que estoy ahora; de igual manera agradezco a mi familia en general y como mi familia propia ahora somos mi esposa y yo, le agradezco a ella también, a Carla, por las incontables veces que me dio aliento, fuerzas, ánimo para seguir adelante y echarle ganas en todo, por todo eso gracias mi vida, te amo.

De igual manera quiero agradecer al Dr. Víctor Hugo López Morelos, mi asesor, quien creyó en mí, ya que fue él quien me adoptó y me brindó su apoyo, aún cuando todo pintaba un escenario no favorable, gracias Doc por ser quien me diera esa mano para levantarme; usted con su experiencia me supo guiar de una manera pronta, clara y eficaz para que todo saliera si no excelente, de la mejor manera posible y que estaba dentro de los alcances aceptables, muchas gracias por eso.

Y por último y no menos importante gracias a todos los profesores que me impartieron algún curso en este programa de maestría en metalurgia y ciencia de los materiales, ya que sin su conocimiento y sin esas ganas de transmitirlo a nosotros los alumnos, nada de esto sería posible. Gracias por último a la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, por darme esta oportunidad y de igual manera creer en mí. Y a CONACYT por apoyarme a obtener este logro.

A todos, de verdad, muchas gracias...

Gerardo Maldonado Díaz.

DEDICATORIA

Quiero dedicar entonces esta tesis y este grado de Maestría, a toda mi familia, a mi esposa Carla, a mis padres Lupita y Gerardo, a mis hermanos Lupe, Juan Carlos, Alejandra, Oscar, Paulina, Emmanuel y Jesús, ya que todos ustedes fueron partícipes para que yo pudiera lograr esto, así como al Dr. Víctor Hugo López quien sin más me brindó el apoyo que necesitaba y apostó el todo por el todo para conmigo, muchas gracias a todos.

A todas las personas que de una u otra manera me ayudaron para poder lograr esto, ya sea en un trabajo, en cuidarme las cosas cuando salía del salón, en ponernos a estudiar juntos, a los técnicos del instituto, a mis compañeros y amigos de mi generación y de otras generaciones también con los que compartí clase y con los que llegué a forjar un lazo de compañerismo o en algunos casos de amistad.

Dedico este trabajo también, a mí, que pude lograrlo, pude cerrar esta etapa de mi vida, me costó trabajo, pero las cosas que valen la pena, no son fáciles, al contrario nos cuestan trabajo, pero que al final nos dejan un buen sabor de boca.

Gerardo Maldonado Díaz.

ÍNDICE GENERAL

| | Pág. |
|--|------|
| DEDICATORIA | |
| AGRADECIMIENTOS | |
| ÍNDICE DE TABLAS | 5 |
| ÍNDICE DE FIGURAS | 6 |
| RESUMEN | 8 |
| ABSTRACT | 9 |
| Capítulo 1. INTRODUCCIÓN | 10 |
| Capítulo 2. REVISIÓN DE LA LITERATURA | 15 |
| 2.1 Metalurgia de los aceros inoxidable dúplex | 17 |
| 2.1.1 Diagramas de fase y fases típicas | 20 |
| 2.1.2 Solidificación | 25 |
| 2.1.3 Precipitación de la Austenita | 31 |
| 2.1.4 Composición química de los aceros inoxidable dúplex | 34 |
| 2.1.5 Resistencia a la corrosión | 35 |
| 2.1.6 Propiedades mecánicas de los aceros inoxidable dúplex | 38 |
| 2.2 Evolución microestructural durante la soldadura | 39 |
| 2.2.1 La transformación ferrita delta – austenita | 39 |
| 2.2.2 Precipitación de segundas fases e intermetálicos | 40 |
| 2.3 Soldabilidad de los aceros inoxidable dúplex | 45 |
| 2.4 Técnicas para modificar la estructura de grano en el metal de la soldadura | 48 |
| Capítulo 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL | 53 |
| 3.1 Materiales | 53 |
| 3.2 Dimensiones y preparación de la junta | 53 |
| 3.3 Equipo de soldadura y variables operativas | 54 |
| 3.4 Medición del campo magnético inducido | 56 |
| 3.5 Caracterización metalográfica | 57 |
| 3.6 Ensayos mecánicos | 58 |
| 3.6.1 Ensayos de tensión | 58 |
| 3.6.2 Ensayos de Microdureza | 59 |
| 3.7 Fractografía | 60 |
| Capítulo 4. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS | 61 |
| 4.1 Microestructura del material base | 61 |
| 4.2 Aspectos macroestructurales de los cordones de soldadura | 63 |
| 4.3 Microestructura de las soldaduras | 67 |
| 4.3.1 Microestructura transversal de la soldadura | 67 |
| 4.3.2 Microestructura longitudinal de la soldadura | 71 |
| 4.4 Ensayos de Microdureza Vickers | 72 |
| 4.5 Ensayos de Tensión | 74 |
| 4.6 Fractografía | 76 |
| Capítulo 5. CONCLUSIONES | 82 |
| REFERENCIAS | 83 |

ÍNDICE DE TABLAS

| | |
|--|----|
| Tabla 1. Propiedades mecánicas de los AID [9]. | 19 |
| Tabla 2. Rango de tasas de enfriamiento para algunos procesos de solidificación [7]. | 26 |
| Tabla 3. Elementos de aleación en los aceros inoxidable [12]. | 35 |
| Tabla 4. Composición química del acero inoxidable dúplex de segunda generación 2205 [9]. | 37 |
| Tabla 5. Composición química del material base y del electrodo utilizado (% en peso). | 53 |
| Tabla 6. Variables operativas del proceso de soldadura..... | 54 |
| Tabla 7. Valores de amperaje y voltaje para las uniones..... | 55 |
| Tabla 8. Dimensiones para las probetas del ensayo de tensión. | 59 |
| Tabla 9. Contenido de los principales elementos en la ferrita y austenita del material base (% en peso)..... | 63 |
| Tabla 10. Cuantificaciones de las zonas de interés en las uniones soldadas. | 65 |
| Tabla 11. Tabla de resultados para las probetas de tensión de las soldaduras con campo y sin campo. | 76 |

ÍNDICE DE FIGURAS

| | |
|---|----|
| Figura 1. Efecto del cromo en los aceros inoxidables [7]. | 21 |
| Figura 2. Diagrama Fe- Mo [7]. | 22 |
| Figura 3. Diagrama de equilibrio Fe-Ni [7]. | 23 |
| Figura 4. Diagrama de equilibrio Fe- Mn [7]. | 25 |
| Figura 5. Modo de solidificación de austenita como fase única: a) dendritas de austenita como fase única; b) células de austenita como fase única [7]. | 31 |
| Figura 6. Ferrita como fase única sin transformación [7]. | 28 |
| Figura 7. Austenita con segunda fase ferrita: a) ferrita interdendrítica; b) ferrita intercelular [7]. | 29 |
| Figura 8. Sección del diagrama de fases ternario Fe-Cr-Ni con 68% de hierro (pequeños cambios en el contenido de níquel y de cromo ejercen gran influencia en la cantidad de austenita y ferrita de los aceros inoxidables dúplex) [9]. | 31 |
| Figura 9. Diagrama isotérmico de la precipitación para el AID 2205, recocido en 1323K (los grados dúplex 2304 y 2507 son comparativos) [9]. | 34 |
| Figura 10. Gráficos que muestran el efecto de la alta temperatura de recocido respecto a la cantidad de fase sigma y de ferrita [1]. | 45 |
| Figura 11. Micrografía de la ZAT de un AID 2205 después de aplicar un recocido a 1200°C [1]. | 46 |
| Figura 12. Efecto de la temperatura de recocido en la resistencia a la tensión y alargamiento de un AID 2205 [1]. | 46 |
| Figura 13. Gráfico que muestra la importancia del níquel para la formación de las fases ferrítica, austenítica y sigma en el AID 2205 [3]. | 47 |
| Figura 14. Efecto del Ni y del N en el valor al impacto en la ZAT para distintas aleaciones [2]. | 48 |
| Figura 15. Preparación de junta a soldar en simple V. | 53 |
| Figura 16. Esquemático que muestra la configuración 3D de las placas listas para realizar el proceso de soldadura. | 54 |
| Figura 17. Arreglo de la bobina para soldadura por el proceso GMAW con agitación e interacción electromagnética. | 56 |
| Figura 18. Gausímetro empleado para medir el campo magnético inducido durante la soldadura. | 57 |
| Figura 19. Esquemático que muestra la dirección de soldadura y la manera de obtener las probetas para el ensayo de tensión. | 58 |
| Figura 20. Geometría de las probetas planas maquinadas para los ensayos de tensión. | 59 |
| Figura 21. Esquemático que muestra la distribución de barrido del ensayo de microdureza. | 60 |
| Figura 22. Micrografía de AID 2205 en condición normal a 10X. | 61 |

| | |
|--|----|
| Figura 23. Micrografía de AID 2205 en condición normal a 50X. | 61 |
| Figura 24. Espectros de composición elemental de a) ferrita y b) austenita en el AID 2205. | 62 |
| Figura 25. Sección transversal de las uniones soldadas, con presencia de campo y sin campo respectivamente, donde se aprecian la zona de fusión y la zona afectada térmicamente. Cota 2000 μ m. | 64 |
| Figura 26. Sección transversal de las uniones soldadas. Cota 5mm [20]. | 66 |
| Figura 27. Micrografías de sección transversal del AID 2205 soldado sin y con presencia de campo magnético. | 68 |
| Figura 28. Micrografía de la sección transversal del AID 2205 soldado sin campo magnético con la mezcla Ar/3%N ₂ y un calor aportado de 1.37 kJ/mm [20]. | 68 |
| Figura 29. Micrografía del AID 2205 soldado sin presencia de campo magnético. | 69 |
| Figura 30. Micrografía del AID 2205 soldado bajo la presencia de campo magnético. | 70 |
| Figura 31. Vistas superior de la unión del AID 2205 sin y con presencia de campo magnético, cota 100 μ m. | 71 |
| Figura 32. Perfiles de microdureza a 5 niveles en lo alto de la sección transversal de los cordones de soldadura CC con campo y SC sin campo. | 73 |
| Figura 33. Gráfico Esfuerzo vs Deformación para el metal base de un AID 2205 sección longitudinal y transversal. | 74 |
| Figura 34. Gráfico Esfuerzo vs Deformación para las soldaduras del presente estudio. | 75 |
| Figura 35. Micrografías de 2205 sección transversal en condición normal a 50X y a 1000X respectivamente, cota 20 μ m. | 77 |
| Figura 36. Micrografía que muestra la fractura del material base sección longitudinal a 1000X. | 77 |
| Figura 37. Micrografías de las fracturas de la unión soldada sin presencia de campo electromagnético y con campo a 500X. | 78 |
| Figura 38. Partículas esféricas presentes en microhoyuelos para una de las soldaduras hechas sin la presencia de campo electromagnético. | 79 |
| Figura 39. Microanálisis químico puntual para la partícula número 1 de la figura anterior. | 79 |
| Figura 40. Micrografías que muestran una partícula esférica presente ahora en microhoyuelos de la soldadura realizada en presencia de campo electromagnético, a 1000X y 6000X respectivamente. | 80 |
| Figura 41. Microanálisis realizado a la partícula esférica encontrada en la soldadura realizada en presencia de campo electromagnético. | 80 |

RESUMEN

En este trabajo se unieron placas de acero inoxidable dúplex 2205, con preparación en simple V, por medio del proceso de soldadura de arco eléctrico y protección con gas inerte, con y sin la aplicación de un campo magnético externo durante la soldadura. El propósito del estudio fue valorar el efecto de la aplicación de un campo magnético externo de 3mT en las características microestructurales y mecánicas, cuando la junta es soldada con alto aporte térmico (1.8 kJ/mm considerando una eficiencia del 75% para el proceso de soldadura) y una mezcla de gas Ar/3%N₂. Se cortaron piezas transversales y longitudinales a la soldadura y se caracterizaron microestructuralmente por medio de microscopía óptica y electrónica de barrido. La caracterización mecánica de las juntas soldadas consistió en realizar perfiles de microdureza en las secciones transversales y ensayos de tensión. La inspección visual de las soldaduras indicó que la soldadura con campo magnético presentó buena sobre monta y buena penetración, mientras que la soldadura sin campo magnético exhibió sobre monta excesiva y penetración suficiente.

La caracterización macro y microestructural no reveló problemas de falta de fusión en ninguna soldadura, sin embargo, la soldadura sin campo magnético presentó un macroporo en una buena fracción de la longitud de la soldadura, este efecto se ve favorecido cuando la soldadura se ejecuta con alto aporte térmico, la agitación electromagnética generada por el campo magnético externo y el campo magnético generado por la corriente directa del proceso de soldadura favorece la expulsión de gases. La caracterización microestructural reveló una estructura de grano basto columnar, de mucho mayor tamaño que cuando el aporte térmico es bajo y la agitación electromagnética solo indujo un refinamiento de grano en las regiones adyacentes a la línea de fusión. El tamaño de la zona afectada térmicamente entre una soldadura y otra fue casi el mismo y la cantidad de austenita regenerada en esta región fue ligeramente mayor con la aplicación del campo magnético. Con respecto a las propiedades mecánicas, las dos soldaduras registraron una eficiencia mecánica aceptable, por lo que el campo magnético no parece tener un efecto en esta propiedad. Los barridos de microdureza revelaron diferentes tendencias con respecto a la altura de la soldadura, mostrándose una tendencia a disminuir la microdureza en el material base con respecto a la soldadura en la parte inferior y en la parte superior, la microdureza permanece esencialmente uniforme.

ABSTRACT

In this study plates of duplex stainless steel 2205 were joined, with simple V preparation, using the electric arc welding with inert gas protection, with and without the application of an external magnetic field during welding. The purpose of this study was to evaluate the effect of the application of an external magnetic field of 3mT on the mechanical and microstructural characteristics, when the joint is welded with high heat input (1.8 kJ / mm considering an efficiency of 75% for the welding process) and a gas mixture of Ar / 3% N₂. Transversal and longitudinal pieces were cut of the welding and microstructurally characterized by optical microscopy and scanning electron microscopy. The mechanical characterization of the welded joints was to perform microhardness profiles in the transverse sections and tension tests. Visual inspection of the welds indicated that the weld with magnetic field had good penetration and a good crown; on the other hand the weld without magnetic field had an excessive crown and adequate penetration. Macro and microstructural characterization revealed no problems of lack of fusion in none of the welded joints; however, the welding without magnetic field presented a macroporous in a good fraction of the weld, this effect is favored when the weld is performed with high heat input, electromagnetic stirring generated by the external magnetic field and the magnetic field generated by direct current of the welding process favors the expulsion of gases. Microstructural characterization revealed a coarse columnar grain structure, much larger than when the heat input is low and the electromagnetic stirring only induced a grain refinement in the adjacent regions to the fusion line. The size of the heat affected zone between a joint and another was almost the same, and the amount of austenite regenerated in this region was slightly greater with the magnetic field application. The mechanical properties of the two welds showed acceptable mechanical efficiency, so that the magnetic field does not have an effect on this property. Microhardness scans revealed different trends with respect to the height of the welding, showing a tendency to decrease the microhardness in the base material with respect to the welding in the top and bottom, the microhardness remains essentially uniform.

CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN

Los aceros inoxidable dúplex (AID) están basados en el sistema de aleación Fe-Cr-Ni y están formulados y termo-mecánicamente procesados para proveer una microestructura de dos fases y en proporciones iguales de ferrita y austenita. Estos aceros en la actualidad han incrementado su consumo y su uso, en aplicaciones que requieren una dureza y una resistencia a la corrosión mayor que la provista por los aceros inoxidable austeníticos, tales como es el caso de la industria petrolera, química y de alimentos, papeleras y aún más recientemente, en la medicina como implantes quirúrgicos, lo que se debe principalmente a sus buenas propiedades mecánicas, anticorrosivas y a las mejoras que se han logrado en función de su soldabilidad [1, 2].

Lo que hace que las propiedades de los AID sean únicas, se debe al balance 50/50 de ferrita/austenita que se tiene, y que puede ser alcanzado por medio del control de su composición química y del tratamiento térmico que se dé al material; conforme la proporción de austenita aumenta sobre su nivel óptimo, la dureza y la resistencia por corrosión bajo esfuerzo disminuye, mientras que un incremento en la proporción de ferrita sobre su nivel óptimo, provocaría una degradación en la resistencia a la fractura [1].

Debido a la naturaleza de las aplicaciones de los AID, es común llevar a cabo su soldadura por fusión. Este proceso genera cambios microestructurales significativos en la zona afectada térmicamente, lo que afecta sus propiedades mecánicas y a la corrosión. Además, la microestructura del metal de soldadura también dista mucho de la del material base.

El objetivo que se pretende es incrementar el contenido de la fase austenítica en la zona afectada térmicamente (ZAT), y mejorar la microestructura del metal de la soldadura, para disminuir la heterogeneidad microestructural en dicha región, por medio de un buen refinamiento de grano en la estructura, para luego analizar la unión soldada realizándole pruebas mecánicas para conocer sus propiedades.

Para lograr el objetivo antes mencionado se realizaron varios experimentos, entre los cuales se encuentra la unión de placas de 6mm de espesor mediante el proceso GMAW (MIG)

con agitación electromagnética, utilizando como material de aporte el electrodo ER2209 y una composición de Ar-3%N₂ como gas de protección. Posteriormente, se seleccionaron las placas para realizar la caracterización microestructural mediante MEB y MO en las zonas de interés: zona afectada térmicamente, cordón de soldadura y en la interfase de la unión soldada.

Subsecuentemente, se prepararon probetas para realizar los ensayos mecánicos, tales como tensión y dureza. Estos ensayos sirvieron para determinar las propiedades mecánicas que se obtuvieron en la unión soldada.

OBJETIVOS

OBJETIVO GENERAL

El presente trabajo tiene como objetivo general incrementar el contenido de austenita en la zona afectada térmicamente (ZAT) para disminuir la heterogeneidad microestructural de dicha región.

OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Obtener un refinamiento de grano en la matriz ferrítica del metal de la soldadura.
- Disminuir la velocidad de enfriamiento del metal de soldadura.
- Obtener un buen balance de fases austenita/ferrita en el metal de la soldadura.
- Caracterizar la microestructura en las soldaduras para valorar el efecto del campo magnético externo durante la soldadura.
- En el mismo contexto, caracterizar el comportamiento mecánico de la junta soldada.

JUSTIFICACIÓN

Los aceros inoxidables dúplex son aleaciones de gran renombre y aplicación en la actualidad, y son considerados como aleaciones pioneras en las aplicaciones que demanden gran resistencia mecánica en medios corrosivos. Las propiedades mecánicas óptimas de estas aleaciones son generadas por una estructura bifásica o dúplex constituida por una fase ferrítica y una austenítica en el caso del acero dúplex 2205, la microestructura presente posee fracciones volumétricas relativas iguales para cada fase (50% cada una).

La composición química de los AID está constituida por elementos aleantes representativos para esta familia de aceros, considerados como estabilizadores de la fase ferrítica (Cr y Mo) y otros como estabilizadores de la fase austenítica (N, Ni, C y Mn). Se ha encontrado que incrementando algunos elementos de la aleación como Cr, Mo o Ni puede tener un efecto positivo en la resistencia a la corrosión por picadura en agua de mar a cierta temperatura, por otro lado, el aumento en estos elementos podría tener efectos negativos sobre la soldabilidad y el trabajo a cierta temperatura [2].

Sin embargo, cuando estas aleaciones son soldadas por fusión se genera una ZAT con deficiencia en austenita, lo cual hace esa zona susceptible a la corrosión. Con el fin de obtener la mejor microestructura en la ZAT, la literatura recomienda soldar con elevados calores de aporte entre 1 y 2.5 kJ/mm [3].

Con el propósito de incrementar el contenido de austenita en la ZAT, en este estudio se propone soldar con un calor de aporte cercano al límite superior recomendado, para disminuir la velocidad de enfriamiento y favorecer la formación de austenita en la matriz ferrítica. La función del campo magnético durante la soldadura es refinar la estructura de grano de la matriz, lo que generara más sitios disponibles para la precipitación y crecimiento de la ferrita. También, la interacción electromagnética inhibirá la formación de compuestos intermetálicos al homogenizar la distribución de elementos aleantes.

HIPÓTESIS

La agitación electromagnética de la pileta líquida inducirá un refinamiento de grano durante la solidificación de la matriz ferrítica, lo cual proveerá de mayores sitios para la nucleación y crecimiento de la austenita. En conjunto con el campo magnético externo, el alto aporte térmico disminuirá la velocidad de enfriamiento, lo cual permitirá la formación de una mayor fracción volumétrica de austenita; en el estado sólido la interacción de campos magnéticos promoverá la homogenización de elementos de aleación, lo que inhibirá o retardará la formación de compuestos intermetálicos, indeseables en la ZAT.

CAPÍTULO 2. REVISIÓN DE LA LITERATURA

Los aceros inoxidable se inventaron antes de la primera guerra mundial; en sus inicios se emplearon aleaciones Fe-Cr, Fe-Cr-Ni, los cuales dieron lugar a los primeros aceros inoxidable ferríticos, austeníticos y martensíticos. En el año de 1922 se comenzó a aprovechar el efecto favorable que tenían el Mo y el Cu sobre la resistencia a la corrosión localizada y pocos años después, en 1928, se descubre que reduciendo el contenido de carbono en el acero inoxidable era posible disminuir significativamente la susceptibilidad a la corrosión intergranular en este tipo de materiales; y dos años más tarde aparecían los primeros aceros inoxidable estabilizados con Ti, V y Nb.

Los aceros inoxidable muestran un amplio rango de resistencia a la corrosión debido a la presencia de Cr, Ni y Mo. Sin embargo, toda esa resistencia es debida a una microscópica capa superficial de un cerámico quebradizo compuesto de óxido crómico, que se conoce como película pasiva, la cual se forma en las aleaciones de acero con un mínimo de 12% en peso de cromo. Los aceros inoxidable de mejores grados tienen contenidos de cromo que alcanzan hasta arriba del 30%, además de otros elementos aleantes, que ayudan a estabilizar la capa de óxido de cromo [4].

Los aceros inoxidable se clasifican como se muestra a continuación:

- Austeníticos

Conformados por un cristal de estructura cúbica centrada en las caras de nombre austenita, una forma de hierro que se presenta a altas temperaturas, este tipo de aceros tienen una gran resistencia a la corrosión por lo que son los más utilizados en procesos de plantas químicas y nucleares. A esta clasificación pertenecen las series 2XX y las 3XX. Generalmente constituidos alrededor del tipo 302 con composiciones entre 17-25%Cr, 8-20%Ni y alrededor de 2% de Mn y algunos otros elementos como Se, Mo y Ti. Estas aleaciones no se pueden endurecer por tratamiento térmico, no son magnéticas y su maquinado resulta sumamente difícil [5].

- Ferríticos

Llamados así por ser formados de ferrita, una forma de hierro estable a bajas temperaturas cuya estructura es cúbica centrada en el cuerpo. Este grupo de aleaciones contienen solamente cromo y son basados en el tipo 430 con una composición de 17% de Cr. Resultan ser aleaciones menos dúctiles que las aleaciones austeníticas y tampoco pueden ser endurecidas por tratamiento térmico [5].

- Martensíticos

Este tipo de aceros se caracterizan por tener una estructura hexagonal compacta con fuerte precipitación de carburos de cromo. El conjunto básico de estas aleaciones es el tipo 410 que consiste en 12%Cr, 0.12%C y lo demás de Hierro. Estas aleaciones tienen una estructura austenítica a elevadas temperaturas y puede ser transformada a martensita después de un tratamiento térmico de temple, elevando su dureza y resistencia al desgaste. El contenido de carbono de estas aleaciones varía en un amplio rango, entre 0.15% y 1% de carbono, mientras que el cromo suele oscilar entre 12% y 18% [5]. Su principal ventaja es el endurecimiento por temple, ya que la austenita a cierta temperatura y con un enfriamiento rápido, se transforma en martensita.

Los aceros inoxidable martensíticos son generalmente revenidos para obtener durezas en el rango de 20 a 40HRC. En las aleaciones AISI 420, 440A, 440B y 440C se incrementan los contenidos de carbono y cromo [6]. Con 0.3% de C y 14% de Cr se pueden alcanzar durezas de 50HRC. En el rango de 0.6 a 1.1% de C y con 16% de Cr se alcanzan durezas de 60HRC. La cantidad de carburos primarios se incrementa con el contenido de carbono en las aleaciones de alto carbono (0.6-1.1 % C).

- Endurecidos por precipitación

Este tipo de aceros contienen elementos que forman finos precipitados cuando son sometidos a tratamientos térmicos y generalmente la fase martensítica es la que confiere una elevada resistencia mecánica; debido a esto, sus aplicaciones más usuales

se dan en recipientes a presión, instrumentos quirúrgicos, partes de aviones, válvulas, etc. La resistencia a la corrosión de los aceros inoxidable endurecidos por precipitación parece depender del tratamiento térmico que se les aplique, aunque en general, la resistencia a la corrosión es optimizada cuando la aleación se encuentra en su condición de endurecido.

La temperatura de trabajo de este tipo de aceros es de 315°C y la microestructura consta de ferrita y martensita, dependiendo de la composición química. Este tipo de aceros generalmente requiere de un tratamiento térmico especial después de ser soldado [7].

2.1 METALURGIA DE LOS ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX

En la década de los 30, se desarrollaron los que se conocieron como las primeras aleaciones inoxidables con estructuras que consistían en austenita y ferrita, conocidos como aleaciones dúplex, esto fue producto de Avesta Ironworks en Suecia para el año de 1933. Hubo un acero dúplex al que se le dio uso en ese entonces, el AISI 329 llegó a ser establecido después de la segunda guerra mundial [8], utilizándose ampliamente para tubos de intercambiadores de calor con ácido nítrico. Uno de los primeros tipos de acero dúplex específicamente desarrollados para mejorar la resistencia a la corrosión bajo tensiones en presencia de cloruros fue el 3RE60. Años después los tipos de acero dúplex, laminados o colados, se utilizaron en distintos procesos de aplicaciones industriales, incluyendo recipientes, intercambiadores de calor y bombas.

Así pues, en Francia los AID se originaron como resultados de lo que se creía era un gran error; en 1935 cuando la compañía Holtzer que se encontraba produciendo un acero inoxidable austenítico, el AISI 316, observó en ensayos de laboratorio que algunas probetas del supuesto acero resistían perfectamente a la corrosión intergranular, a pesar de haber sido sensibilizadas, posteriormente se constató que estas probetas eran magnéticas y un análisis de la composición química reveló que se había desarrollado accidentalmente una aleación con

20%Cr, 8%Ni, 2.5%Mo que contenía una proporción apreciable de ferrita, Francia patentó dicho material que se conocería como Uranus 50 y se encontró además que este nuevo material no era sensible a la corrosión intergranular debido a la formación discontinua de carburos en su matriz ferrítico austenítica.

Estos AID de primera generación proporcionaron buenas características de funcionamiento pero tenían limitaciones en las condiciones de soldadura. La zona afectada térmicamente (ZAT), que es la zona aledaña a la soldadura, presentaba tenacidad reducida debido al exceso de ferrita generado por el proceso de soldadura y perceptiblemente menor resistencia a la corrosión que el metal base. Estas limitaciones confinaron el uso de los AID de primera generación, en general eran difíciles de soldar, por esta razón eran limitados a usos específicos.

En 1968 la invención del proceso de refinación del acero inoxidable (Argon-oxygen decarburatation AOD), abrió la posibilidad de un amplio espectro de nuevos aceros inoxidables. Uno de los avances hechos con el AOD era la adición deliberada del nitrógeno como elemento de aleación. La adición del nitrógeno como elemento aleante de los AID, hace posible que la dureza de la ZAT y la resistencia a la corrosión sea similar a la del metal base después de soldar. El nitrógeno también reduce la precipitación de fases intermetálicas, las cuales son perjudiciales [3].

Los AID de segunda generación son definidos por tener como uno de sus elementos de aleación al nitrógeno. Este nuevo desarrollo comercial, que comenzó al final de los 70, coincidió con el desarrollo de campos petrolíferos y plataformas de gas del Mar del Norte y así empezó la demanda para los aceros inoxidables con excelente resistencia a la corrosión ante un medio que contenía cloruros, de buena soldabilidad, y de alta resistencia mecánica. El acero inoxidable tipo 22Cr, 5Ni conocido también como 2205 se convirtió en el caballo de batalla de la segunda generación de aceros dúplex y fueron utilizados extensivamente en conducciones de recolección de gas y usos en plataformas marinas. La alta resistencia mecánica de estos materiales permitió al momento de diseñar reducir el espesor y consigo el

peso a utilizar en las plataformas y con tal incentivo aumento considerablemente el uso de estos aceros inoxidables.

Como los aceros inoxidables austeníticos, los AID son una familia de varios grados, que se extienden en función de su resistencia a la corrosión, que dependen de su contenido de elementos aleantes. El desarrollo de los AID ha continuado, y los actuales se pueden dividir en varios grupos:

- Dúplex de grado 2304, que no contiene ninguna adición deliberada del Mo.
- El grado 2205 el cual representa más del 80% de uso de los dúplex, es por esto que se lo denomina el caballito de batalla de los dúplex.
- Dúplex del 25% Cr tal como la aleación 255.
- Súper dúplex, con 25 a 26% de Cr y alto contenido de Mo y N en comparación con los grados 25% Cr, incluyendo grados tales como 2507.

Las propiedades que los AID desarrollan se debe a la estructura bifásica que presentan a una temperatura ambiente de ferrita y austenita y en cantidades aproximadamente iguales, como ya se ha mencionado, pero es debido a que tienen un alto contenido de ferrita en comparación con los aceros inoxidables austeníticos que son más ferromagnéticos y tienen una elevada conductividad térmica así como una expansión térmica muy baja [7].

Tabla 1. Propiedades mecánicas de los AID [9].

| Grado | UNS | Límite elástico 0.2% | Resistencia a la tensión | Elongación |
|--------------|------------|-----------------------------|---------------------------------|-------------------|
| | No | MPa | MPa | % |
| 2304 | S32304 | 400 | 600 | 25 |
| 2205 | S32205 | 450 | 655 | 25 |
| 2507 | S32507 | 550 | 795 | 20 |

2.1.1 DIAGRAMAS DE FASE Y FASES TÍPICAS

A continuación, se presentan algunas características de los efectos de los elementos de aleación más importantes en las características mecánicas, físicas y de la corrosión de los AID.

CROMO (Cr)

Un mínimo de 10.5% de cromo es necesario para formar una película pasiva estable de óxido de cromo que es suficiente para proteger un acero contra la corrosión atmosférica moderada. La resistencia a la corrosión de un acero inoxidable aumenta con el aumento del contenido de cromo. El cromo es un formador de ferrita, esto implica que la adición del cromo estabiliza la estructura del hierro, en cúbica centrada en el cuerpo. Con un contenido más alto del cromo, es necesario más níquel para formar una estructura austenítica o dúplex (austenita-ferrita).

Un contenido de cromo más alto también promueve la formación de fases intermetálicas. Hay, generalmente, por lo menos 18% de cromo en aceros inoxidables austeníticos y por lo menos el 22% en los AID de segunda generación. El cromo también aumenta la resistencia a la oxidación a temperaturas elevadas. Este efecto del cromo es importante debido a su influencia en la formación y en el retiro de la capa de óxido, resultando del calor del tratamiento térmico o de la soldadura.

La cantidad de cromo como elemento de aleación puede variar desde 0.2% en un acero micro aleado y hasta 27% en un acero inoxidable ferrítico [6]. El cromo es tan positivo en sus efectos que se debe hacer una cuidadosa valoración de lo que se desea obtener. Por ejemplo, cuando se agrega como elemento de aleación para mejorar la templabilidad se debe tener en cuenta que al ser soldada la aleación, debe evitarse la aparición de fases duras en la microestructura de la unión soldada.

En relación a la absorción de nitrógeno por el acero líquido se ha encontrado que al aumentar el contenido de cromo se disminuye la cantidad de nitrógeno en solución [10]. Esta

característica se debe tener en cuenta al momento de seleccionar el material de aporte para el cordón de soldadura.

También, el cromo actúa como estabilizador de la ferrita y aumenta la resistencia mecánica por medio del mecanismo de endurecimiento por solución sólida sustitucional. En la figura 1, se puede observar que, a mayor cantidad de cromo, mayor es el campo alfa.

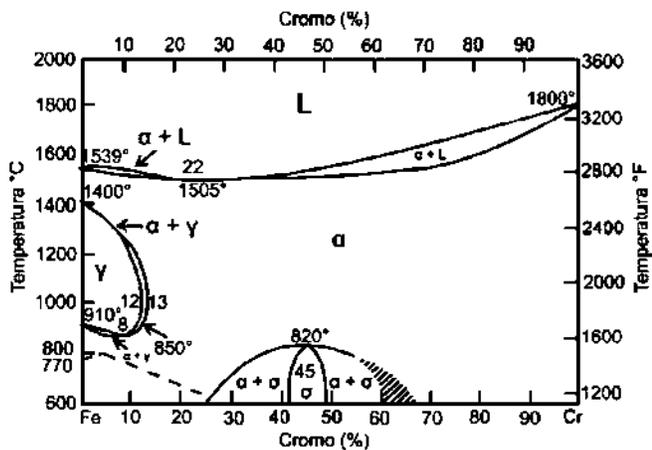


Figura 1. Efecto del cromo en los aceros inoxidables [7].

MOLIBDENO (Mo)

El molibdeno actúa para apoyar al cromo en la resistencia a la corrosión debido a la presencia de cloruros. Tiene una estructura BCC y cuando se añade al hierro, es un elemento fuertemente estabilizador de la ferrita, como se puede ver en la figura 2, al mismo tiempo que promueve la formación de fase sigma. Con un contenido de Mo mayor y una buena composición química es posible producir un acero con una microestructura de ferrita acicular la cual presenta una alta resistencia al esfuerzo con una excelente tenacidad.

El molibdeno aumenta la tendencia a la precipitación de fases intermetálicas perjudiciales, y por lo tanto, se restringe generalmente el contenido a porcentajes cercanos al 7.5% en aceros inoxidables austeníticos y cerca al 4% en los AID.

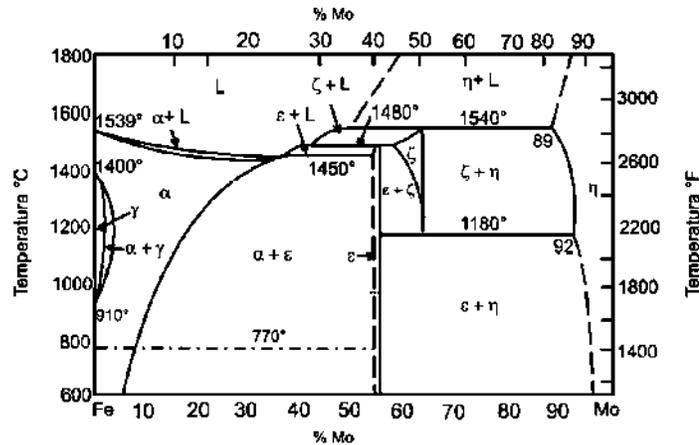


Figura 2. Diagrama Fe- Mo [7].

NITRÓGENO (N)

Normalmente, se considera al nitrógeno como un elemento indeseable en el acero, pero bajo ciertas circunstancias resulta ser un elemento de aleación. La solubilidad máxima del nitrógeno en el acero líquido no ha sido establecida con precisión, pero su solubilidad en estado sólido resulta ser mayor. La solubilidad del nitrógeno cae bruscamente después de solidificar el acero, sufriendo cambios agudos ya que la estructura cristalina experimenta transformaciones alotrópicas mientras se enfría hasta alcanzar la temperatura ambiente. Esta caída abrupta de solubilidad del nitrógeno al pasar del estado líquido al sólido puede ocasionar la presencia de porosidades en el cordón de soldadura [10].

El nitrógeno aumenta la resistencia a la corrosión por picaduras de los aceros inoxidables austeníticos y dúplex. Además, incrementa substancialmente su resistencia y, de hecho, es la solución sólida más eficaz que consolida a los AID. El nitrógeno retrasa en gran medida la formación de fases intermetálicas para permitir el proceso de fabricación de los aceros dúplex. El nitrógeno se agrega altamente a los aceros austeníticos y dúplex resistentes a la corrosión, aceros inoxidables que contienen alto contenido del cromo y del molibdeno para compensar su tendencia a formar fase sigma.

El nitrógeno es un gran formador de austenita en los aceros inoxidable austeníticos. En aceros inoxidable dúplex, el nitrógeno se agrega típicamente a su límite de solubilidad, y la cantidad de níquel se ajusta para alcanzar el equilibrio deseado de la fase. Los formadores de la ferrita, el cromo y el molibdeno, son balanceados con los formadores de austenita, níquel y nitrógeno, para obtener la estructura dúplex.

NÍQUEL (Ni)

El níquel es un elemento estabilizador de la austenita, con su adición a los aceros inoxidable, el campo de la fase gama se expande, por lo que la austenita puede ser estable a temperatura ambiente, como se observa en la Figura 3.

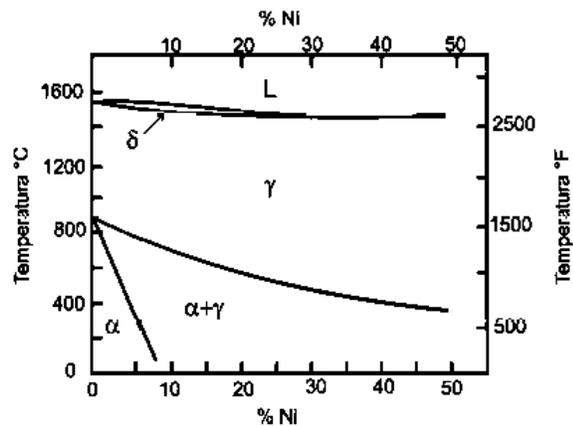


Figura 3. Diagrama de equilibrio Fe-Ni [7].

La adición del níquel a las aleaciones base hierro promueve un cambio de la estructura cristalina del acero inoxidable de cúbico centrado en el cuerpo (ferrítico) a cúbico centrado en las caras (austenítico). Los aceros inoxidable ferríticos contienen poco o nada de níquel, los AID contienen una cantidad intermedia de níquel de 4 a 7%, y los aceros inoxidable austeníticos de la serie 300, contienen por lo menos un 8% de níquel.

La adición del níquel retrasa la formación de las fases intermetálicas perjudiciales en los aceros inoxidable austeníticos pero es mucho menos efectivo que el nitrógeno al retrasar

su formación en los AID. La estructura cúbica centrada en las caras es responsable de la excelente dureza de los aceros inoxidable austeníticos. Su presencia en los aceros dúplex aumenta de gran manera su dureza con respecto a los aceros inoxidable ferríticos.

MANGANESO (Mn)

Este es un elemento de aleación común en los aceros con una temperatura de fusión de 1245°C. El manganeso al igual que el hierro es un elemento alotrópico con estructuras cúbica centrada en las caras FCC y estructura cúbica centrada en el cuerpo BCC. Este elemento cumple con funciones de gran utilidad en la fabricación del acero, ya que comparado con el hierro éste tiene una mayor afinidad con el oxígeno, con el azufre y con el carbono. En el acero líquido el manganeso es un potente desoxidante aunque no alcanza los niveles del silicio y del aluminio.

Tiene una gran afinidad con el azufre, con el que se combina para formar MnS que no es soluble en el metal líquido y puede ser eliminado en la escoria durante la fabricación del acero. Después de esta combinación, el manganeso que queda se combina con el carbono formando el carburo de manganeso Mn_3C que tiene propiedades parecidas al Fe_3C , lo que los hace indistinguibles.

Algunas de las finalidades que tiene el agregar manganeso a los aceros y electrodos en la soldadura son que: al combinarse con el oxígeno se ayuda a la desoxidación de la piqueta de soldadura, de igual manera cuando se combina con el azufre se evita la posibilidad de agrietamiento en caliente en el cordón de soldadura y ayuda a promover la templeabilidad del acero, lo que mejora la resistencia al esfuerzo y al mismo tiempo mejora la tenacidad. El manganeso es un elemento formador de austenita y es muy efectivo para estabilizarla a bajas temperaturas, como se aprecia en la figura 4.

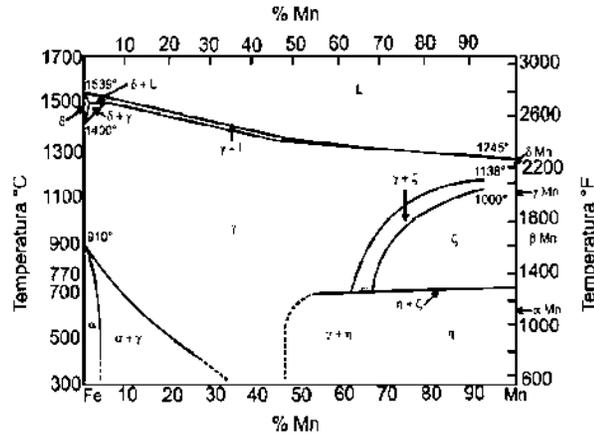


Figura 4. Diagrama de equilibrio Fe- Mn [7].

OTROS ELEMENTOS

Hay algunos otros elementos de aleación que modifican las propiedades de los aceros dúplex. El silicio que actúa de manera similar al cromo. El niobio y el titanio mejoran la resistencia a todas las formas de corrosión, incluso a la corrosión intergranular. Son además elementos estabilizadores de los carburos y tienen una afinidad por el carbono, lo que al formar los carburos, le permiten al cromo quedarse en solución sólida.

2.1.2 SOLIDIFICACIÓN

La microestructura que se desarrolla durante la solidificación de AID se relaciona directamente con la composición específica del material y con las condiciones de solidificación las cuales son determinadas por el proceso utilizado y por las variables de la técnica utilizada.

Una de las variables utilizada para caracterizar los procesos de solidificación es la tasa de enfriamiento, ya que este factor, así como la composición química, influyen directamente en el modo primario de solidificación, la redistribución del soluto y formación de segundas

fases durante la solidificación, así como en el comportamiento de nucleación y crecimiento de la transformación de fase ferrita/austenita durante el enfriamiento [7].

En la Tabla 2, se muestran las tasas de enfriamiento típicas de diferentes procesos de solidificación.

Tabla 2. Rango de tasas de enfriamiento para algunos procesos de solidificación [7].

| Proceso | Tasa de enfriamiento (K/s) |
|--|-----------------------------------|
| Solidificación direccional | $10^{-1} - 10^1$ |
| Fundición | $10^0 - 10^2$ |
| Soldadura de Arco | $10^1 - 10^3$ |
| Soldadura por haz de electrones | $10^2 - 10^4$ |
| Soldadura Láser (LBW) | $10^2 - 10^6$ |
| Solidificación rápida | $10^3 - 10^7$ |
| EBW y LBW con modificación en superficies | $10^5 - 10^7$ |
| Soldadura de alto aporte térmico | $10^7 - 10^8$ |

Se puede notar una diferencia notable en los rangos de temperatura para cada proceso. Las más bajas, son procesos que ocurren por solidificación direccional y que resultan en estructuras dentríticas que están cerca del equilibrio y las tasas más altas se producen por soldadura de alto aporte térmico y por técnicas de solidificación rápida resultando en estructuras lejanas al equilibrio. El modo de solidificación de los AID puede ser ferrítico primario o austenítico primario, esto dependiendo de la tasa de enfriamiento y de la composición de la aleación.

En general, el comportamiento del contenido de ferrita con la tasa de enfriamiento puede ser descrito así: primero las aleaciones con una relación baja Cr/Ni solidifican con austenita como fase primaria. El contenido de ferrita de estas aleaciones decrece al incrementar la tasa de enfriamiento debido a la reducción en la cantidad de la redistribución del soluto a altas velocidades. Segundo, las aleaciones con una relación alta Cr/Ni solidifican en ferrita como fase primaria. El contenido de ferrita de estas aleaciones incrementa al aumentar la tasa de enfriamiento debido a la reducción de tiempo de la transformación de estado sólido [7].

Los aceros inoxidable solidifican en 5 distintas maneras [7]:

- Austenita como fase única (A)
- Austenita primaria con segunda fase de ferrita (AF)
- Ferrita eutéctica y austenita eutéctica (E)
- Ferrita primaria con segunda fase de austenita (FA)
- Ferrita como fase única (F)

Los modos de solidificación de una sola fase, A y F son fáciles de identificar uno de otro. En la siguiente figura se muestra la solidificación tipo A, este modo de solidificación es dendrítico a bajas velocidades de enfriamiento y celular a altas velocidades.

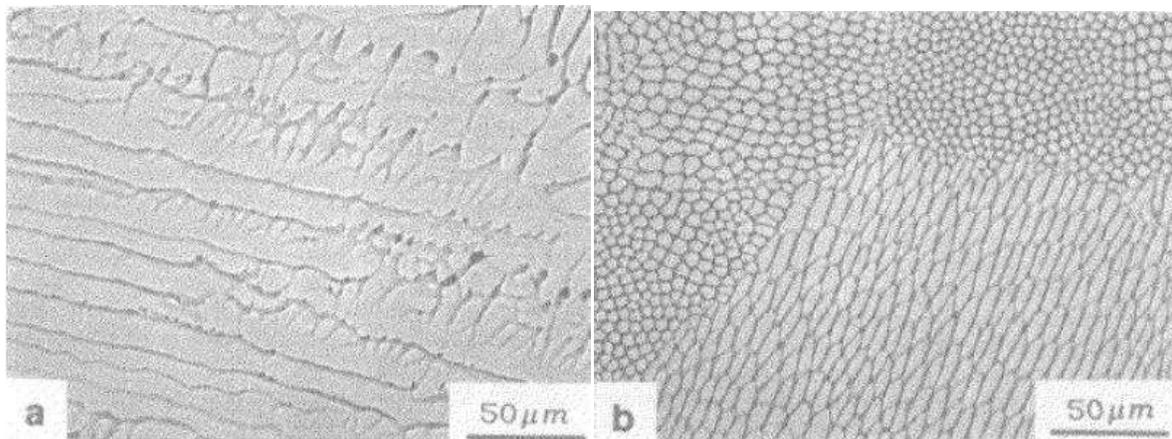


Figura 5. Modo de solidificación de austenita como fase única: a) dendritas de austenita como fase única; b) células de austenita como fase única [7].

La ferrita como fase única se detecta de una manera un tanto sencilla, a altas tasas de

enfriamiento cuando no hay transformación en estado sólido a austenita, la microestructura es como se muestra en la Figura 6.

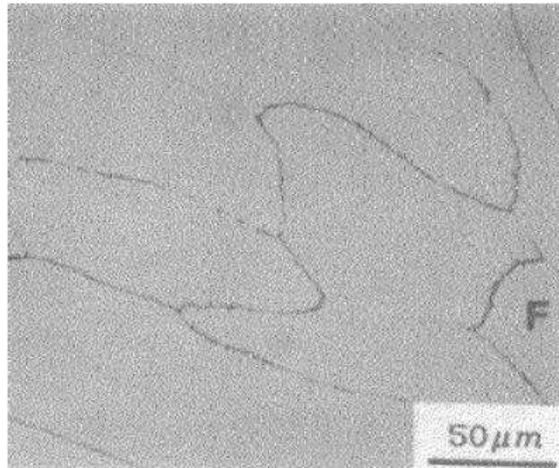


Figura 6. Ferrita como fase única sin transformación [7].

MODOS DE SOLIDIFICACIÓN A Y AF

La ferrita como segunda fase se forma a partir de la austenita ya solidificada y está presente en el núcleo de las paredes dendríticas. La cantidad de ferrita formada durante la solidificación AF es pequeña y está rodeada por austenita como se observa en la Figura 7, donde se ve que la microestructura es muy parecida a la de austenita como fase única, pero aquí partículas ferríticas se encuentran presentes en puntos triples y límites de grano. Durante la transformación ferrita/austenita las cantidades de ferrita como segunda fase se reducen aún más, debido a las grandes áreas intersticiales austenita/ferrita y volúmenes pequeños de ferrita formados durante el modo de solidificación AF, la nucleación de la austenita dentro de la ferrita no ocurre, y la transformación se produce por el crecimiento de la austenita preexistente dentro de la ferrita.

En el modo de solidificación A no hay ferrita presente, bajo estas condiciones se forma austenita dendrítica celular a bajas tasas de enfriamiento y austenita celular a altas tasas de enfriamiento. La microsegregación de cromo, en las paredes de la celda, no es suficientemente alta para formar una segunda fase de ferrita.

En el modo de solidificación AF la segregación de cromo en la celda y en las paredes dendríticas es suficiente para formar una segunda fase de ferrita. La ferrita inter dendrítica se forma a bajas tasas de enfriamiento cuando la fase primaria es austenítica y la microestructura dendrítica. La ferrita intercelular se forma a altas tasas de enfriamiento cuando la fase primaria es austenita y la microestructura es celular.

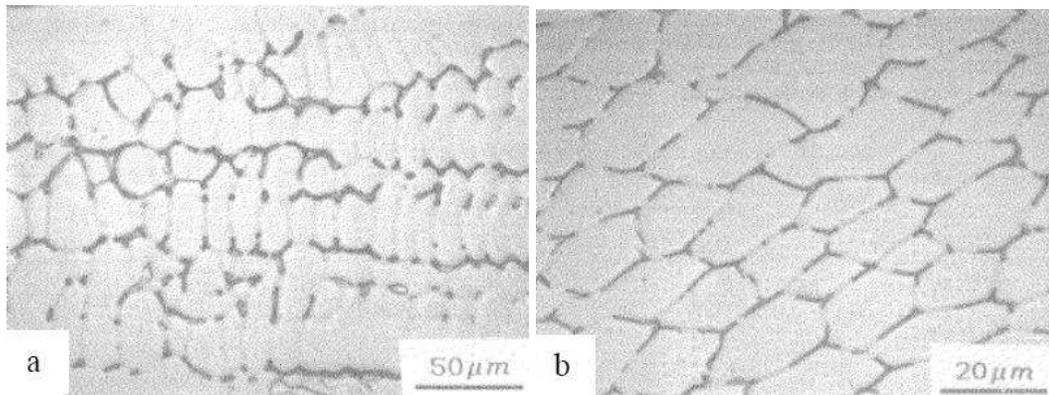


Figura 7. Austenita con segunda fase ferrita: a) ferrita interdendrítica; b) ferrita intercelular [7].

MICROESTRUCTURA EUTÉCTICA

La microestructura eutéctica se forma de la solidificación simultánea de austenita y ferrita en el líquido eutéctico. Esta reacción por lo general tiene lugar después de que algunas fases sólidas primarias se han formado. El espaciamiento de la microestructura eutéctica es más pequeño que el espaciamiento de la fase primaria, lo que hace a la ferrita eutéctica susceptible a la transformación en estado sólido.

MODO DE SOLIDIFICACIÓN F

En la solidificación de ferrita como fase única la microestructura se mantiene ferrítica durante el enfriamiento de la aleación, esto sólo si la nucleación de austenita puede ser suprimida. La transformación de ferrita puede comenzar por el crecimiento de austenita primaria existente o austenita de segunda fase. Pero si no hay austenita presente en la

microestructura, entonces la austenita tiene que nuclear de la ferrita; los lugares preferentes para la nucleación heterogénea de la austenita son las fronteras de grano o las paredes de la celda. A bajas tasas de enfriamiento, hay tiempo suficiente para que la austenita nucleee y crezca mientras la ferrita se enfría.

MODO DE SOLIDIFICACIÓN FA

Las morfologías que desarrolla el modo de solidificación FA son más complejas que las desarrolladas por otros tipos, tales como F o AF, esto debido a la cantidad sustancial de transformación ferrítica en estado sólido que ocurre durante el enfriamiento de la aleación.

La ferrita que se forma durante la solidificación es termodinámicamente estable a elevadas temperaturas, pero, cuando la temperatura desciende, las composiciones químicas sobre las cuales la ferrita es estable se mueven a relaciones más grandes Cr/Ni, y a fuerzas conductoras más grandes para la transformación en estado sólido que la ferrita desarrolla durante el enfriamiento de la aleación.

Los AID solidifican virtualmente en 100% ferrita y dependen de la transformación en estado sólido de ferrita/austenita para alcanzar un balance entre ambas fases. La austenita como segunda fase sólo nuclea y crece debajo de la temperatura de ferrita de solvus como se observa en el diagrama de fases siguiente. Por lo tanto este tipo de aleaciones presentan un modo de solidificación del tipo ferrita primaria con segunda fase de austenita debido a que tienen una relación Cr/Ni alta.



La transformación en estado sólido de ferrita a austenita se considera disfuncional y se ve afectada por el tiempo y la temperatura. Un enfriamiento rápido desde la temperatura a la cual el AID es completamente ferrítico eliminará la transformación ferrita/austenita.

2.1.3 PRECIPITACIÓN DE LA AUSTENITA

Las cantidades relativas de ferrita y de austenita que están presentes en un determinado producto o fabricación dependen de la composición química y de la historia térmica del acero. Los cambios pequeños en la composición química pueden tener un gran efecto en la proporción relativa del volumen de estas dos fases.

Las tendencias de elementos individuales a promover la formación de la austenita o de la ferrita se aplican razonablemente bien a los AID. La meta de mantener el equilibrio de fases es alcanzado sobre todo ajustando el Cr, Mo, Ni, y el contenido de N, y por el control de la historia térmica. Sin embargo, por la velocidad con la cual se enfría se determina la cantidad de ferrita que puede transformarse en austenita, las velocidades que siguen exposiciones de alta temperatura influyen el equilibrio de las fases. Porque el enfriamiento rápido favorece la retención de la ferrita, es posible tener más que la cantidad del equilibrio de ferrita.

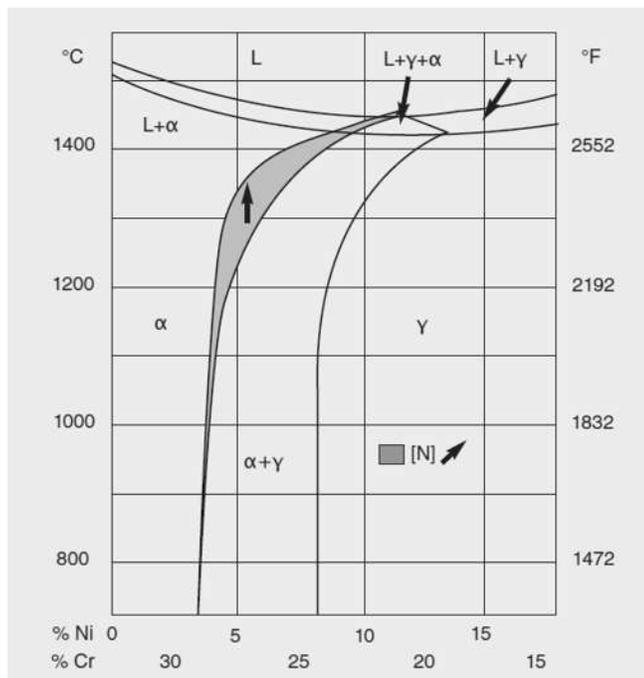


Figura 8. Sección del diagrama de fases ternario Fe-Cr-Ni con 68% de hierro (pequeños cambios en el contenido de níquel y de cromo ejercen gran influencia en la cantidad de austenita y ferrita de los aceros inoxidables dúplex) [9].

El diagrama ternario de fase hierro-cromo-níquel es la guía más adecuada para entender la metalurgia de los aceros inoxidable dúplex [11]. La Figura 8, muestra una sección del diagrama ternario con 68% de hierro correspondientes a los aceros dúplex, se puede observar que aceros con más de 20% de cromo solidifican parcialmente en ferrita y austenita. Cuando la temperatura cae por debajo de los 1300°C una parte de la ferrita se transforma en austenita. También, se muestra en la figura el efecto del nitrógeno el cual expande el campo mixto de la ferrita y austenita, la expansión del campo es la parte gris. Termodinámicamente no es posible para la aleación obtener un porcentaje de austenita mayor que el de equilibrio, ya que la austenita se forma a partir de la ferrita, sin embargo y debido a que la formación de austenita ocurre a temperaturas más bajas, ésta viene acompañada con la precipitación en diferentes proporciones de carburos, nitruros, fase sigma y otros componentes intermetálicos [9].

Otro beneficio del nitrógeno, que se puede observar en la Figura 8 es que levanta la temperatura en la cual la austenita comienza a formarse a partir de la ferrita [9]. Por lo tanto, incluso a velocidades de enfriamiento relativamente rápidas, el nivel del equilibrio de austenita puede casi ser alcanzado. En los AID de segunda generación, este efecto reduce el problema de exceso de la ferrita en la zona afectada por el calor.

La fase sigma se forma a temperaturas por debajo de las cuales la austenita comienza a reformarse, a partir de la ferrita en enfriamiento. La meta es evitar esta fase, esto se logra seleccionando una velocidad de enfriamiento intermedia apropiada que favorezca la reformación de la austenita a temperatura alta y retarde la formación de la fase sigma a una temperatura más baja. Afortunadamente, esta velocidad de enfriamiento intermedia es absolutamente rápida, permitiendo el uso de agua para el enfriamiento.

El uso del nitrógeno como elemento de aleación en los AID significa que nitruros de cromo pueden estar presentes en los límites de grano de la ferrita-ferrita y austenita-ferrita en la zona afectada por el calor de la soldadura. Si están formados en grandes cantidades y bajo condiciones en las cuales las áreas agotadas de cromo no tienen tiempo a recuperarlos durante

el recocido, los nitruros de cromo, por el contrario, pueden afectar a su resistencia a la corrosión [9].

Sin embargo, porque un porcentaje de nitrógeno más alto promueve la formación de austenita, que tiene una alta solubilidad por el nitrógeno, los AID de segunda generación contienen raramente cantidades significativas de nitruros de cromo. Además, los AID de segunda generación se producen con un bajo contenido de carbono de modo que la formación del carburo de cromo a un grado perjudicial no sea generalmente una preocupación práctica.

La fase sigma, carburos perjudiciales y los nitruros pueden formarse en cuestión de minutos a ciertas temperaturas. Por lo tanto, los tratamientos térmicos requeridos para procesar y fabricar deben tomar la cinética de la reacción de la formación de la fase a considerar para asegurarse de que la resistencia a la corrosión y las características mecánicas deseadas sean obtenidas. Estos grados se han desarrollado para maximizar la resistencia y retardar la precipitación de estas fases.

Un diagrama isotérmico de la precipitación para los AID 2304, 2205, y 2507 se muestra en la Figura 9. El comienzo de la precipitación de carburos y de nitruros de cromo comienza en un tiempo relativamente despacio, de 1 a 2 minutos. Esto es más lento que en los grados ferríticos o los grados austeníticos altamente aleados, y son debidos, en parte, a la alta solubilidad del carbono y del nitrógeno en la fase austenítica de bajo níquel y posiblemente a un efecto del nitrógeno para retardar la precipitación de carburos.

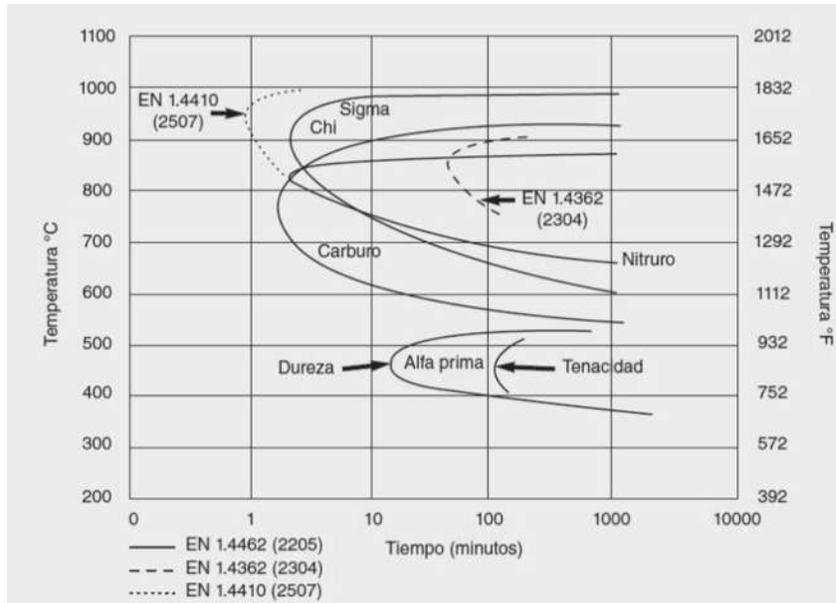


Figura 9. Diagrama isotérmico de la precipitación para el AID 2205, recocido en 1323K (los grados dúplex 2304 y 2507 son comparativos) [9].

2.1.4 COMPOSICIÓN QUÍMICA DE LOS ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX

En los AID lo más común es tener cantidades iguales de ferrita y austenita, favoreciendo levemente a la austenita para las mejores características de la dureza y de proceso de soldadura. Las interacciones de los elementos de aleaciones principales, particularmente el cromo, molibdeno, nitrógeno, y níquel, son absolutamente complejos. Para alcanzar una estructura dúplex estable que responda bien al proceso de soldadura y durante la fabricación, se debe tener cuidado para obtener el nivel correcto de cada uno de estos elementos [9].

Además del equilibrio de las fases, hay una segunda preocupación importante en los AID y su composición química: la formación de fases intermetálicas perjudiciales, a elevadas temperaturas. Las fases sigma y chi se forman en alto contenido de cromo, en aceros inoxidable de alto contenido de molibdeno y precipitan preferentemente en la ferrita. La

adición del nitrógeno retrasa perceptiblemente la formación de estas fases. Por lo tanto, es crítico que la cantidad suficiente de nitrógeno esté presente en la solución sólida.

En la Tabla 3, se puede observar la mayoría de los elementos que forman parte de la composición de los aceros inoxidable [12]. Los elementos que son nocivos, en cantidades notables, pueden disminuir la resistencia a la corrosión o a la resistencia mecánica [13].

Tabla 3. Elementos de aleación en los aceros inoxidable [12].
Elementos Básicos Fe, Cr, Ni, Mo, N

| | |
|---|--|
| Elementos Importantes (>0.5%) | Mn, Si, Cu, Ti, Nb, Al, W, V, Co |
| Elementos Menores (<0.5%) | B, Ce, S, Se, Te |
| Elementos Nocivos | C, S, P, Si, Co, O, H, metales de bajo punto de fusión (Sn, Zn, P) |

Las interacciones entre los elementos de aleación principales (cromo, molibdeno, nitrógeno y níquel) son muy complejas y para lograr una estructura dúplex que sea estable se debe tener cuidado en la adición de estos elementos [14].

2.1.5 RESISTENCIA A LA CORROSIÓN

Los AID tienen buena resistencia a la corrosión en la mayoría de los ambientes en los que se utilizan aceros austeníticos, a pesar de eso existen excepciones en las que son superiores [15]. Lo cual se debe a su alto contenido en cromo que, junto al suficiente molibdeno y níquel, proporcionan resistencia en ambientes ácidos suavemente reductores.

La adición de solo 12% de cromo proporciona únicamente resistencia a la corrosión en medios poco agresivos como un ambiente húmedo o agua dulce. Para aumentar esta

resistencia, se aumenta la cantidad de cromo y se añaden otros elementos que permiten mejorar las propiedades mecánicas del material al mismo tiempo.

Un acero al carbono en un medio relativamente oxidante, forma óxido de hierro en su superficie y si esta capa no permanece ahí, el fenómeno de oxidación se sigue hasta que el material se corroe en su totalidad.

Este contenido relativamente alto de cromo, molibdeno y nitrógeno también les confiere una muy buena resistencia a la corrosión por picaduras y por hendiduras inducida por cloruros. Su estructura dúplex supone una ventaja en ambientes con potencial de agrietamiento por corrosión bajo tensiones por cloruros. Si la microestructura contiene entre un 25-30% de ferrita, los AID son mucho más resistentes a la corrosión bajo tensiones por cloruros que los inoxidable austeníticos tipo AISI 304 o AISI 316. Sin embargo, la ferrita es susceptible a la fragilización por hidrógeno, lo que hace que estos aceros no tengan alta resistencia en ambientes o aplicaciones en las que el hidrógeno pueda incorporarse al metal y provocar dicha fragilización [9].

La serie de aceros dúplex 312, 315, 318, 325 y 329 son aleaciones base hierro con cromo y molibdeno, con suficiente cantidad de estabilizadores de austenita, Ni y N, para lograr el balance entre ferrita y austenita. Lo que resulta en una buena combinación de estas 2 fases, la austenita brinda ductilidad y la ferrita resistencia a la corrosión bajo esfuerzos. El molibdeno hace más resistente a la capa pasivante y mejora la resistencia a la corrosión por picaduras.

Los carburos de cromo tienden a precipitar en la interfase ferrita-austenita pero obteniendo el Cr de la ferrita en donde la difusión es más rápida y la homogeneización del Cr en la misma es mayor que si fuese austenita y por lo tanto la disminución de la concentración de Cr en el borde de grano no es tan pronunciada, impidiendo la corrosión intergranular.

Debido a todo esto, los AID son utilizados para condiciones más severas de temperatura y contenido de cloruros donde los inoxidable austeníticos sufren fisuramiento por corrosión bajo esfuerzo, picaduras y corrosión por grietas.

Los AID son aceros con más contenido de cromo, esto para mantener la resistencia a la corrosión de los aceros austeníticos y menos níquel para aumentar el contenido de ferrita con el objetivo de incrementar la resistencia a la corrosión bajo esfuerzo en medios con cloruros a temperatura elevada. Por lo tanto, los AID son más resistentes a dicha corrosión que los austeníticos, pero no inmunes, ya que tienen una resistencia intermedia a la corrosión bajo esfuerzo en comparación con los austeníticos y ferríticos, la cual disminuye con el trabajo en frío. Estos aceros también tienen mayor tenacidad que los ferríticos.

A continuación, se muestra la composición química del acero inoxidable Dúplex 2205.

Tabla 4. Composición química del acero inoxidable dúplex de segunda generación 2205 [9].

| N. Comercial | Designación | %Cr | %Ni | %Mo | %C | %N |
|---------------------|--------------------|------------|------------|------------|-----------|-----------|
| 2205 | UNS S31803 | 22-25 | 4-7 | 3 | 0.03max | 0.17 |

El intervalo de temperatura para su trabajo óptimo es -50 a 250 °C. Por debajo de este intervalo de temperatura, el acero puede fallar por el carácter frágil de la fase ferrita y por encima de ésta, debido a un mecanismo de precipitación de una fase coherente con la matriz ferrítica, esta fase se denomina α' , que aumenta la resistencia de la misma fragilizando el acero; este fenómeno se denomina fragilización a 475 °C. Estos AID solidifican ferríticamente y presentan un valor teórico de resistencia a la picadura, PRE por sus siglas en inglés, (pitting resistance) mayor a 35%, el cual está relacionado con el porcentaje en peso de los elementos que favorecen sus buenas propiedades anticorrosivas, este valor es determinado por la siguiente fórmula [9]:

$$\text{PRE} = \%Cr + 3.3(\%Mo + 0.5 \%W) + 16(\%N) \quad (1)$$

2.1.6 PROPIEDADES MECÁNICAS DE LOS ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX

RESISTENCIA A LA TRACCIÓN

La resistencia a la tensión de los AID se encuentra entre 2 y 3 veces la de un inoxidable austenítico. Generalmente, la ferrita es más resistente que la austenita, pero menos dúctil, esto para el mismo contenido intersticial de aleantes. Aunque no necesariamente ocurre esto con todos los AID, por ejemplo en los dúplex con nitrógeno, es éste quien se dispersa en la austenita de manera tal que, al final la austenita resulta más resistente que la ferrita [16].

Ya que el acero dúplex contiene ferrita y austenita se podría esperar que las propiedades sigan una ley lineal de mezcla. Este es casi es el caso para la elongación, pero cuando se trata de resistencia a la tensión, la ley es mucho más complicada ya que depende fuertemente del tamaño del grano, el cual es más pequeño en los aceros dúplex. En un estudio de Miyamoto y colaboradores [16] se produjeron y analizaron una serie de aleaciones 100% ferrita a 100% austenita; cuando el tamaño del grano fue compensado, se podía concluir que la resistencia de la aleación 60% ferrita/40% austenita era controlada esencialmente por la ferrita, que es el componente más fuerte.

TENACIDAD

La transición dúctil-frágil para los aceros dúplex ocurre a -60°C o menos, lo cual es satisfactorio para la mayor parte de las aplicaciones. Los AID, cuando han sido sujetos a deformación en frío, suelen presentar anisotropía en las propiedades mecánicas.

RESISTENCIA A LA FATIGA

Los aceros dúplex presentan mayor resistencia a la fatiga que los aceros inoxidables austeníticos. Ahora bien, dejando de lado los mecanismos de corrosión, los aceros dúplex muestran un límite de fatiga bien definido cuando son sometidos a ensayos de corrosión bajo tensión. El valor de la resistencia a la fatiga depende directamente del límite elástico: en muchos casos la tensión máxima en cada ciclo de fatiga será aproximadamente igual al límite elástico [16]. A este nivel de tensión la deformación plástica es suficiente para causar la

iniciación de pequeñas fisuras por fatiga en inclusiones, bandas de deslizamiento persistentes o bordes de grano. Las propiedades de fatiga también suelen ser fuertemente dependientes de la orientación del eje de tensión de los AID [15].

2.2 EVOLUCIÓN MICROESTRUCTURAL DURANTE LA SOLDADURA

2.2.1 LA TRANSFORMACIÓN FERRITA DELTA- AUSTENITA

Las cantidades relativas de ferrita y de austenita que están presentes en un determinado producto o fabricación dependen de la composición química del acero; así pues, cambios pequeños en dicha composición llegan a tener un gran efecto en la proporción relativa del volumen de ambas fases [17].

El objetivo de mantener el equilibrio deseado entre las fases de un AID es alcanzado ajustando el contenido de cromo, molibdeno, níquel y nitrógeno, principalmente. Sin embargo, por la velocidad de enfriamiento, se determina la cantidad de ferrita que puede transformarse en austenita; el enfriamiento rápido favorece la retención de ferrita, lo cual hace que la cantidad de ferrita sea mayor que la cantidad necesaria para el equilibrio [17].

Por otro lado, el nitrógeno ayuda a elevar la temperatura en la cual la austenita comienza a formarse a partir de la ferrita, por lo que, aún a velocidades de enfriamiento relativamente rápidas, el nivel de austenita para el equilibrio, puede casi ser alcanzado; este efecto disminuye el problema de exceso de ferrita en la ZAT en los AID de segunda generación.

Se debe tener en cuenta, de igual manera, que la fase sigma se forma a temperaturas por debajo de las cuales la austenita comienza a reformarse a partir de la ferrita en enfriamiento, lo ideal es evitar esta fase, lo cual se logra seleccionando una velocidad de enfriamiento intermedia apropiada, que favorezca la reformación de la austenita a una temperatura alta y retarde la formación de la fase sigma a una temperatura más baja.

Usar nitrógeno como elemento aleante nos lleva a pensar en la formación de nitruros de cromo y por ende en el detrimento de la resistencia a la corrosión del AID; por otro lado, en una cantidad alta el nitrógeno promueve la formación de la austenita, que tiene una alta solubilidad para el mismo, se sabe que los AID de segunda generación extrañamente contienen cantidades significativas de nitruros de cromo; además, estos aceros de segunda generación, se producen con un bajo contenido de carbono, de modo que la formación del carburo de cromo no sea una preocupación relevante [17].

Entonces, los AID solidifican en el campo de la ferrita primaria, también llamada ferrita delta (δ). Cuando la ferrita delta se va enfriando se ve favorecida la formación de la austenita por medio de la reacción que se da, a partir de la solución sólida. Si hay tiempo suficiente, se produce además la difusión de elementos de aleación, a medida que se da la transformación de ferrita a austenita, concentrándose en la ferrita elementos como el Cr y Mo, mientras que en la austenita elementos como Ni, C, N, entre otros.

Para altas velocidades de enfriamiento desde distintas temperaturas de solubilización, el porcentaje de austenita producido será distinto al de equilibrio, siendo favorecida la presencia de ferrita por el incremento de esta temperatura. Durante el calentamiento se sabe que el contenido de ferrita varía con el aumento de temperatura y de acuerdo a la composición de la aleación. Cuando las cantidades de ferrita delta y de austenita son modificadas por tratamiento térmico, la composición química de las fases también cambia debido a difusión en la ferrita y posible enriquecimiento de las fases. Característicamente, la fracción volumétrica de ferrita se incrementa a medida que la temperatura se eleva, pero su contenido de Cr y Mo es menor, mientras que la austenita restante se enriquece con nitrógeno [17].

2.2.2 PRECIPITACIÓN DE SEGUNDAS FASES E INTERMETÁLICOS

FASES PRESENTES EN LOS ACEROS DÚPLEX

Además de las fases mayoritarias como ferrita (δ) y austenita (Υ), se puede presentar una variedad de fases secundarias indeseables que pueden formarse en el intervalo de temperatura de 1000-550 °C por la aplicación incorrecta de tratamientos térmicos o después de

empleado un proceso de soldadura, tales como: la fase sigma (σ), la fase Chi (χ), la austenita secundaria (γ_2) y los nitruros de cromo. Sin embargo, por debajo de los 500 °C, las reacciones de precipitación de las fases mencionadas son relativamente más lentas, produciéndose un fenómeno conocido como fragilización a 475° C, debido a la transformación espinodal que genera la fase ultramicroscópica (α'). Estas fases, influyen en menor grado en las propiedades mecánicas y anticorrosivas de estos aceros, ya que, son más fáciles de controlar. A continuación, se hace mención de dichas fases y cómo influyen en las propiedades mecánicas y anticorrosivas de estos aceros.

FASE SIGMA σ

Es la más perjudicial de todas las fases que pueden precipitar en estos aceros, influye de manera negativa en la tenacidad y la resistencia a la corrosión. Además, afecta tanto la ductilidad en caliente como la ductilidad a temperatura ambiente, tiene un valor de dureza mayor a 900 HV, es altamente frágil. Además, este acero inoxidable por presentar una microestructura mixta de fracciones volumétricas casi iguales de ferrita y austenita, esta se ve favorecida por la ferrita, pudiendo aparecer como grietas muy finas.

El intervalo de temperatura dentro del cual puede precipitar esta fase es aproximadamente entre 900-550 °C, favoreciéndose su estabilidad por el elevado contenido de Cr, Mo, Nb presente en estos aceros. Esta fase precipita generalmente en las uniones triples o en los límites de grano ferrita/austenita. Esta fase coexiste con fases como los nitruros de cromo (Cr_2N , CrN), la austenita secundaria, la fase Chi (χ), la fase R, la fase π , M_7C_3 , M_{23}C_6 , y la fase τ las cuales afectan su nucleación y crecimiento.

AUSTENITA SECUNDARIA γ_2

La descomposición de la ferrita (δ) a la austenita (γ) puede ocurrir durante el enfriamiento en un amplio intervalo de temperatura, mediante la descomposición de la ferrita inicial en austenita [18]. Para intervalos de temperatura mayores a 650 °C, la ferrita es transformada en austenita por difusión, la cual es más rápida, formándose precipitados de austenita con morfología similar a la morfología Widmanstätten, esta transformación obedece

a la usual relación Kurdjumov-Sachs [19], donde el contenido de Ni es significativamente mayor que el contenido de ferrita que la rodea y para intervalos de temperatura menores a los 600 °C, la ferrita es transformada en austenita de acuerdo al mecanismo propuesto por Southwick y Honeycombe, quienes trabajaron con un AID soldado y detectaron la presencia de austenita secundaria, específicamente en la zona afectada térmicamente (ZAT) y la zona de fusión (ZF), con una orientación que obedece a la relación Nishiyama-Wasserman [19].

Además de la precipitación de la austenita a partir de la ferrita (δ) durante el enfriamiento desde las altas temperaturas, se pueden considerar otras formas de transformación en estos aceros.

1. Por la reacción eutectoide $\delta \rightarrow \sigma + \gamma$, donde por la difusión rápida a lo largo de los límites de grano δ/γ resulta en una estructura típica eutectoide de fase sigma (σ) y de fase austenita (γ), la cual ocurre generalmente en el intervalo de temperatura de 900-700 °C.

Esta austenita formada en los límites de grano δ/γ es muy pobre en Cr, denominada austenita secundaria. Se presenta particularmente cuando el Cr_2N precipita cooperativamente, siendo una zona preferencial para el ataque por picadura.

2. Como precipitados con morfología Widmanstätten.

3. Vía proceso de cizallamiento de la martensita.

NITRUIROS DE CROMO

Estos pueden precipitar cuando se realizan enfriamientos muy rápidos, en el intervalo de temperatura de 900-700 °C, además de que el uso del nitrógeno como elemento aleante ha permitido detectar la precipitación de nitruros de cromo del tipo Cr_2N en dicho intervalo de temperaturas en los AID. El nitrógeno está implicado en la formación de distintas fases secundarias ya que al aumentar la temperatura, incrementa la solubilidad de éste en la ferrita, y al disminuir rápidamente la temperatura esta ferrita queda sobresaturada de nitrógeno, lo que provoca la precipitación intergranular de Cr_2N [18].

FASE χ

Esta fase intermetálica es cúbica y suele ser rica en Mo, siendo comúnmente encontrada en los AID cuando han sido expuestos a prolongados tiempos en el intervalo de temperaturas de 700-900 °C. Además, esta fase tiene un efecto adverso sobre la tenacidad y las propiedades anticorrosivas, en menor grado que la fase sigma (σ), las cuales en muchos casos coexisten. Este efecto no debe ser ignorado, ya que durante tratamientos térmicos prolongados esta fase es sustituida por la fase sigma (σ). Su nucleación usualmente tiene presencia en la interfase ferrita/austenita, es una fase quebradiza por lo que su presencia es indeseable.

FASE α'

Esta fase aparece entre los 300°C y los 500°C, su formación está asociada a la aparición previa de Cr_2N . La descomposición a baja temperatura de la ferrita en un AID da como resultado su transformación en una fase rica en cromo y demás elementos aleantes presentes en el material denominada alfa prima (α') y otra fase α enriquecida en hierro.

FASE R

Es una fase intermetálica trigonal que puede precipitar en los AID en el intervalo de temperaturas de 550-800 °C. Influye en la fragilización y disminución de las propiedades anticorrosivas. Presenta una composición aproximada de (16-30) %Cr, (3-5) %Ni y (25-40) %Mo.

FASE π

Esta fase presenta una estructura cristalina cúbica y al igual que la fase R, contribuye a la fragilización y la corrosión por picadura cuando el material ha sido sometido a un tratamiento isotérmico de envejecimiento a 600 ° C. Esta fase contiene aproximadamente 28% Fe, 35% Cr, 3% Ni y 34% Mo, la cual se representa con la fórmula química de $\text{Fe}_7\text{Mo}_{13}\text{N}_4$.

CARBUROS

Los carburos están presentes en las aleaciones dúplex con elevados contenidos de carbono, precipitando predominantemente a lo largo de los límites de grano de la matriz ferrita/austenita, aunque también se han observado en los límites de grano ferrita/ferrita y austenita/austenita. Precipitan en el rango de temperaturas de 950°C-1050°C o de 600°C-950°C dependiendo del tipo de carburo, M_7C_3 o $M_{23}C_6$. Estos precipitados son considerados por algunos autores como puntos de nucleación de la fase sigma [18]. Sin embargo, debido a los porcentajes bajos de carbono de las aleaciones dúplex actuales, la formación de carburos es prácticamente nula.

FRAGILIZACIÓN A 475 °C

La fase α' genera el fenómeno de fragilización que en algunos casos puede ser total en el material. Este tipo de fragilización ha sido observada en los aceros inoxidable ferríticos y en los AID en el intervalo de temperaturas de 500-450 °C, donde la velocidad de precipitación es mayor (difusión). Este fenómeno de fragilización, es una consecuencia de la brecha de inmiscibilidad en el sistema Fe-Cr [19]. La fragilización es promovida principalmente por elementos tales como Cr, Mo, Cu. También el Ni tiene un efecto de forma indirecta, promoviendo la partición del Cr y Mo en la ferrita.

El cromo, el molibdeno y el cobre promueven la fragilización a 475°C. El níquel también tiene un efecto en la descomposición espinodal pero este efecto es de naturaleza indirecta porque promueve la partición del cromo y del molibdeno en la ferrita.

La presencia de nitrógeno favorece la descomposición espinodal en aceros ferríticos, sin embargo, en los AID, la situación es más complicada porque el nitrógeno se encuentra en la austenita y por eso la cantidad de nitrógeno disuelta en la ferrita no es una simple función del contenido medio de nitrógeno.

2.3 SOLDABILIDAD DE LOS ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX

En la literatura se ha encontrado información que ayuda a reforzar el propósito del presente trabajo, algunos autores han realizado pruebas utilizando la misma técnica de soldadura, y otros alguna similar, por mencionar algunos tenemos a Badji [1] y colaboradores quienes utilizaron la técnica de soldadura TIG (tungsten inert gas, por sus siglas en inglés), y como material de aporte el electrodo ER2209, además de una gas de protección en 2% de nitrógeno; ellos encontraron que a velocidades de enfriamiento lentas la cantidad de austenita es relativamente alta.

De igual manera realizaron pruebas aplicando tratamientos de recocido a diferentes temperaturas, con lo que ellos concluyeron que a temperaturas altas de recocido el porcentaje de fase sigma va decreciendo y a su vez la fracción volumétrica de ferrita aumenta, como se puede ver en la figura 10.

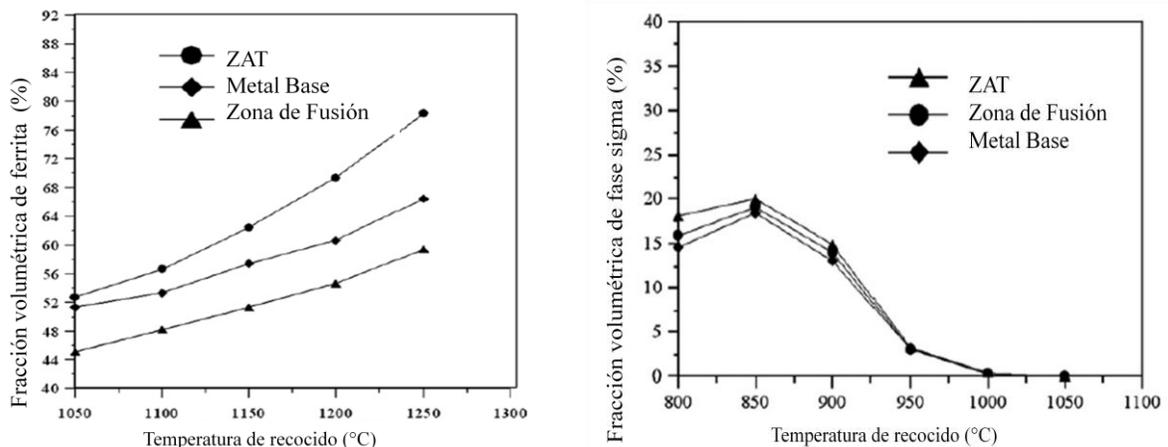


Figura 10. Gráficos que muestran el efecto de la alta temperatura de recocido respecto a la cantidad de fase sigma y de ferrita [1].

Claramente la temperatura juega un papel muy importante en los tratamientos térmicos y es por eso que se debe tener especial cuidado al momento de dar el tratamiento post soldadura, ya que de no hacerlo, el balance de fases se vería afectado considerablemente. La micrografía de la figura 11 muestra la ZAT de un AID 2205, Badji [1] y colaboradores nos comentan que se trata de una imagen del material soldado después de aplicar el recocido a una

temperatura de 1200°C, se puede apreciar como los granos de fase ferrítica superan en tamaño a los granos de la fase austenítica.

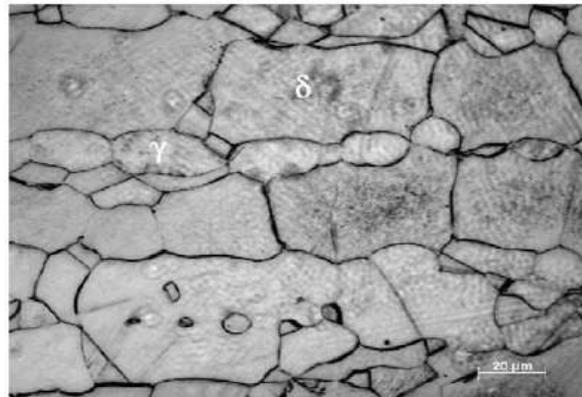


Figura 11. Micrografía de la ZAT de un AID 2205 después de aplicar un recocido a 1200°C [1].

Por lo antes mencionado, es por eso que los autores nos dan una recomendación de la temperatura óptima a la cual se podría aplicar un tratamiento de recocido para este tipo de material, sin verse afectadas sus propiedades mecánicas tales como, resistencia a la tensión y el alargamiento, para darnos una idea Badji [1] y colaboradores, nos presentan el gráfico de la Figura 12.

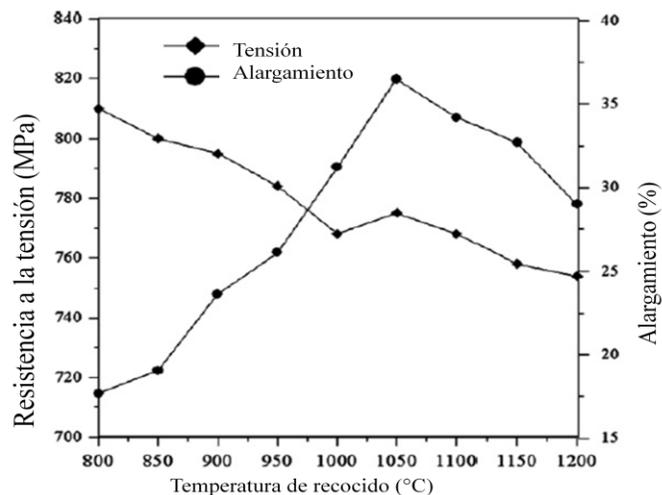


Figura 12. Efecto de la temperatura de recocido en la resistencia a la tensión y alargamiento de un AID 2205 [1].

En la Figura 12 se puede observar que la temperatura óptima para aplicar el tratamiento de recocido sin verse deterioradas estas propiedades mecánicas es alrededor de los 1050°C.

Por otro lado Kotecki [3] comenta acerca de la importancia de tener un material de aporte que esté enriquecido con níquel, ya que ayuda a obtener cantidades aproximadamente iguales de austenita y de ferrita, como se puede observar en la Figura 13.

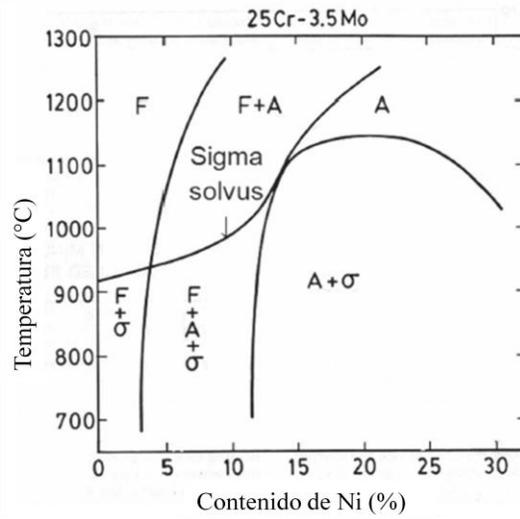


Figura 13. Gráfico que muestra la importancia del níquel para la formación de las fases ferrítica, austenítica y sigma en el AID 2205 [3].

En la Figura 13, se ve a grandes rasgos que si el contenido de níquel se encuentra entre 5 y 10% y a una alta temperatura, prácticamente se deja fuera a la fase sigma, que es indeseable para fines prácticos.

Además Kotecki [3] hace mención acerca del contenido de nitrógeno en el material, comenta que a mayor contenido, la formación de la austenita comienza a temperaturas más altas. Y en relación a los autores anteriores, de igual manera hace una recomendación sobre la temperatura de recocido, que la recomendada es de 1040°C.

Retomando lo del contenido de níquel Ogawa y colaboradores [2] realizan experimentos en AID así como en aleaciones que contienen nitrógeno, realizaron pruebas de impacto para demostrar que la tenacidad del material se ve favorecido en la ZAT,

relacionándolo con el contenido de níquel como se puede observar en la figura 14, en este caso es para las aleación que ellos fabricaron cuya composición se aprecia en el gráfico y variando el contenido de níquel.

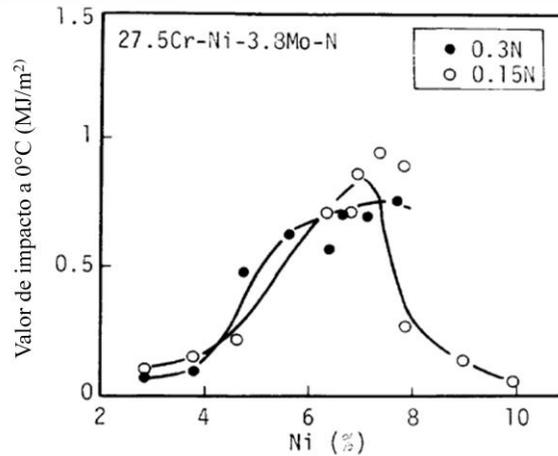


Figura 14. Efecto del Ni y del N en el valor al impacto en la ZAT para distintas aleaciones [2].

Ogawa y colaboradores [2] concluyen que para contenidos de níquel entre 6 y 8% y para ambas aleaciones, con contenidos de nitrógeno de 0.15 y 0.3% proveen de una mayor tenacidad al material en la ZAT y que contenidos mayores a un 8% de níquel provocan precipitación de fase sigma, por otro lado menos de un 6% en contenido de Ni, provocan fragilización debido a la precipitación de nitruros. Por lo tanto, el incremento de austenita se considera efectivo para prevención de la precipitación de nitruros en la ZAT.

2.4 TÉCNICAS PARA MODIFICAR LA ESTRUCTURA DE GRANO EN EL METAL DE LA SOLDADURA

Pocas son las técnicas que se encuentran en la literatura abierta cuando se habla de modificar la estructura de grano en el material de la soldadura, es por eso que los materiales revisados para esta investigación son de vital importancia, ya que son la pauta que da para reforzar la hipótesis de este trabajo o bien, la información sirve a manera de comparación.

Importantes trabajos se han realizado dentro del instituto de investigaciones metalúrgicas y que marcan el punto de partida para el presente trabajo, tales como los realizados por García y colaboradores [20] quienes investigan el efecto que se presenta en la ZAT y con la pileta líquida de soldadura cuando hay interacción electromagnética. El proceso de soldadura utilizado es el GMAW (gas metal arc welding, por sus siglas en inglés), con electrodo ER2209 y como gas de protección una mezcla de 98%Ar + 2%O₂. Cabe mencionar que de igual manera hicieron una prueba utilizando como gas protección el utilizado para el desarrollo de la presente investigación, una mezcla de 97%Ar + 3%N₂. A grandes rasgos concluyen que la eficiencia del proceso de soldadura aumenta con la agitación electromagnética de la pileta de soldadura, en términos de comportamiento mecánico, obteniéndose un mejor balance de fases en el metal de soldadura, encuentran que hay una regeneración de austenita en la ZAT, lo que comentan, proporciona una mayor ductilidad al material.

De igual manera y como autores antes mencionados [7, 9, 17] García y colaboradores [20] comentan que en este tipo de aceros la generación de la austenita depende de la composición química y de la velocidad de enfriamiento del metal de soldadura.

Pocas son las técnicas que se emplean para modificar la estructura de grano en el metal de la soldadura, se ha mencionado anteriormente, los tratamientos post soldadura que han aplicado diversos autores como Badji y colaboradores [1], así como Kotecki [3], por mencionar algunos, pero por otro lado, una revisión hecha extensivamente y considerando la relación existente entre la solidificación del metal y la solidificación de la pileta de soldadura muestra que hay diversas manera de controlar dicha solidificación, Davies y Garland [21] nos dicen que es posible inducir la nucleación sometiendo la solidificación a algún estímulo dinámico, como por ejemplo induciendo vibraciones para fragmentar la interfase que se encuentran en crecimiento y así propiciar una acción de refinamiento de grano.

Así pues, Davies y Garland [21] comentan que además existen otras maneras de influenciar la estructura de grano y por ende las propiedades del depósito de material soldado, como por ejemplo, cambiando la velocidad de soldadura, el tipo de solidificación cambia. De

igual manera, si hay perturbaciones externas durante el proceso de soldadura, como lo pueden ser oscilaciones en el arco eléctrico. Pero la más importante de acuerdo al presente estudio, es la agitación de la pileta de soldadura, generada por fuerzas de Lorentz las cuales crean condiciones de turbulencia en la pileta. Davies y Garland [21] encontraron que otros autores habían utilizado un campo magnético sobre el arco para generar movimiento del electrodo, en posición transversal a la dirección de la soldadura para el proceso MIG y se observó una reducción en la porosidad de la soldadura, así como un refinamiento de grano no especificado.

Matsuda y colaboradores [22] de manera similar, mencionan que técnicas para refinar la estructura de grano durante la solidificación se habían estado desarrollando y que de las más comunes eran, el agregar pequeñas cantidades de agentes refinadores de grano, inoculantes en la pileta de material fundido, o generar movimiento en el líquido fundido mediante agitación electromagnética. Matsuda y colaboradores [22] comentan que dicho movimiento, puede causar fragmentación dendrítica trayendo líquido más caliente a la raíz de los brazos dendríticos, y esos fragmentos cuando se arrastrasen pudieran servir como sitios de crecimiento para nuevos granos.

Matsuda y colabores [22] encontraron que había limitaciones en la aplicación de la agitación electromagnética cuando se trataban soldar placas delgadas, había un exceso de flujo de líquido, lo que causaba quemaduras en el grano (hablando de hojas de 2mm de espesor) y utilizando el método de soldadura GTAW utilizando sólo argón como gas de protección. Los autores estiman que existe una condición óptima en la agitación electromagnética con respecto a lograr un refinamiento de grano efectivo, lo relacionan con la frecuencia y comentan que la frecuencia óptima que ellos observaron fue de 5 a 10 Hz, el límite que marcaron para su investigación, ya que originalmente mencionaban que realizarían las pruebas variando la frecuencia de 0.1 a 100 Hz. Concluyen también que bajo las mismas condiciones de agitación electromagnética, el refinamiento de grano para placas más gruesas es más difícil que para placas más delgadas.

Mousavi y colaboradores [23] realizaron pruebas sobre aluminio y comentan que el refinamiento de la estructura de grano, se cree que provee de mejores propiedades mecánicas a

la soldadura. También comentan en relación a Matsuda y colaboradores [22] que el mayor efecto de la agitación electromagnética se consigue durante la soldadura de placas delgadas, ya que se tiene una penetración completa y de igual manera no recomiendan la aplicación de la agitación electromagnética en multi pasadas. De igual manera Mousavi y colaboradores [23] reafirman que la aplicación de dicha agitación, puede reducir el tamaño de grano y modificar la morfología de los granos de metal soldado, además comentan que estos cambios son benéficos para las propiedades mecánicas del metal soldado. Así como Matsuda y colaboradores [22], Mousavi y colaboradores [23] encuentran que la frecuencia es un parámetro importante y como rango óptimo para refinamiento de grano recomiendan de 2 a 10 Hz.

Otro trabajo relevante para la aplicación de la agitación electromagnética, es también realizado por Mousavi y colaboradores [24] en el cual investigan la fisuración en caliente; realizan distintas pruebas sobre diversos tipos de aluminio, y concluyen que la aplicación de la agitación electromagnética reduce la susceptibilidad a la fisuración en caliente, y además notan que se presenta una característica particular, como de saneamiento de la fisuración en caliente, se lo atribuyen en parte a los granos equiaxiales que se forman, ya que estos granos presentan una mejor resistencia a dicha fisuración. Así pues, y de igual manera que Matsuda y colaboradores [22], Mousavi y colaboradores [24] nos vuelven a reafirmar, ahora referente a la fisuración en caliente, que la reducción a dicha fisuración se obtuvo en mayor medida en las placas delgadas a las que se les aplicó la agitación electromagnética.

Malinowski y colaboradores [25] encontraron que aplicando el campo magnético de manera paralela al eje del arco, tenía gran influencia sobre la forma del cordón de la soldadura. Comentan que aplicando un campo magnético constante, se forma un cordón de soldadura asimétrico, relacionan el aumento de la asimetría directamente proporcional al incremento en la intensidad del campo magnético. El ancho de la soldadura aumenta y la profundidad de penetración decrece con el aumento de la intensidad del campo. Así pues, también encuentran una relación directa del efecto de refinamiento de grano con la intensidad del campo, si uno

aumenta, el otro también y dicho refinamiento se ve perjudicado cuando se tiene un incremento en la frecuencia.

La agitación electromagnética puede dar lugar a varios efectos, siendo los más importantes: cambio en la forma del cordón de la soldadura, mejoramiento en la apariencia del cordón de soldadura, cambio en la estructura de solidificación del metal de soldadura y reducción de porosidad [25]; los autores recomiendan aplicar la agitación electromagnética con una frecuencia un poco por arriba de los 5Hz y con una intensidad de campo de 0 a 5mT para obtener un buen cordón de soldadura con buena penetración y un buen refinamiento de grano.

CAPÍTULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL

3.1 MATERIALES

El metal base que se utilizó para el presente trabajo es el AID 2205, el cual fue adquirido en solera de 6.4 mm de espesor, 150 mm de ancho y 3000 mm de longitud. La composición química de esta aleación se lista en la tabla 5 junto con la composición del electrodo ER-2209 de 1.2 mm de diámetro que se utilizó para realizar las soldaduras. Como gas de protección se empleó una mezcla de Ar con 3% de N₂.

Tabla 5. Composición química del material base y del electrodo utilizado (% en peso).

| Aleación | Cr | Ni | Mo | Mn | Si | C | N | Fe |
|----------|-------|------|------|------|------|-------|------|------|
| 2205 | 22.42 | 5.72 | 3.13 | 1.37 | 0.4 | 0.016 | 0.17 | Bal. |
| ER-2209 | 22.5 | 8.5 | 3.30 | 1.70 | 0.50 | 0.025 | 0.16 | Bal. |

3.2 DIMENSIONES Y PREPARACIÓN DE LA JUNTA

La solera se cortó con una sierra cinta mecánica con enfriamiento. Las dimensiones de las piezas a soldar fueron de 150 mm x 70 mm x 6.35 mm. Las piezas fueron maquinadas en una fresadora vertical para formar una configuración en simple V con un ángulo de 60°, separación de raíz de 1.2 mm y talón de 1.5 mm. Las Figuras 15 y 16 muestran en corte transversal el dimensionamiento y en 3D la configuración geométrica, respectivamente.

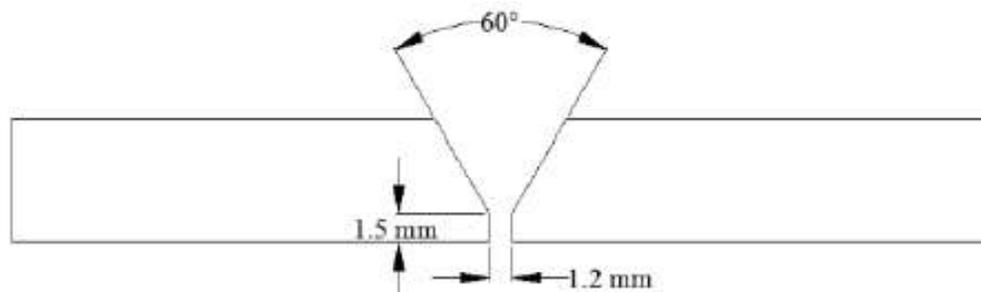


Figura 15. Preparación de junta a soldar en simple V.

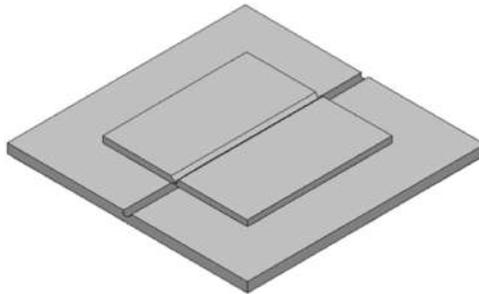


Figura 16. Esquemático que muestra la configuración 3D de las placas listas para realizar el proceso de soldadura.

3.3 EQUIPO DE SOLDADURA Y VARIABLES OPERATIVAS

Las placas de AID 2205 se llevó a cabo por medio del proceso de soldadura por arco metálico y protección con gas (GMAW por sus siglas en inglés). Para soldar las placas se utilizó una máquina de soldar de corriente directa con una capacidad de 300 A, eficiencia de 75%, voltaje a circuito abierto de 50 V y rango de voltaje de trabajo de 0 a 40 V.

Se empleó la polaridad inversa (DCEP) para llevar a cabo la limpieza catódica de la capa de óxido de cromo de las placas a soldar. La velocidad de avance de la torcha se controló por medio de un dispositivo mecánico ajustado a un torno paralelo. En las Tablas 6 y 7 se presentan las variables operativas usadas. Estos parámetros fueron ajustados para tener una transferencia del metal de aporte por rocío y unir las placas en una sola pasada de soldadura.

Tabla 6. Variables operativas del proceso de soldadura.

| Diseño de la Junta | Distancia libre del electrodo | Flujo del gas de protección | Velocidad de avance | Velocidad de depositación del material |
|---------------------------|--------------------------------------|------------------------------------|----------------------------|---|
| Simple V | 10 mm | 17 L/min | 3.6 mm/s | 160 mm/s |

Tabla 7. Valores de amperaje y voltaje para las uniones.

| Unión | Amperaje | Voltaje |
|--------------------------|-----------------|----------------|
| Sin campo | 280 A | 32 V |
| Con campo de 3 mT | 310 A | 31 V |

En las placas a unir se utilizaron extensiones de las mismas características geométricas al inicio y al final de las placas, con el objetivo de establecer y estabilizar el arco para obtener soldaduras uniformes a lo largo de las placas. Se empleó una placa de respaldo de acero al carbono para obtener una morfología uniforme en la parte inferior del cordón de soldadura. Las placas a soldar previamente fueron limpiadas empleando un cepillo de cerdas de acero inoxidable.

Durante la realización del proceso de soldadura y para cumplir con el objetivo de este trabajo, se introdujo una variable adicional al procedimiento convencional. Después de realizada una unión; se incorporó al proceso la presencia de un campo magnético para realizar una segunda unión. Esto con el fin de inducir una agitación electromagnética a lo largo del cordón de soldadura en estado líquido y una interacción electromagnética en estado sólido.

El campo magnético fue producido al hacer fluir una corriente eléctrica a través de un conductor conectado a una fuente externa. Con el conductor se diseñó una bobina de manera que la distancia entre las espiras de la bobina se mantuviera paralela al arco en todo momento de la depositación del cordón de soldadura, esto con el fin de inducir la agitación previamente mencionada con la misma intensidad a lo largo de toda la soldadura. En la Figura 17 se muestra el arreglo y la configuración de la bobina.

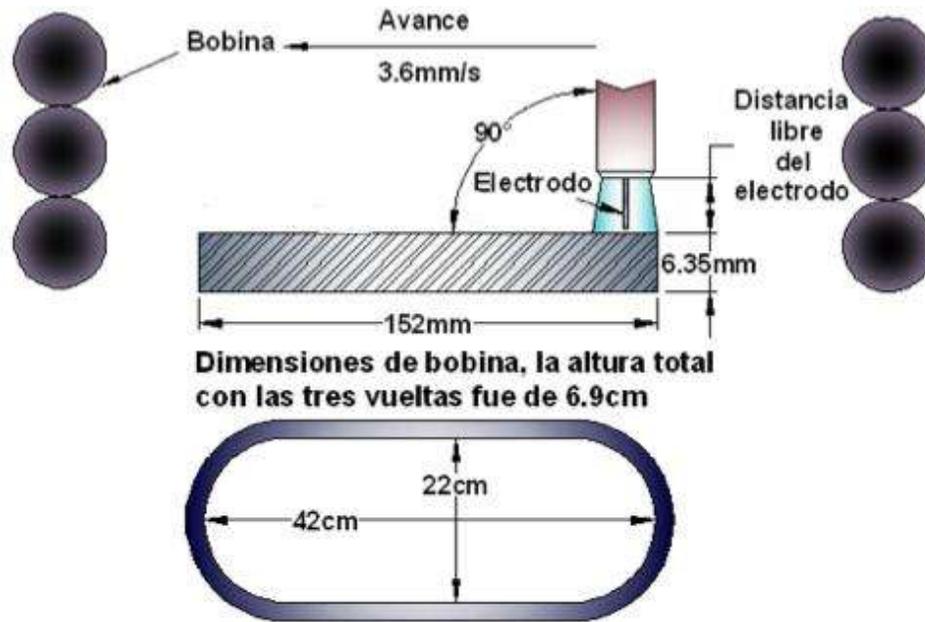


Figura 17. Arreglo de la bobina para soldadura por el proceso GMAW con agitación e interacción electromagnética.

3.4 MEDICION DEL CAMPO MAGNETICO INDUCIDO

El campo magnético para las placas que se unieron con la aplicación de este procedimiento fue de 3mT, que se midió con un gausímetro mientras se aplicaba dicho campo, cabe señalar que aún después de realizado el proceso de soldadura, el campo se mantuvo 2 minutos más, esto debido a que mientras el material se encuentra solidificando y aún habiendo solidificado en su totalidad, hay transformaciones de fase en estado sólido. El equipo se muestra en la Figura 18 y tiene un rango de medición de 10 μ T a 3 T con una resolución de 0.01 mT.



Figura 18. Gausímetro empleado para medir el campo magnético inducido durante la soldadura.

3.5 CARACTERIZACIÓN METALOGRAFICA

Tanto el material base, como fue recibido del proveedor, y las soldaduras realizadas fueron sometidos a un proceso de preparación metalográfica para conocer sus características microestructurales. Las piezas seccionadas se desbastaron con lijas de carburo de silicio hasta grado 1500, para posteriormente, ser pulidas a espejo en un paño con pasta de diamante de $1\mu\text{m}$.

Con el propósito de revelar las características microestructurales, las piezas pulidas a espejo fueron sometidas a un ataque electroquímico por inmersión de la pieza con movimientos oscilantes, por un lapso de 15 segundos y con una corriente de 5 V en el sistema. El electrolito utilizado para el ataque fue hidróxido de sodio.

Esta preparación se realizó en muestras de material base en sus secciones transversales u longitudinales con respecto a la dirección de laminación. Las juntas soldadas, fueron caracterizadas en las secciones transversales y longitudinales con respecto al cordón de

soldadura. Las muestras fueron observadas en un microscopio óptico equipado con una cámara digital en la cual se capturaron imágenes a diferentes magnificaciones.

3.6 ENSAYOS MECÁNICOS

3.6.1 ENSAYOS DE TENSIÓN

El material base, como fue recibido del proveedor, y las soldaduras realizadas fueron sometidas a ensayos de tensión. Las propiedades a la tensión del material base se midieron tanto en la sección transversal como en la longitudinal con respecto a la dirección de laminación de la solera. La resistencia mecánica de la junta soldada fue evaluada en el sentido transversal al cordón de soldadura, para lo cual se tomaron probetas de las placas soldadas como se muestra en la Figura 19.

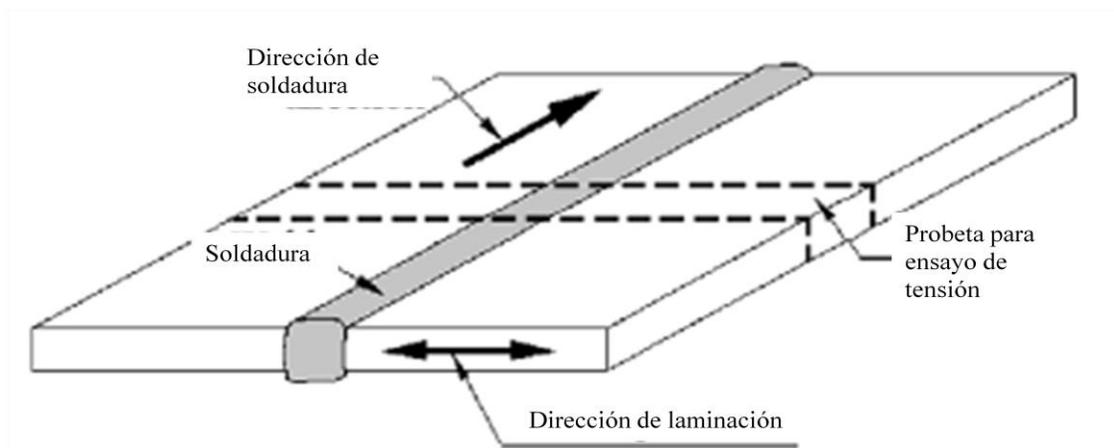


Figura 19. Esquemático que muestra la dirección de soldadura y la manera de obtener las probetas para el ensayo de tensión.

Debido a que se realizaron soldaduras con campo y sin campo, se obtuvieron de ambas uniones, 2 probetas por cada una, 2 probetas para la soldadura con campo y 2 probetas para la soldadura sin campo. Tomando en cuenta las siguientes dimensiones basándose en la norma ASTM E8 de acuerdo a la Figura 20. Las probetas del material base también se maquinaron

con esta geometría.

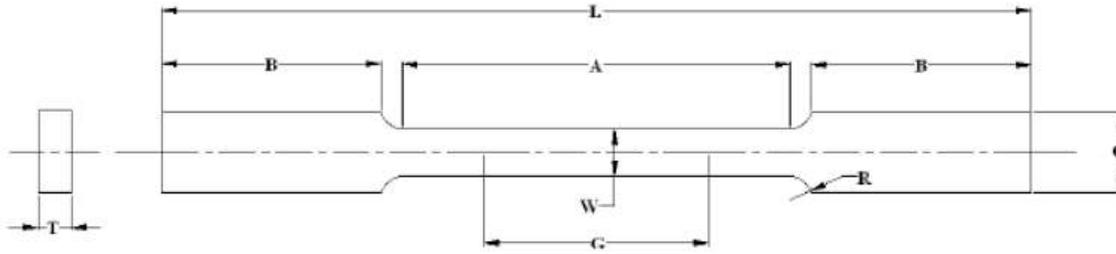


Figura 20. Geometría de las probetas planas maquinadas para los ensayos de tensión.

Las dimensiones que se tomaron de acuerdo a la norma se muestran en la Tabla 8.

Tabla 8. Dimensiones para las probetas del ensayo de tensión.

| Detalle | Dimensiones (mm) |
|--|-------------------------|
| Longitud calibrada (G) | 25 ± 0.10 |
| Ancho (W) | 5 ± 0.10 |
| Espesor (T) | 6.35 |
| Radio de filete mínimo (R) | 6 |
| Longitud promedio total mínimo (L) | 150 |
| Longitud mínima de la sección reducida (A) | 50 |
| Longitud mínima de la sección de agarre (B) | 50 |
| Ancho de la sección de agarre (C) | 10 |

3.6.2 ENSAYOS DE MICRODUREZA

Las mediciones de microdureza se realizaron en un equipo Wilson Hardness Modelo 402MVD. Los barridos de microdureza se llevaron a cabo como lo ilustra la Figura 21. Se realizaron 5 líneas con 81 indentaciones cada una, con una separación de 250 micras entre indentación y con una separación entre líneas de 1500 micras. Las pruebas de microdureza se realizaron aplicando una carga de 100 gramos durante 15 segundos por cada indentación que se hizo.

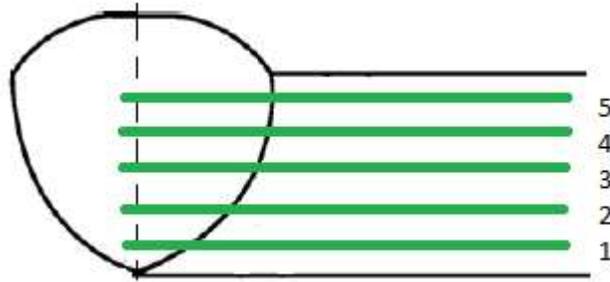


Figura 21. Esquemático que muestra la distribución de barrido del ensayo de microdureza.

3.7 FRACTOGRAFÍA

Las superficies fracturadas de los ensayos de tensión fueron observadas en el microscopio electrónico de barrido (JEOL 6400) equipado con un detector para llevar a cabo microanálisis químicos semicuantitativos.

CAPÍTULO 4 ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

4.1 MICROESTRUCTURA DEL MATERIAL BASE

Los AID se caracterizan por tener una microestructura mixta de proporciones aproximadamente iguales de austenita y ferrita (50/50). Las Figuras 22 y 23 muestran micrografías capturadas en el microscopio óptico a bajas y altas magnificaciones, respectivamente. Las micrografías revelan la microestructura donde se observan bandas de la fase austenita de color claro alternadas con bandas oscuras, que pertenecen a la fase ferrita, y es por el efecto de la deformación a la cual fue sometido el material base, que las bandas presentan forma alargada en el sentido de laminación. Una estimación por análisis de imágenes indica que el AID 2205 tiene un contenido aproximado de 52% de austenita.

La Figura 24, presenta los espectros de composición adquiridos en el microscopio electrónico de barrido para las fases ferrita y austenita. La Tabla 9, lista los contenidos de los principales elementos que componen estas fases. La ferrita se caracteriza por un mayor contenido de Cr y Mo, mientras que en la austenita la cantidad de hierro y níquel son mayores. La caracterización microestructural no reveló la presencia de otras fases además de la ferrita y austenita.

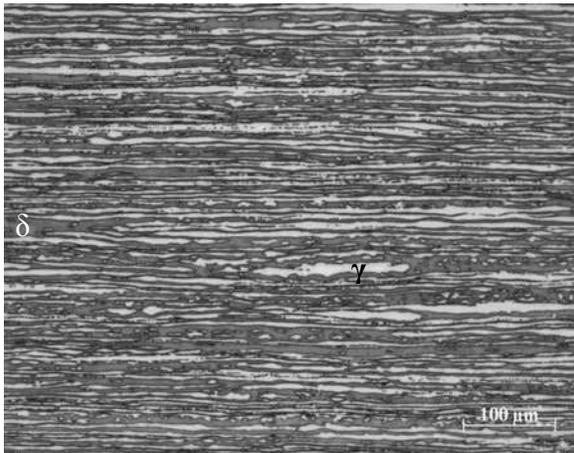


Figura 22. Micrografía de AID 2205 en condición normal a 10X.

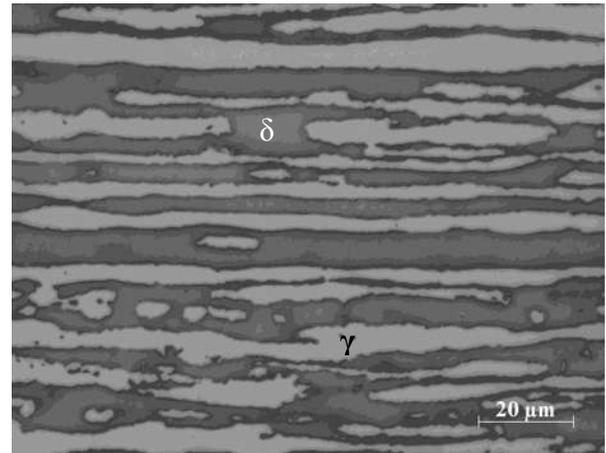


Figura 23. Micrografía de AID 2205 en condición normal a 50X.

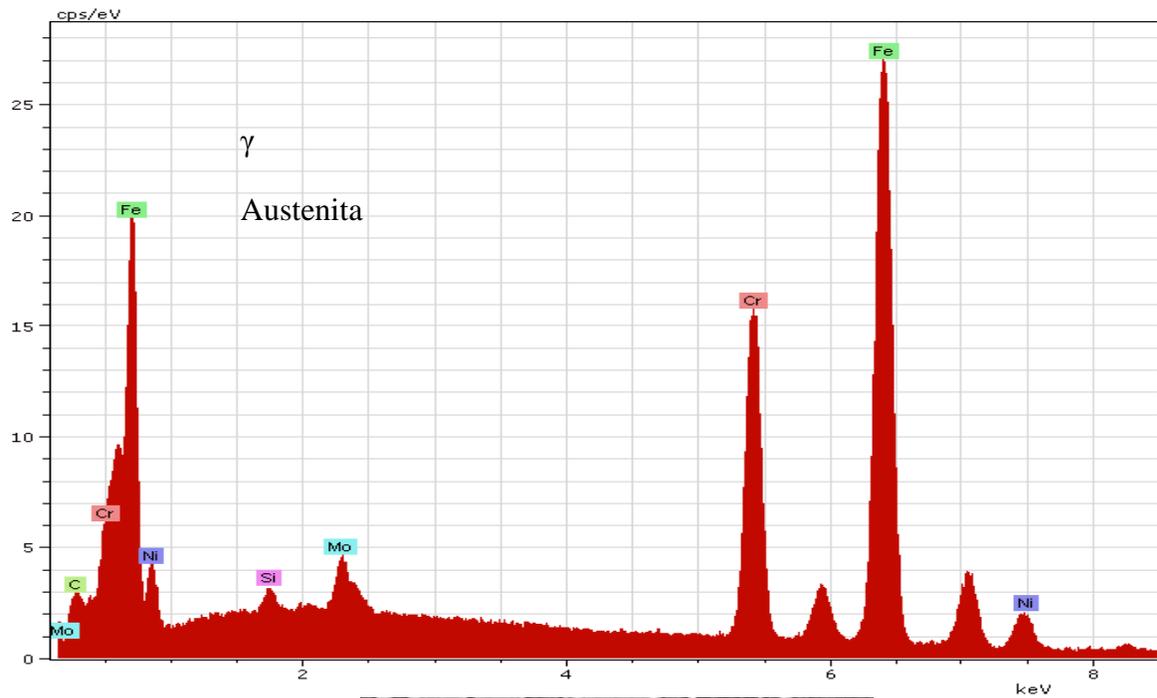
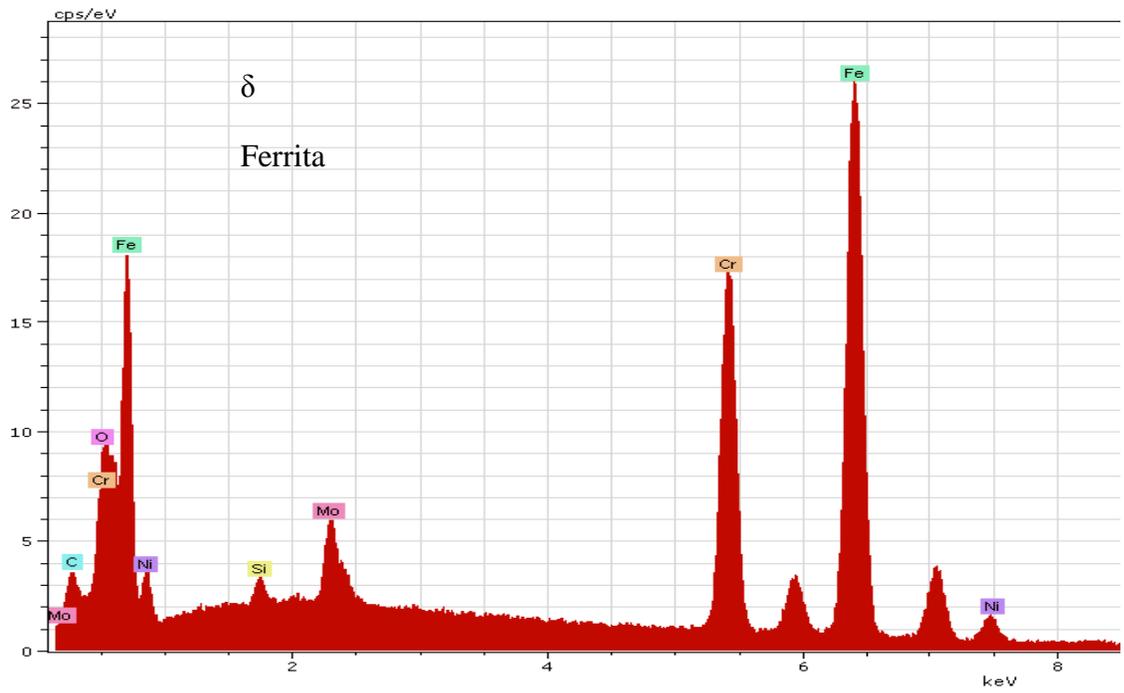


Figura 24. Espectros de composición elemental de a) ferrita y b) austenita en el AID 2205.

Tabla 9. Contenido de los principales elementos en la ferrita y austenita del material base (% en peso).

| Fase | Cr | Fe | Ni | Mo | Si |
|------------------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|
| Ferrita | 23.75 | 65.21 | 3.67 | 3.54 | 0.34 |
| Austenita | 20.85 | 68.38 | 7.01 | 2.25 | 0.29 |

4.2 ASPECTOS MACROESTRUCTURALES DE LOS CORDONES DE SOLDADURA

La Figura 25, muestra los perfiles transversales de las soldaduras producidas sin y con la aplicación de campo magnético. En ellas, se puede distinguir claramente la zona de fusión, la zona afectada térmicamente y el material base, no afectado por el calor del ciclo térmico de soldadura. En ambas soldaduras, la penetración fue completa y no se observan signos de falta de fusión lateral. Sin embargo, la soldadura convencional (sin campo magnético externo) presenta un macroporo en la parte superior. Los cortes realizados al cordón de soldadura a lo largo de su longitud, revelaron que este defecto se generó como un túnel a lo largo de aproximadamente 2/3 partes de la longitud del cordón de soldadura. Este tipo de defecto no se observó en los diversos cortes realizados a la soldadura generada con un campo magnético externo de 3mT. La agitación electromagnética en la piletta líquida de soldadura cambia el flujo convectivo y favorece la expulsión de gases atrapados hacia la superficie. Además, la soldadura con campo magnético presenta un refuerzo adecuado en la parte superior y mayor penetración en la parte inferior, mientras que la soldadura ordinaria exhibe refuerzo excesivo en la parte superior, en parte originado por el gas atrapado.

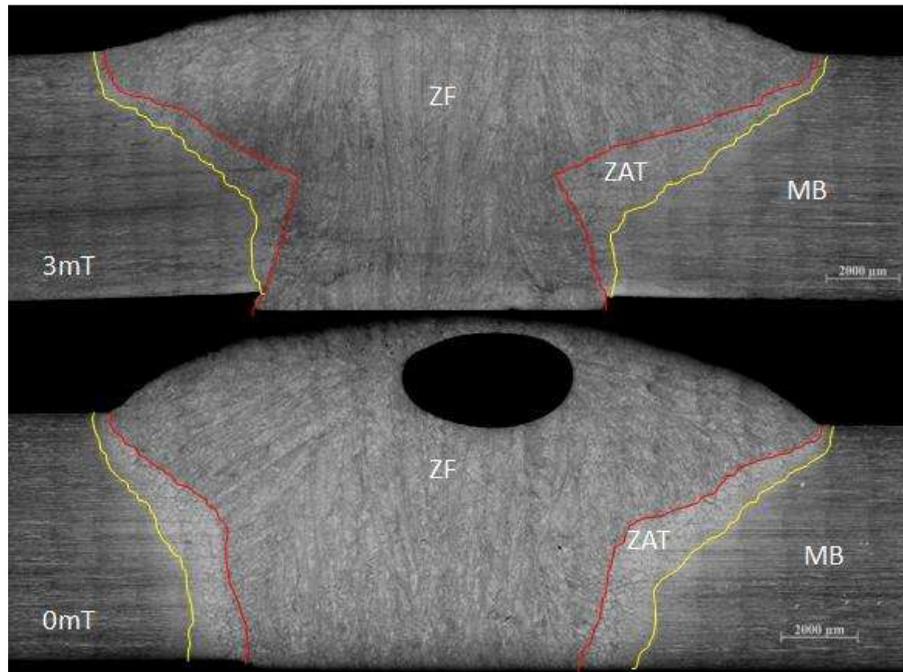


Figura 25. Sección transversal de las uniones soldadas, con presencia de campo y sin campo respectivamente, donde se aprecian la zona de fusión y la zona afectada térmicamente. Cota 2000 μ m.

Con el propósito de hacer una comparación más detallada en cuanto a las características de los cordones de soldadura, se midieron las áreas de los perfiles por medio de análisis de imagen y se realizaron cálculos. La Tabla 10, lista estas mediciones y los resultados de los cálculos. En esta Tabla, también se incluyen los resultados de un estudio previo [20], las imágenes de la Figura 26, corresponden a los perfiles de las soldaduras obtenidas en la citada referencia y que se muestran con fines comparativos. El cálculo del porcentaje de dilución o porcentaje de material base fundido ($\%MB_F$), se estimó por medio de la siguiente ecuación:

$$\%MB_F = \frac{A_{FMB}}{A_{ZF}} \times 100 \quad (1)$$

Donde A_{FMB} corresponde al área de material base fundido y A_{ZF} corresponde al área total del cordón de soldadura.

Para calcular la eficiencia del proceso de soldadura, se utilizaron las áreas antes mencionadas, y con ayuda de la siguiente ecuación:

$$\eta = \frac{(A_{ZF} - A_{FMB})(3.6)}{M_T} \times 100 \quad (2)$$

Donde:

$$M_T = \left(\frac{(\varnothing_{electrodo})^2 \pi}{4} \right) (\text{velocidad de depositación})$$

y M_T corresponde al metal de aporte transferido.

Tabla 10. Cuantificaciones de las zonas de interés en las uniones soldadas.

| Condición de soldadura | A_{ZF} (mm ²) | A_{FMB} (mm ²) | ZAT (mm ²) | % MB_f (%) | Eficiencia η (%) | Calor aportado (kJ/mm) |
|----------------------------------|--------------------------------|---------------------------------|---------------------------|-----------------|--------------------------|---------------------------|
| 3 mT (Ar/3%N₂) | 93.86 | 50.96 | 14.51 | 54.29 | 85.35 | 2.00 |
| 0 mT (Ar/3%N ₂) | 107.53 | 60.01 | 14.92 | 55.81 | 94.53 | 1.86 |
| 0 mT (Ar/2%O ₂) | 59.27 | 17.68 | 14.33 | 29.82 | 82.7 | 1.42 |
| 3 mT (Ar/2%O ₂) | 58.49 | 15.42 | 11.85 | 26.36 | 85.7 | 1.37 |
| 0 mT (Ar/3%N ₂) | 60.84 | 23.73 | 9.51 | 39 | 73.8 | 1.36 |

- La fila marcada en negritas corresponde a lo obtenido en el presente trabajo de investigación, mientras que los tres últimos renglones corresponden al estudio realizado por García y colaboradores [20] y se incluyen con fines comparativos.
- El calor aportado se calculó estimando una eficiencia térmica del proceso del 75%.

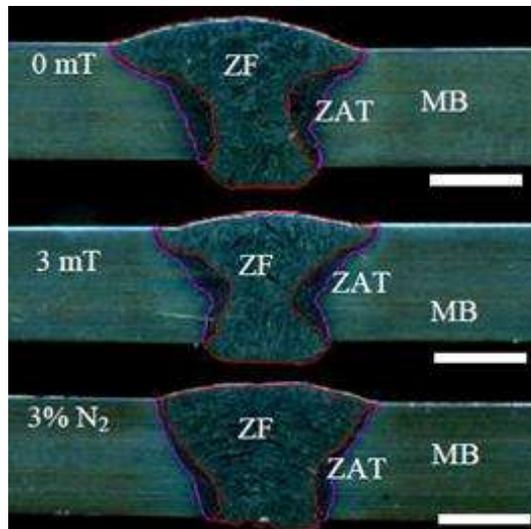


Figura 26. Sección transversal de las uniones soldadas. Cota 5mm [20].

En principio, los cordones de soldadura de la figura 26 presentan características geométricas muy diferentes a los del presente estudio, lo cual es debido a que las soldaduras se realizaron con una mezcla Ar/2%O₂ (etiquetadas 0mT y 3mT), mientras que en la tercera soldadura se usó la mezcla de gas Ar/3% N₂. Las tres soldaduras tienen un menor aporte térmico en comparación con el presente trabajo como se lista en la Tabla 10. Por lo tanto, estas soldaduras presentan una configuración geométrica distinta a las obtenidas en este trabajo.

Así, las soldaduras con la mezcla Ar/2% O₂ presentan mayor penetración debido a que esta mezcla de gas se ioniza más fácilmente, consumiendo menos energía del arco eléctrico al hacer al plasma mejor conductor y dar fluidez al metal líquido. Está claro que la mezcla Ar/3%N₂ demanda un mayor aporte térmico para ionizarse (el N₂ tiene un mayor potencial de ionización que el O₂), para incrementar el porcentaje de dilución y acrecentar la penetración del cordón de soldadura y no se usa para favorecer la realización de la soldadura ni su geometría, sino para favorecer la formación de austenita y mejorar el balance de fases en el cordón de soldadura al compensar las pérdidas de nitrógeno durante la soldadura. Las soldaduras de García y colaboradores [20] no presentan problemas de porosidad, esto concuerda con los reportes donde al incrementar el aporte térmico se incrementa la posibilidad

de que el aire ingrese en la columna del arco eléctrico e incremente considerablemente el contenido de nitrógeno más allá de lo que el líquido puede tener en solución y, por consiguiente, formar porosidad al solidificar.

Con respecto a la zona afectada térmicamente de alta temperatura, García y colaboradores [20] encontraron que al usar la mezcla con nitrógeno, la ZAT de alta temperatura se reduce en comparación con la mezcla de gas con oxígeno. En el presente trabajo, al tenerse un mayor calor aportado la extensión de la ZAT de alta temperatura es mayor, sin embargo, la aplicación del campo magnético no parece tener un efecto en este aspecto. También, al suministrarse más energía al sistema, el porcentaje de dilución se incrementa con respecto a los valores de la referencia [20] al igual que la eficiencia en el porcentaje de transferencia de metal, al compararla con la soldadura 0mT/3%N₂.

4.3 MICROESTRUCTURA DE LAS SOLDADURAS

4.3.1 MICROESTRUCTURA TRANSVERSAL DE LA SOLDADURA

En las imágenes de la Figura 27 se presentan la estructura de grano de las soldaduras soldadas sin y con campo magnético, mientras que en la Figura 28 se presenta la junta soldada sin campo magnético y con 3%N₂ de la referencia [20]. En general, las microestructuras de las soldaduras de la Figura 27 presentan crecimiento columnar siguiendo la fuente de calor. Una particularidad que se aprecia es que, de la parte media de la altura de las soldaduras hacia abajo, el crecimiento columnar a partir de los granos parcialmente fundidos (crecimiento epitaxial) en la línea de fusión es muy corto y es bloqueado por granos columnares que crecen en sentido perpendicular a la horizontal de las placas a soldar. Estos granos van desde la parte inferior del cordón de soldadura hasta su parte superior. Para el caso de la soldadura sin campo magnético, el crecimiento de estos granos se ve bloqueado por el macroporo presente en esta soldadura y para este perfil, los granos están menos anchos que para la soldadura con 3mT. A diferencia de las soldaduras de este estudio, la soldadura de la Figura 28 tiene un menor volumen en el metal de soldadura, la estructura de grano es igualmente columnar y basta, pero

en este caso los granos crecen perpendiculares a la línea de fusión hasta encontrarse con el frente de solidificación opuesto.

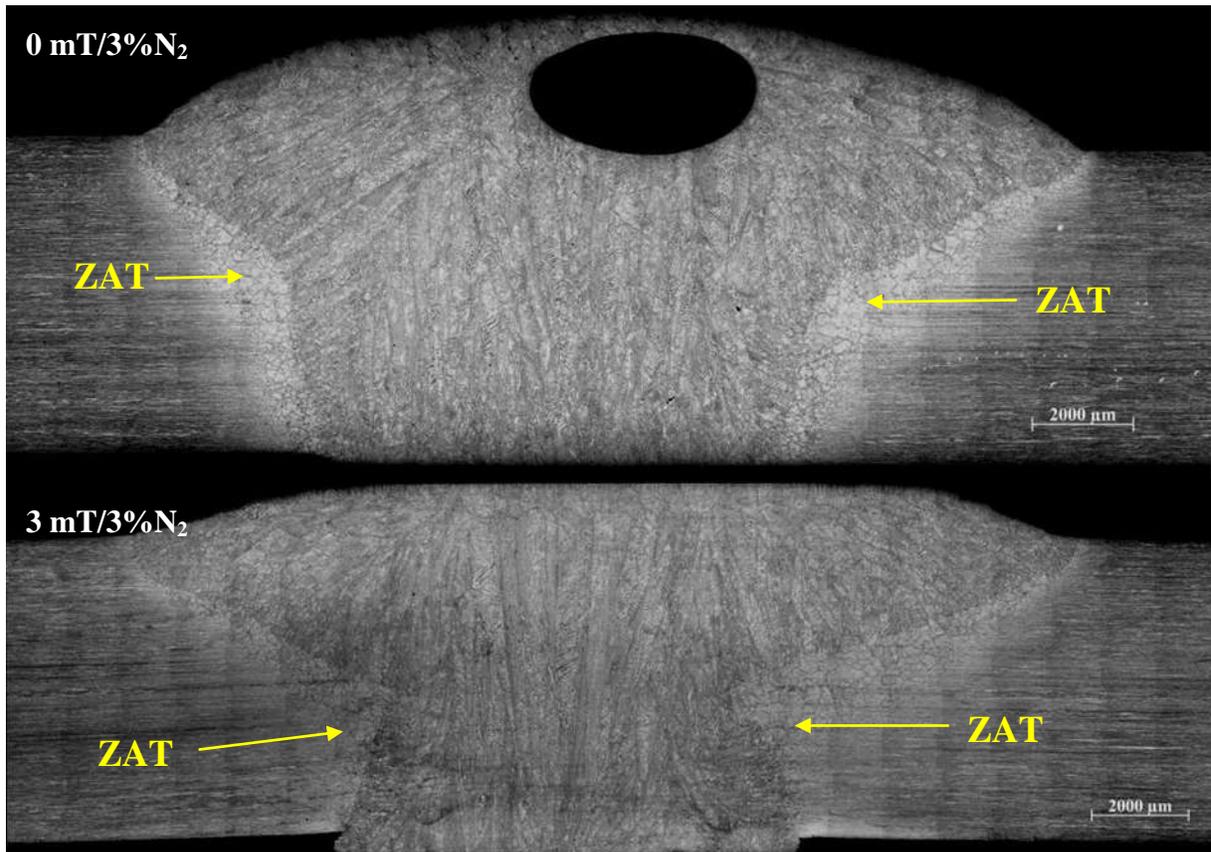


Figura 27. Micrografías de sección transversal del AID 2205 soldado sin y con presencia de campo magnético.

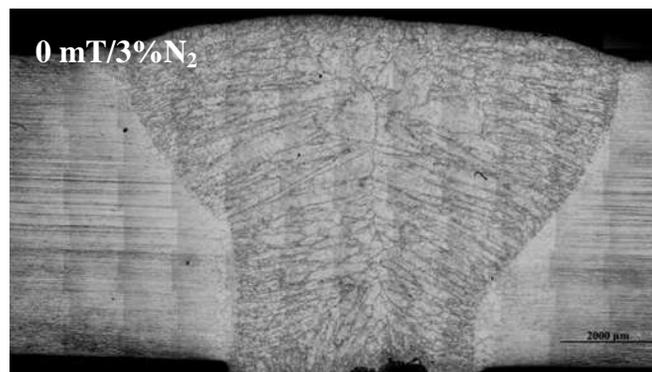


Figura 28. Micrografía de la sección transversal del AID 2205 soldado sin campo magnético con la mezcla Ar/3%N₂ y un calor aportado de 1.37 kJ/mm [20].

Las micrografías de las Figuras 29 y 30 muestran a detalle, en posiciones equivalentes, la zona afectada térmicamente de alta y baja temperatura, así como una parte del metal de soldadura para las soldaduras sin y con campo magnético, respectivamente. A pesar de que en estas micrografías la ZAT de alta temperatura de la soldadura con campo magnético parece ser más reducida, la realidad es que el ancho de la ZAT de alta temperatura, varió en el espesor de la soldadura y la cuantificación en la Tabla 10 indica que, el tamaño de esta zona en ambas soldaduras es el mismo y mayor que en la soldadura de menor aporte térmico de la referencia [20]. Para valorar el efecto del campo magnético durante la soldadura en el contenido de austenita en esta región, mediante análisis de imagen se cuantificó la fracción de área de esta fase. La medición reveló que la soldadura generada sin campo magnético contiene **15.67%** de austenita, mientras que la soldadura con campo magnético contiene **18.65%**. Esta diferencia, aunque pequeña, es un efecto favorable en las características microestructurales de la junta soldada y se espera que mejore su comportamiento a la corrosión.

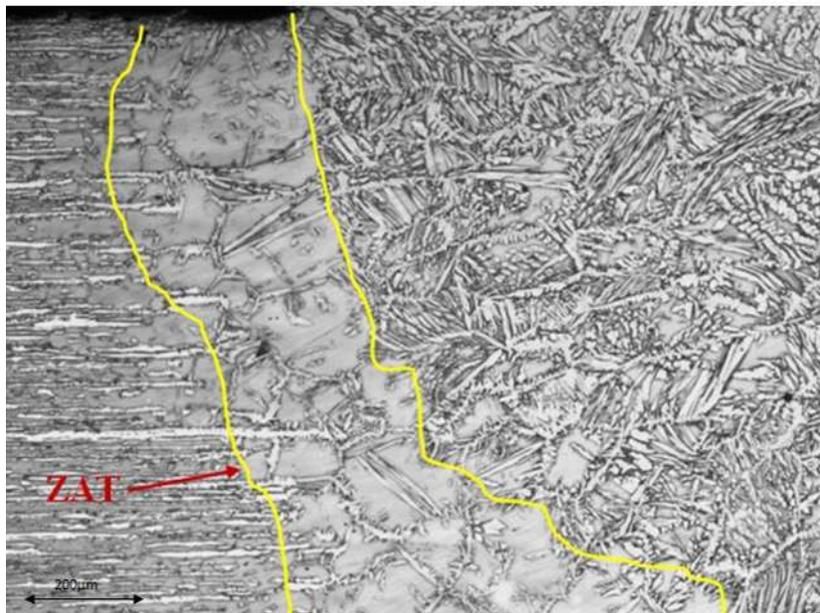


Figura 29. Micrografía del AID 2205 soldado sin presencia de campo magnético.

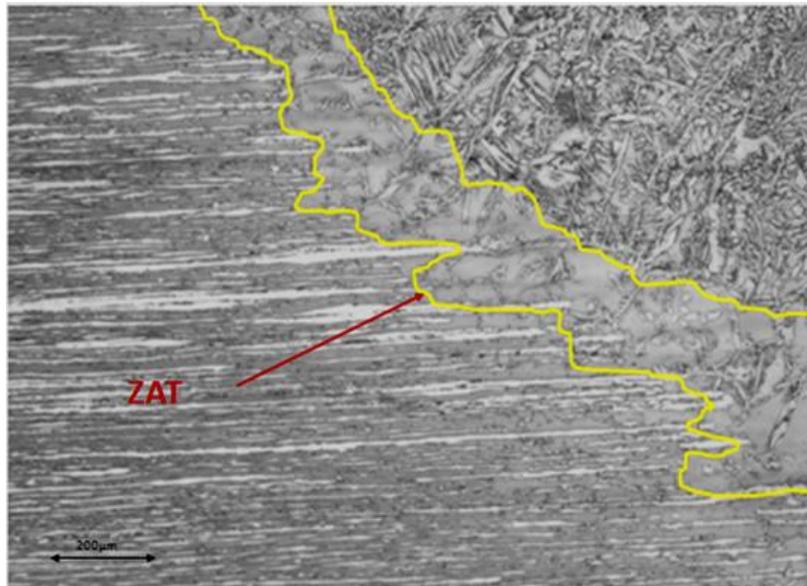


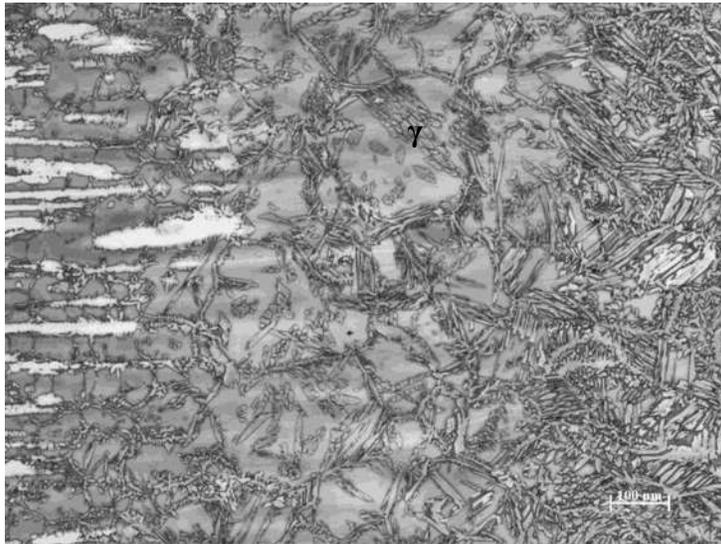
Figura 30. Micrografía del AID 2205 soldado bajo la presencia de campo magnético.

La austenita reformada en la matriz ferrítica de la ZAT de alta temperatura de la soldadura sin campo se caracteriza por tener una estructura tipo Witmanstätten delineando el grano ferrítico, algo de de austenita acicular y escasa austenita intragranular. En el caso de la soldadura producida con campo magnético, también predomina la estructura tipo Witmanstätten, con presencia de austenita intragranular y escasa austenita acicular. En lo que respecta al metal de soldadura, estas micrografías permiten ver que la soldadura sin campo magnético tiene un tamaño de grano ferrítico más grande, lo que indica que la agitación electromagnética generada en la pileta líquida fue eficiente en producir un refinamiento de grano y generar más sitios para la nucleación y crecimiento de la austenita. En ambas soldaduras, la microestructura es compleja en cuanto a la morfología de la austenita, distinguiéndose la presencia de estructuras tipo Witmanstätten, acicular, vermicular y austenita aliotriomorfa.

4.3.2 MICROESTRUCTURA LONGITUDINAL DE LA SOLDADURA

Las imágenes de la Figura 31 muestran la microestructura de la interfase metal de soldadura/material base vista desde la parte superior de la soldadura. En ellas, se distingue la zona afectada térmicamente de baja y alta temperatura y el metal de la soldadura. Estas imágenes, en general confirman lo observado en las secciones transversales. En la soldadura producida con campo magnético es evidente la mayor cantidad de austenita, que se encuentra rodeando a los granos grandes de ferrita.

0mT/3%N₂



3mT/3%N₂

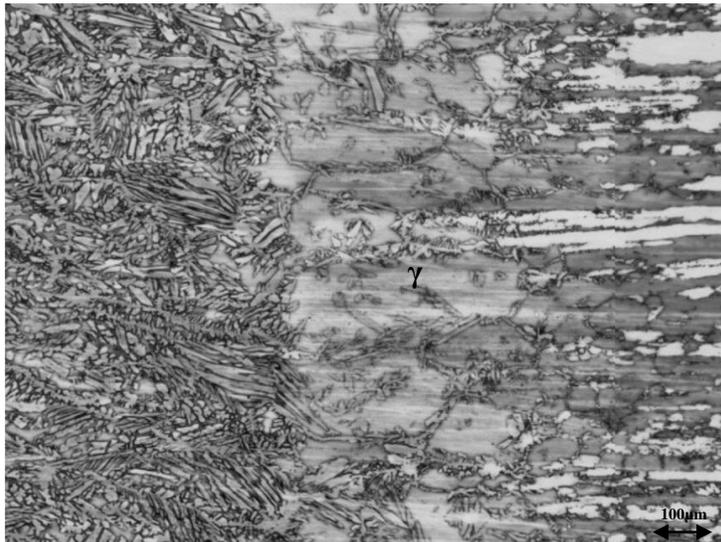


Figura 31. Vistas superior de la unión del AID 2205 sin y con presencia de campo magnético, cota 100μm.

4.4 ENSAYOS DE MICRODUREZA VICKERS

Las durezas se tomaron por parejas para realizar la comparación directa, es decir, las durezas de la primer línea de la soldadura realizada sin campo electromagnético, se comparan con las durezas de la primer línea de la soldadura realizada con la presencia del campo. Los gráficos comparativos se muestran a continuación. En los barridos de microdureza 1 y 2 se aprecia una mayor dureza en el cordón de soldadura con una tendencia a disminuir en la zona afectada térmicamente. La disminución es mayor en la muestra soldada sin campo magnético para los perfiles 1 y 2, mientras que en el perfil 3 el comportamiento es el mismo en ambas soldaduras, tanto en el cordón de soldadura como en la zona afectada térmicamente. En los barridos 4 y 5 la microdureza es básicamente la misma en el cordón de soldadura y en la zona afectada térmicamente, presentándose valores altos, entre 270 y 310. Esta información muestra que el metal de soldadura, independientemente de la región, tiene una microdureza bastante uniforme y que las variaciones en la estructura de grano entre una y otra soldadura, a pesar de que la soldadura con campo tiene una estructura columnar más basta, no afecta significativamente esta propiedad. En la zona afectada térmicamente, sólo en los perfiles 1 y 2 se presentan diferencias notables, en estos casos, el efecto del campo magnético es favorable y el factor geométrico inicial de la junta a soldar puede jugar un papel importante, además de que la concentración de calor acrecenta en efecto del ciclo térmico sobre el material base lo que se refleja en pérdida de microdureza. La interacción electromagnética de los campos magnéticos del proceso de soldadura que utiliza corriente directa y el campo magnético externo minimizan la afectación térmica y se refleja en una menor pérdida de microdureza.

A continuación, se muestra la Figura 32 donde se muestran los gráficos de dureza de los 5 niveles mostrados en la Figura 21 del capítulo 3.

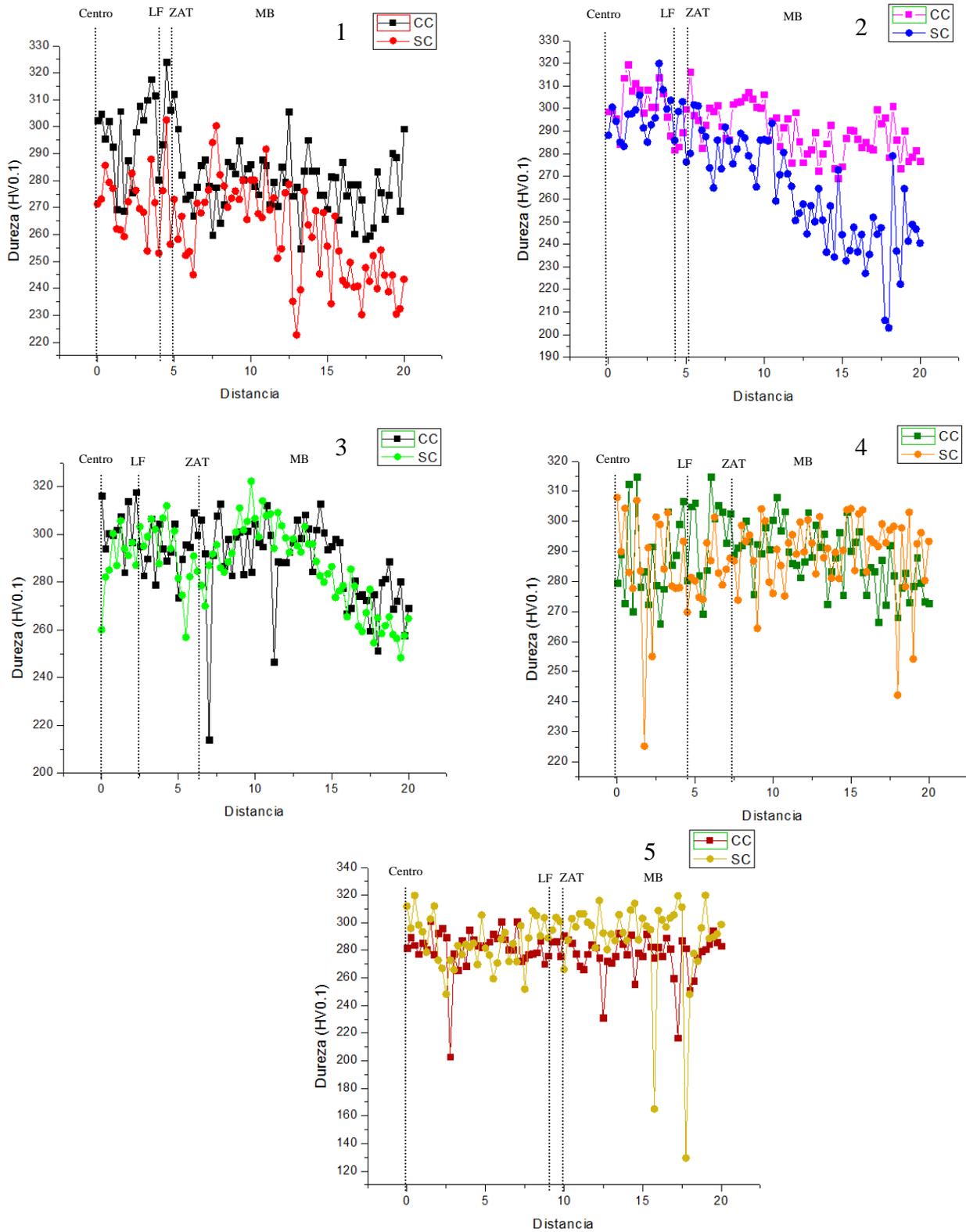


Figura 32. Perfiles de microdureza a 5 niveles en lo alto de la sección transversal de los cordones de soldadura CC con campo y SC sin campo.

4.5 ENSAYOS DE TENSIÓN

Se realizaron pruebas de tensión a probetas de material base, maquinadas de acuerdo a las especificaciones antes mostradas y delimitadas por la norma ASTM E8. Los resultados para las pruebas de tensión del material base son los que se muestran a continuación.

Para las probetas de material base en el sentido longitudinal, así como transversal al sentido de laminación de las placas, el gráfico para las pruebas de tensión es el que se muestra en la figura 33.

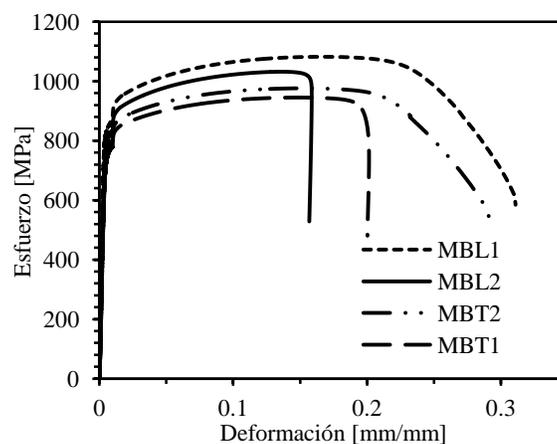


Figura 33. Gráfico Esfuerzo vs Deformación para el metal base de un AID 2205 sección longitudinal y transversal.

Se ensayaron 4 probetas, denominadas MBL1 para la probeta de material base sección longitudinal, MBL2 también material base sección longitudinal, y MBT1 y MBT2 para material base sección transversal.

Se puede observar en la Figura 33 que el material base en sentido longitudinal, resistió mayor esfuerzo que el material en sentido transversal, esto es debido a que el material es ortotrópico ya que presenta distintas propiedades en estas direcciones, se puede concluir por el gráfico que en sentido longitudinal el material es más resistente que en sentido transversal; mientras que el hecho de que las curvas de material base en sentido transversal al parecer

hayan tronado antes, es debido a que la tronada se llevó a cabo fuera del campo de detección del extensómetro.

Se les realizó de igual manera el ensayo de tensión a 3 probetas denominadas 1CC para la probeta que se había soldado bajo la presencia de campo electromagnético, 1SC para una probeta que se unió sin presencia de campo magnético y 2SC para una segunda probeta unida sin presencia de campo, el gráfico se muestra en la figura 34.

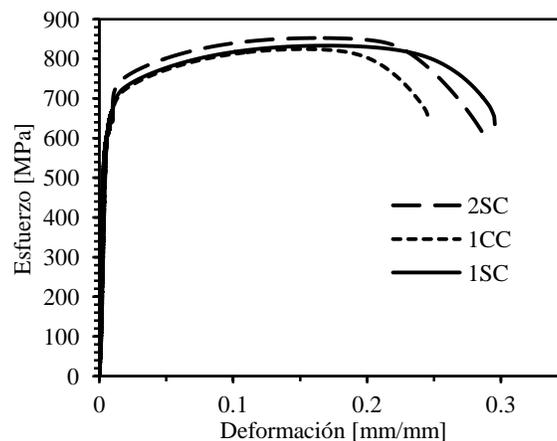


Figura 34. Gráfico Esfuerzo vs Deformación para las soldaduras del presente estudio.

Se puede observar que para la probeta unida con presencia de campo electromagnético no se vio favorecida esta propiedad, y que las probetas unidas sin campo al parecer tienen una mayor elongación.

Los resultados de las pruebas de tensión realizadas a las probetas se muestran a continuación en la Tabla 11.

Tabla 11. Tabla de resultados para las probetas de tensión de las soldaduras con campo y sin campo.

| Muestra | $\sigma_{\text{máximo}}$ | σ_{fluencia} |
|---------|--------------------------|----------------------------|
| Nr | MPa | MPa |
| 2SC | 842.5 | 652 |
| 1SC | 830 | 645 |
| 1CC | 824 | 640 |

Considerando los resultados del ensayo de tensión de las juntas soldadas con respecto a la resistencia mecánica del material base como fue recibido por el fabricante en la dirección transversal a la laminación, la cual fue la de menor resistencia, las juntas soldadas muestran una eficiencia mecánica de 96 y 95.3% con y sin campo magnético, respectivamente. Esto indica que si bien el campo magnético al soldar con alto aporte térmico y la mezcla de gas Ar/3%N₂ no mejora la resistencia, tampoco implica un detrimento en las propiedades y la conveniencia de aplicar o no este campo magnético durante la soldadura, estará dictado por el efecto que esto cause en el comportamiento a la corrosión de la junta soldada. Un estudio de corrosión está más allá del alcance planteado en el presente trabajo.

4.6 FRACTOGRAFÍA

En la Figura 35 se muestran 2 fractografías del material base a 50X y a 1000X ensayado en la dirección transversal a la dirección de laminación.

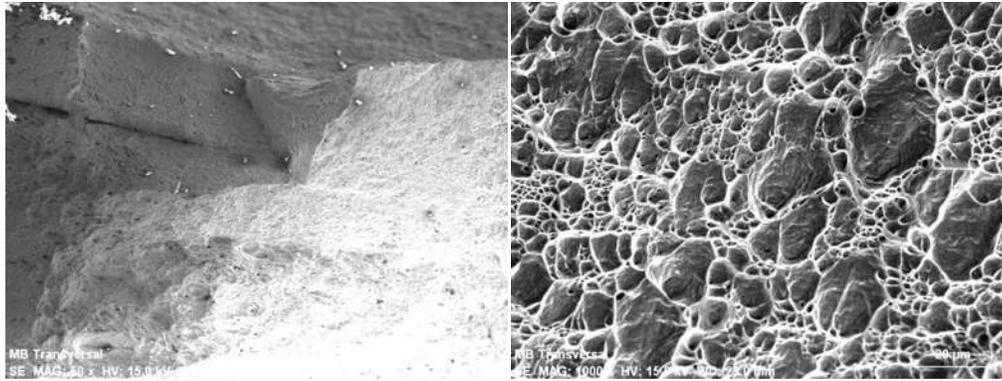


Figura 35. Micrografías de 2205 sección transversal en condición normal a 50X y a 1000X respectivamente, cota 20µm.

Se puede apreciar en la Figura 35 el tipo de fractura que se tuvo al momento de realizar el ensayo de tensión, por la forma que presentan los micro hoyuelos, se puede concluir que se trata de una fractura dúctil, el tamaño de los micro hoyuelos de igual manera está determinado por el tamaño de los granos en esa sección del material base y por el tamaño de las partículas donde nuclean esos microhuecos.

Para el material base en sentido longitudinal de igual manera se analizó una de las imágenes obtenidas por el MEB la cual se muestra en la Figura 36.



Figura 36. Micrografía que muestra la fractura del material base sección longitudinal a 1000X.

En la Figura 36 se observa que de igual manera el tipo de fractura es dúctil, y la diferencia en los micro hoyuelos de la Figura 36 a la del material base también a 1000X es debida a que, en esta sección, los granos se encuentran alargados en el sentido de laminación del material.

En la Figura 37, se muestran micrografías para las fracturas de las muestras con presencia de campo y sin campo a 500X, para las cuales se puede observar un detalle importante en la forma de los granos. Para la fractura sin presencia de campo se observan los micro hoyuelos con características peculiares a las de una fractura dúctil, de igual manera se aprecia el tipo de fractura similar para la micrografía en presencia de campo electromagnético, pero cabe hacer mención a la tendencia que tienen los granos, un poco alargados en algunas secciones, esto como se había mencionado está fuertemente asociado a la presencia del campo electromagnético.

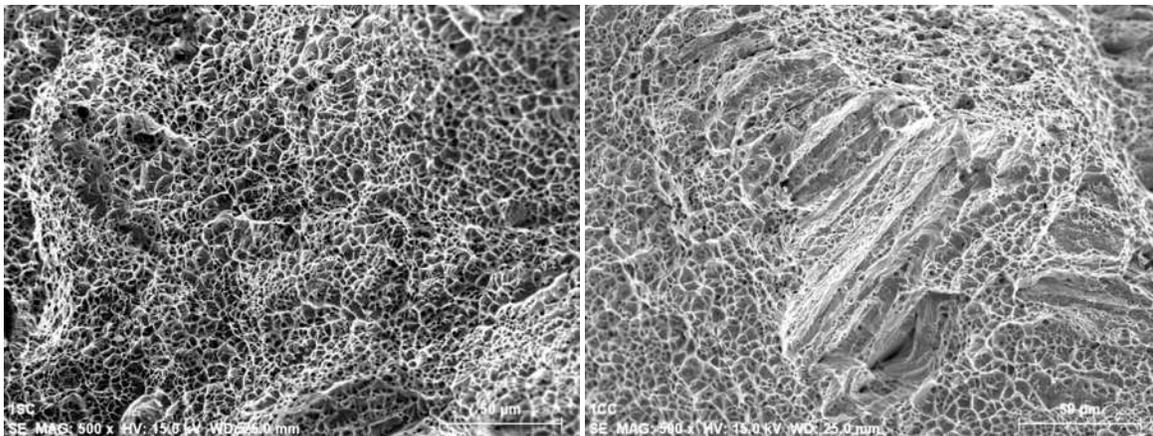


Figura 37. Micrografías de las fracturas de la unión soldada sin presencia de campo electromagnético y con campo a 500X.

Más detalladamente, en la Figura 38, se presentan partículas esféricas dentro de algunos micro hoyuelos, y el espectro del microanálisis químico puntual realizado para la partícula marcada con el número 1 en la Figura 38. Encontrándose la misma composición cuando se realizó el microanálisis para la partícula número 2 en la Figura 38. El microanálisis de la Figura 39 indica que estas partículas son sulfuros de manganeso.

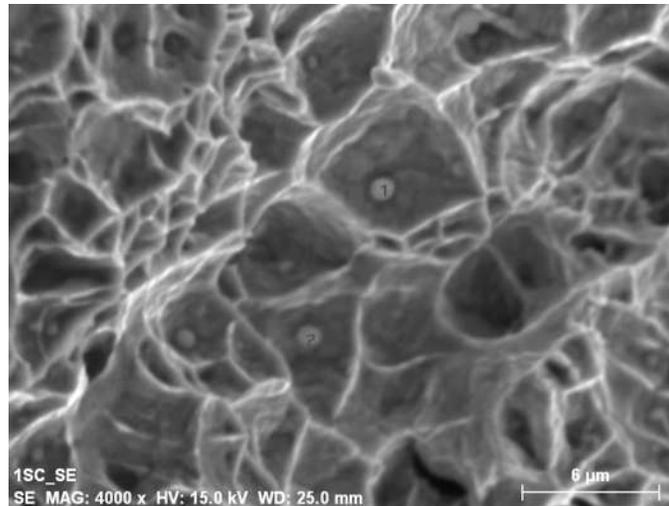


Figura 38. Partículas esféricas presentes en microhoyuelos para una de las soldaduras hechas sin la presencia de campo electromagnético.

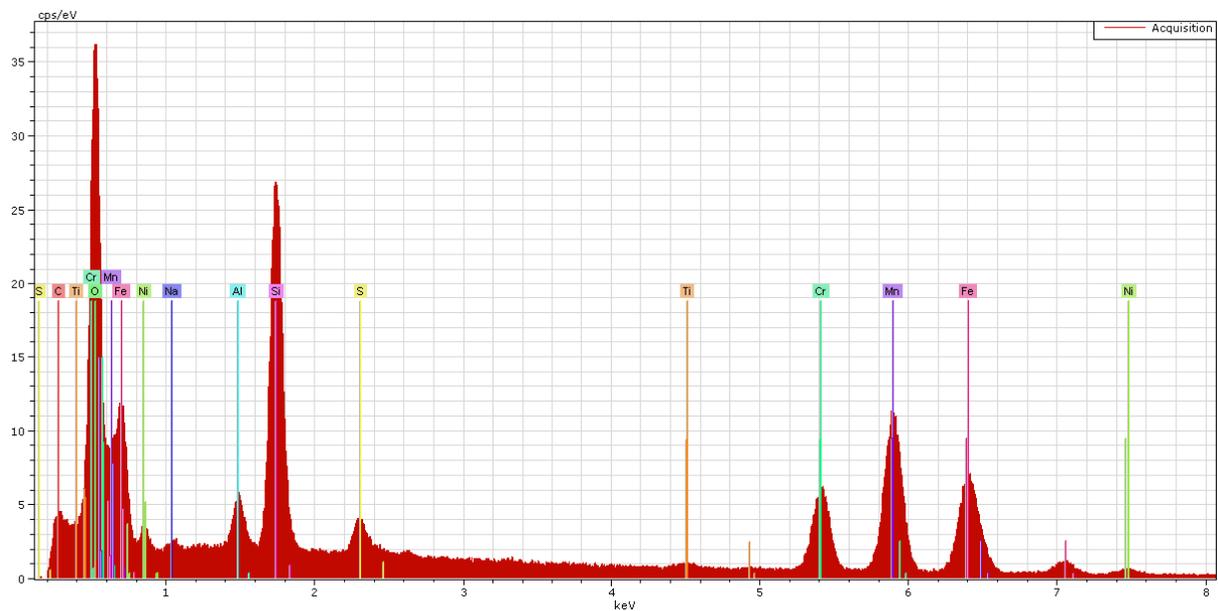


Figura 39. Microanálisis químico puntual para la partícula número 1 de la figura anterior.

Otra de estas partículas, fue encontrada en las muestras soldadas en presencia del campo electromagnético, con una forma esférica muy característica, por su forma y la apariencia que presentaba, se muestra en la Figura 40 (a) y un acercamiento se muestra en la Figura 40 (b)

donde puede notarse una estructura tipo vermicular en la partícula esférica que de acuerdo al microanálisis corresponde a MgS_2 .

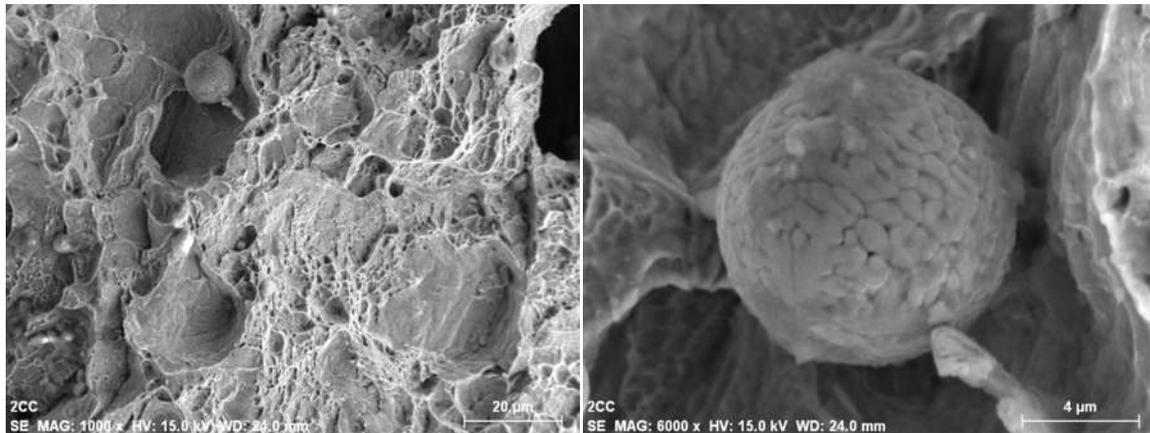


Figura 40. Micrografías que muestran una partícula esférica presente ahora en microhoyuelos de la soldadura realizada en presencia de campo electromagnético, a 1000X y 6000X respectivamente.

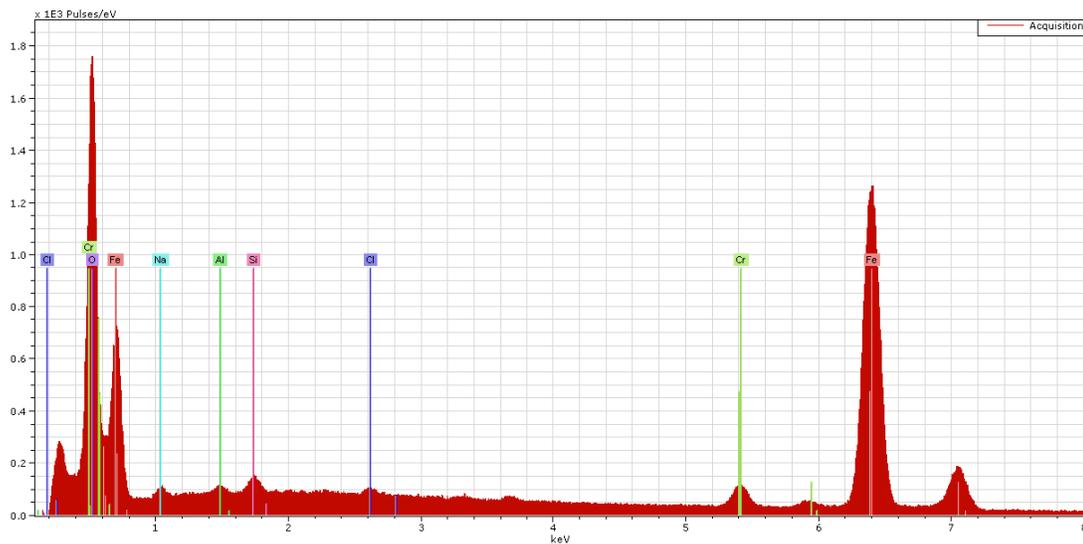


Figura 41. Microanálisis realizado a la partícula esférica encontrada en la soldadura realizada en presencia de campo electromagnético.

El microanálisis de la Figura 41 muestra la composición de la esfera encontrada para la unión que se realizó con campo electromagnético. El espectro muestra que en esencia, esa

esfera tiene la composición química de la aleación. Se realizaron otros microanálisis y se encontraron las mismas inclusiones que en la soldadura sin campo magnético.

CAPÍTULO 5 CONCLUSIONES

En base a los resultados obtenidos en el presente estudio se puede concluir lo siguiente:

- La soldadura convencional (sin campo magnético externo) con alto aporte térmico del AID 2205 presentó un macroporo a lo largo de buena parte de la longitud total de la soldadura, contrario a esto, la soldadura con campo magnético no presentó este defecto debido a que la agitación electromagnética de la pileta líquida de soldadura favorece la expulsión de gases.
- La aplicación de un campo magnético externo, paralelo al eje del arco eléctrico, de 3 mT genera soldaduras con geometría aceptable y mayor penetración.
- El alto aporte térmico generó una estructura de grano columnar basto a diferencia de las soldaduras que se obtienen con un aporte térmico inferior, realizado por otros autores. La intensidad de campo magnético aplicado, 3 mT, no indujo ningún mecanismo que condujera al refinamiento extensivo de la estructura de grano en el metal de la soldadura durante la solidificación. Sin embargo, en las zonas adjuntas a la línea de fusión, la agitación electromagnética sí favoreció el refinamiento de grano ferrítico y una mayor formación de austenita, como se demostró por el análisis microestructural.
- Con respecto a la zona afectada térmicamente, la aplicación de campo magnético propicia un incremento moderado en la cantidad de austenita regenerada, siendo un 18.65% para la soldadura en presencia de campo, mientras que la para la soldadura sin presencia de campo la cantidad de austenita en esta zona fue de 15.67%.
- Las resistencia mecánica de la junta soldada no se vio afectada por el uso del campo magnético y ambas soldaduras exhibieron una eficiencia mecánica buena.

REFERENCIAS

1. Badji, R., et al., *Phase transformation and mechanical behavior in annealed 2205 duplex stainless steel weld*. Materials Characterization, 2008. 59: p. 447-453.
2. Kazuhiro., O., et al., *Effects of Ni and N on Mechanical and Corrosion Properties in High Cr and Mo Duplex Stainless Steel Weldment*. Transactions of the Japan Welding Society, 1992. 23 No. 1.
3. Kotecki, D.J., *Some Pitfalls in Welding of Duplex Stainless Steels*. 2010, Soldag. insp.: Sao Paulo. p. 336-343. Article.
4. *Effects of alloy composition and Microstructure on the passivity of Stainless Steels*.
5. Askeland, D.R., *Ciencia e Ingeniería de los Materiales*. 2004, 3er edición. International Thomson Editores.
6. E., L.G., *Welding Metallurgy: Carbon and Alloy Steels*. 1994, Miami, Florida, USA: American Welding Society.
7. Cortes, V.H.V., *Solidificación de los aceros inoxidable dúplex*. 2011, Instituto de Investigaciones Metalúrgicas, UMSNH, trabajo de investigación.
8. Cobb, H.M., *The History of Stainless Steel* ASM International.
9. Association, I.M., *Guidelines for the fabrication of Duplex Stainless Steels*. 2001.
10. G., D. and D. D., *Surface Phenomena in fusion Welding Processes* 2006, Boca Raton Group, Taylor & Francis. Article.
11. *Efecto de los tratamientos térmicos en la resistencia a la corrosión de un acero superdúplex*, in *Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica*. 2005.
12. P., C., *Aceros Inoxidables serie 300*. 2000: Santiago-Chile. Handbook.
13. Dick, J., *Effects of the elements on steel properties*. 2003: Texas. Artículo.
14. C., L.J. and K.D. J., *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel*. Vol. First. 2005, New Jersey, USA.
15. Kobayashi, D.Y. and S. Wolynec, *Evaluation of the Low Corrosion Resistant Phase Formed During the Sigma Phase Precipitation in Duplex Stainless Steels*. Materials Research, 1999. Vol. 2, No.4: p. 239-247.
16. Miyamoto, H., T. Mimaki, and S. Hashimoto, *Superplastic deformation of micro-specimens of duplex stainless*, in *Elsevier*. 2001. Journal Article.
17. Giraldo, J.C.L., *Estudio de la resistencia a la corrosión y microestructura en la soldadura del acero duplex 2205*, in *Facultad de Ingeniería Mecánica*. 2010, Universidad Nacional de Ingeniería: Lima Perú. Tesis de Ingeniería.
18. Rodríguez, M.P., et al., *Cinéticas de transformación de fases a 850°C de aceros inoxidable dúplex clásicos (2205 y 2507) y de uno nuevo de bajo contenido en níquel y alto manganeso (DBNi)*. Boletín de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio, 2004: p. 237-242.
19. Parra, M.Á.Q., *Estudio y Caracterización de un acero inoxidable dúplex SAF 2205 soldado por arco de plasma a través de la técnica "ojo de cerradura"*, in *Facultad de Ingeniería. Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de Materiales*. 2002, Universidad Central de Venezuela: Caracas, Venezuela. Tesis de Ingeniería.

20. García, M.A.R., et al., *Agitación electromagnética durante la soldadura de un acero inoxidable dúplex*. Memorias del XVIII congreso internacional anual de la SOMIM, 2012: p. 610-619.
21. Davies, G.J. and G.J. Garland, *Solidification structures and properties of fusion welds*. International metallurgical reviews, 1975. 20.
22. Matsuda, F., K. Nakata, and N. Sano, *Effect of electromagnetic stirring on weld solidification structure of austenitic stainless steels*. Transactions of Japan Welding Research Institute, 1986. 15 No. 2: p. 155-166.
23. Mousavi, M.G., et al., *Effect of electromagnetic stirring during GTA welding on grain structure of AA6060*. Proceeding 10th Int. Conf. on Joining of Materials (JOM-10), 2001: p. 184-190.
24. Mousavi, M.G., M.J.M. Hermans, and G.d. Ouden, *Effect of electromagnetic stirring on hot cracking susceptibility of aluminum alloy welds*. Oral Presentation, Proceedings JOM-10 conference, 2001: p. 176-183.
25. Malinowski-Brodnicka, M., G.d. Ouden, and W.J.P. Vink, *Effect of electromagnetic stirring on GTA welds in austenitic stainless steel*. Welding research supplement, 1990: p. 52-59.
26. *Metallography and microstructures*. 2004. Handbook.
27. Jiang, Z.L., et al., *Grain refinement of Cr₂₅Ni₅Mo_{1.5} duplex stainless steel by heat treatment*. Materials Science and Engineering, 2003. 363: p. 263-267.
28. Soylyu, B. and R.W.K. Honeycombe, *Microstructural refinement of duplex stainless steels*. Materials science and Technology, 1990. 7: p. 137-145.
29. M., S.G., et al., *The structure and properties of weld joints of titanium and its alloys made with a tungsten electrode in an axial magnetic field*. Chemical and Petroleum Engineering, 1977. 13(3): p. 241-244.
30. F., M., H. Nakagawa, and R. Ayani, *Effect of electromagnetic stirring on weld solidification structure of aluminum alloys P1. Investigation on GTA weld metal of thinsheet*. Transactions of Japan Welding Research Institute, 1978. 7(1): p. 111-127.
31. P., P.B. and H.W. Kerr, *Grain refinement in magnetically stirred GTA welds of aluminum alloys*. Metallurgical and Materials Transactions, 1980. 12B: p. 479-486.
32. García, M.A., et al., *Preliminary assessment of the effect of the application of an axial magnetic field during GMA welding of Al-6063-T6*. Mater. Res. Soc. Symp. Proc. Materiales Research Society, 2011.
33. Lim, Y.C., et al., *Effect of magnetic stirring on grain structure refinement: Part 1.- Autogenous nickel alloys welds*. Science and Technology of Welding and Joining, 2010. 15(7): p. 583-589.
34. Villafuerte, J.C. and H.W. Kerr, *Electromagnetic stirring and grain refinement in stainless steel GTA welds*. Welding Journal, 1990: p. 1-13.