

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**EFFECTO DE LOS PARÁMETROS DE SOLDADURA POR FUSIÓN EN LA
PRECIPITACIÓN DE SEGUNDAS FASES EN UNIONES DE ACEROS
INOXIDABLES DÚPLEX**

POR

MARÍA EUGENIA HERRERA LÓPEZ

MONOGRAFÍA

**EN OPCIÓN COMO ESPECIALISTA
EN TECNOLOGÍA DE LA SOLDADURA INDUSTRIAL**

SALTILLO, COAHUILA. NOVIEMBRE DE 2014

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**EFFECTO DE LOS PARÁMETROS DE SOLDADURA POR FUSIÓN EN LA
PRECIPITACIÓN DE SEGUNDAS FASES EN UNIONES DE ACEROS
INOXIDABLES DÚPLEX**

POR

MARÍA EUGENIA HERRERA LÓPEZ

MONOGRAFÍA

**EN OPCIÓN COMO ESPECIALISTA
EN TECNOLOGÍA DE LA SOLDADURA INDUSTRIAL**

SALTILLO, COAHUILA. NOVIEMBRE DE 2014

AGRADECIMIENTOS

Dedico el presente apartado para ofrecer mi agradecimiento a todas aquellas personas que han hecho esto posible.

Quiero iniciar mis agradecimientos a la Corporación Mexicana de Investigación en Materiales y a los directivos que han depositado su confianza en mí para incursionar en esta nueva pasión que hace 5 años empezó y ha ido creciendo y fortaleciéndose con el tiempo, al MC. Antonio Lazcano Ponce, al MCE A. Samuel Colunga Urbina; al Dr. Alejandro Garza Gómez, al Dr. Pedro Pérez Villanueva y especialmente al Dr. Felipe Arturo Reyes Valdés por su infinita paciencia y por la fe que deposita en mí no obstante mis grandes limitaciones y escasas capacidades. Muchas gracias Arturo.

También quiero expresar mi gratitud a los miembros de mi Comité Tutorial, la Dra. Gladys Yerania Pérez Medina y al Dr. Eduardo Hurtado Delgado quienes sin su dirección asesoría y orientación no hubiese podido conjugar la formación recibida en clase con la construcción y comprensión de este documento monográfico.

Agradezco a mis maestros por su tiempo y paciencia, por la generosidad al compartir su conocimiento y experiencia, muchas gracias!

Doy gracias a mis compañeros y amigos de la Gerencia de Desarrollo Humano que son como mi segunda familia (tanto de las áreas administrativas como de las áreas de investigación y docencia), a los compañeros de Gerencias y Direcciones hermanas, a todos ellos por su gran generosidad para apoyarme, desde Laboratorios, Gerencia de Manufactura, compañeros de la Gerencia de Desarrollo Tecnológico, especialmente a Fernando Macías, Alfonso Ballesteros, Fidencio García, Juan Francisco Buendía, Juan Pablo Rodarte, Gerardo Torres y Víctor Palomo.

No quiero seguir mencionando nombres porque con seguridad omitiré a muchas personas importantes, gracias a todos mis compañeros y amigos de COMIMSA, me siento bendecida por tenerlos en mi vida.

DEDICATORIA

Dedico este trabajo a:

Dios

y a mi familia quienes sin duda nada de esto pudo jamás ser posible sin su apoyo incondicional. Mis padres y mis hermanos a quienes les quito más de lo que puedo darles, no podría vivir 1,500 años para poder compensar lo que hacen día a día por mí y por mi gente. Gracias.

A mis princesas Fabiola y Miriam, a quienes solo he podido escatimarles el tiempo que jamás volverá, pero deben tener la certeza que todo esto que hacemos su padre y yo es para ellas.

Y lo más importante de todo, a mi marido, a mi esposito, a ti Manuel... eres quien hace mi vida vivible, quien logra que las cosas funcionen en mi corazón, quien me mantiene en el lugar en el que siempre quiero estar. Gracias por todo, te amo.

ÍNDICE

AGRADECIMIENTOS.....	i
DEDICATORIA	iii
ÍNDICE.....	iv
SÍNTESIS	1
CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN	2
1.1 Antecedentes.....	2
1.2 Objetivo general.....	5
1.2.1 Objetivos específicos	5
1.3 Justificación	5
1.4 Planteamiento del problema	6
1.5 Aportación tecnológica.....	6
1.6 Alcance.....	6
CAPÍTULO 2. MARCO TEÓRICO	7
2.1 Aceros inoxidables	7
2.1.1 Definición.....	7
2.1.2 Clasificación de los aceros inoxidables.....	15
2.1.3 Aceros inoxidables dúplex (AID).....	16
2.1.3.1 Definición	16
2.1.3.2 Clasificación de los aceros inoxidables dúplex	17
2.1.3.3 Composición química de los aceros inoxidables dúplex	17
2.1.3.4 Propiedades mecánicas de los aceros inoxidables dúplex	19

2.1.3.5 Aplicación de los aceros inoxidables dúplex en la industria petroquímica y sus principales retos.....	20
2.2 Procesos de soldadura aplicados en aceros inoxidables dúplex.....	25
2.2.1 Comportamiento básico de la fusión durante la soldadura	26
2.2.1.1 Conductividad térmica	26
2.2.1.2 Expansión térmica	27
2.2.2 Consideraciones generales para la soldadura de aceros inoxidables dúplex.....	29
2.2.3 Procesos de soldadura por arco en aceros inoxidables dúplex	31
2.2.3.1 Soldadura de Arco Metálico con Protección de Gas y Electrodo de Tungsteno (GTAW, Gas Tungsten Arc Welding)	33
2.2.3.2 Soldadura de Arco Plasma (PAW, Plasma Arc Welding).....	34
2.2.3.3 Soldadura de arco metálico con protección de gas (GMAW, Gas Metal Arc Welding)	35
2.2.3.4 Soldadura de Arco y Electrodo Revestido (SMAW, Shielded metal Arc Welding)	36
2.2.3.5 Soldadura de Arco Metálico con Electrodo Tubular (FCAW, Flux Cored Arc Welding)	37
2.2.3.6 Soldadura por Arco Sumergido (SAW, Submerged Arc Welding) .	38
2.2.3.7 Metales de aporte para soldaduras por arco	39
2.2.4 Efecto de los parámetros de soldadura en la precipitación de segundas fases en aceros inoxidables dúplex.....	40
2.2.4.1 Calor de entrada (Welding Heat Input)	52
2.2.4.2 Pre calentamiento y temperatura interpasos	52
2.2.4.3 Tratamiento térmico post-soldadura (PWHT, Postweld Heat Treatment).....	53

2.3 Estudio de los precipitados de segundas fases y su efecto en la calidad de la soldadura.....	54
2.3.1 Reacciones de precipitación de segundas fases en aceros inoxidables dúplex.....	54
2.3.1.1 Nitruros de cromo ($\text{Cr}_2\text{N} - \text{CrN}$).....	56
2.3.1.2 Carburos.....	57
2.3.1.3 Fases Chi (X_i), R y nitruro π	57
2.3.1.4 Alfa prima (α').....	59
2.3.1.5 Fase sigma (σ).....	59
2.3.1.6 Austenita secundaria.....	61
2.3.2 Efecto de la precipitación de segundas fases en las propiedades de aceros inoxidables dúplex.....	62
2.3.3 Técnicas de caracterización de segundas fases en aceros inoxidables dúplex.....	62
2.4 Metalurgia de la soldadura de aceros inoxidables dúplex.....	68
2.4.1 Microestructuras presentes en uniones soldadas en aceros inoxidables dúplex.....	68
2.4.2 Ciclos térmicos en la zona afectada por el calor.....	71
2.4.3 Formación de ferrita/austenita en uniones soldadas de aceros inoxidables dúplex.....	74
2.4.4 Influencia del nitrógeno en uniones soldadas.....	76
CAPÍTULO 3. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE LA BIBLIOGRAFÍA.....	79
CAPÍTULO 4. CASO DE ESTUDIO.....	82
4.1 Metodología.....	82
4.2 Material: Acero inoxidable dúplex 2205.....	83
4.3 Metal de aporte: ER 2209.....	83

4.4 Soldadura por GTAW	84
4.5 Técnicas de caracterización	85
4.6 Resultados: Técnicas de caracterización mediante microscopía óptica y electrónica de barrido (MO y MEB)	85
4.6.1 Las tres regiones de la unión soldada: Metal base (MB), zona afectada por el calor (ZAC) y soldadura.....	85
4.6.2 Soldadura	86
4.6.3 Zona afectada por el calor.....	88
4.6.4 Metal base.....	89
4.7 Resultados: Cálculo del calor de entrada	90
4.8 Resultados: Pruebas mecánicas	91
4.8.1. Ensayo de tensión	91
4.8.2 Prueba de dureza	93
4.9. Resultados: Predicción del contenido de ferrita mediante el Diagrama WRC-1992.....	94
CONCLUSIONES	97
Anexos.....	100
BIBLIOGRAFÍA.....	104
ÍNDICE DE FIGURAS.....	107
ÍNDICE DE TABLAS	111

SÍNTESIS

El presente trabajo de investigación monográfica reúne información del estado del arte sobre el efecto que los parámetros de los procesos de soldadura por fusión, tienen en la precipitación de fases secundarias en aceros inoxidable dúplex (AID). De manera adicional se incorpora los resultados de un caso de estudio en el que fue posible unir un acero inoxidable dúplex 2205, mediante soldadura de arco protegido con gas inerte y electrodo de tungsteno (GTAW, por sus siglas en inglés). Se procedió a la caracterización mediante microscopía óptica y electrónica de barrido, se realizó la cuantificación de fases y se le realizó un ensayo de tensión y microdureza. Los resultados obtenidos fueron comparados con la bibliografía consultada, y con las técnicas empleadas de caracterización fue posible corroborar el balance microestructural 50/50 ferrita-austenita, así como el control de la precipitación de segundas fases en metal base y en soldadura.

CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN

1.1 Antecedentes

La industria del petróleo ha tenido que lidiar con ambientes cada vez más hostiles en su búsqueda por encontrar nuevos yacimientos, y cuando éste es finalmente encontrado a menudo contiene compuestos perjudiciales.

El resultado de ello es una creciente demanda de aceros con mayor resistencia mecánica y mayor resistencia a la corrosión. Los aceros inoxidables martensíticos y dúplex presentan un sobresaliente desempeño en estos campos y son capaces de enfrentar entornos con altos niveles de sulfuro de hidrógeno, dióxido de carbono, cloruros y de manera general ambientes clasificados como ácidos (1).

Los aceros inoxidables dúplex (AID) han sido introducidos en la industria del petróleo desde el siglo pasado a fines de la década de los setentas, cuando fue elegido para tuberías de gas natural. En su momento, esta elección constituyó un gran avance comercial para la introducción del dúplex 2205 (UNS S32305/S31803). Este hecho facilitó la difusión y aceptación de los aceros dúplex no sólo en la industria del gas sino también en la del petróleo, así como

en otras muy variadas y diversas industrias. Hoy en día los inoxidables dúplex, los Lean dúplex, Superdúplex e Hiperdúplex desempeñan funciones importantes en las industrias del gas y petróleo (2).

Desde entonces la presencia de los aceros inoxidables se ha ido incrementado, ello debido a su gran versatilidad, propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión. En la Tabla 1. 1 se muestran cifras que muestran la penetración e incremento que los aceros inoxidables han tenido industrialmente a nivel mundial.

Tabla 1. 1 Evolución de mercado de los aceros inoxidables dúplex, cifras en KT. (3)

Aplicación	2000	2001	2002	2003	2004	2005	2006	2007	2008
Tanques químicos	20	15	10	7	10	10	15	8	10
Terminales									
Aplicaciones costa fuera:									
Tubos, tuberías, cubiertas, recubrimientos	5	5	5	6	6	7	10	12	13
Nuevas aplicaciones:									
Hidrometalúrgicas, agua, estructuras, otras	0	0	0.5	1	1.5	2	2.5	5	9
Desalinización	0	0	0.5	0.5	1.5	8	15	18	21
Industria de pulpa de papel	7	7	7	8	8	9	10	10	10
Industria química, petroquímica y fertilizantes	5	6	6	7	7	7	7	12	14
Control de la contaminación	0	0.5	0.5	1	3	7	8	10	7
Distribución	5	5	5	7	9	10	12	15	16
Total (KT)	42	39	35	38	46	63	80	90	100
Total SS produccion	660	700	720	680	760	800	850	900	950
% Dúplex	6%	6%	5%	5.5%	6%	8%	9%	10%	15%

La industria petroquímica tiene un interés creciente en este tipo de materiales ya que les brindan beneficios y ahorros, no solo en un mejor desempeño de los múltiples componentes sino en los gastos ocultos que se derivan de paros por mantenimiento, incrementando así la eficiencia industrial.



Figura 1. 1 Uso de aceros inoxidables en la industria petroquímica (2)

En sí, estos materiales, han sido seleccionados para su uso en la construcción de instalaciones en la industria del petróleo en componentes expuestos a escenarios excepcionales de desempeño (ambientes altamente corrosivos y expuestos a grandes presiones y temperaturas), es por ello que las condiciones de su fabricación debe reunir características que mantengan las sobresalientes propiedades que poseen estos materiales en cuanto a resistencia mecánica y resistencia a la corrosión.

Los AID poseen una buena soldabilidad, pero el proceso de fusión y solidificación inherentes en los procesos de soldadura por fusión, destruye la favorable microestructura de estos aceros inoxidables. Este cambio microestructural trae consigo la notable disminución o pérdida de las propiedades mecánicas y anticorrosivas sobresalientes de estos materiales (4).

Este tipo de aceros son propensos a la formación de fases intermetálicas a altas temperaturas, la fase sigma disminuye drásticamente la resistencia del material, y más aún, deteriora las propiedades anticorrosivas del acero debido a la acumulación de Mo y Cr. Además de la fase sigma, otras fases como la Chi (χ_i) y la fase R pueden precipitarse a bajas temperaturas (de 700 a 900°C la primera y de 550° a 700°C la segunda) (5).

Existen fases no deseables como lo son las fases intermetálicas, los carburos y nitruros y éstas se pueden presentar en los aceros inoxidables dúplex si los procesos de manufactura no son cuidadosamente controlados.

La presencia de altos niveles de elementos estabilizadores de la ferrita como el Cr, Mo y Si pueden dar lugar a la formación de fases sigma, esta fase es una fase dura que promueve la fragilidad intermetálica, la cual se forma entre los 600 y los 950°C (6).

1.2 Objetivo general

Compilar, organizar y analizar información bibliográfica relacionada con el efecto producido por los parámetros de soldadura por fusión en la precipitación de segundas fases en uniones de aceros inoxidables dúplex.

1.2.1 Objetivos específicos

- Documentar los procesos de soldadura por fusión empleados en la industria del petróleo para la unión de estos materiales.
- Identificar el proceso de soldadura por fusión más empleado y los parámetros de soldadura recomendados para su manufactura.
- Comprender los mecanismos que dan lugar a la precipitación de segundas fases en estos aceros, como resultado de los ciclos térmicos a los que son sometidos durante la unión por procesos de soldadura por fusión.
- Realizar un caso de estudio en el que se suelde acero inoxidable dúplex 2205 mediante el proceso de soldadura de arco con protección de gas y electrodo de tungsteno (GTAW, por sus siglas en inglés) y caracterizar la microestructura resultante.

1.3 Justificación

La realización de este trabajo monográfico es importante dado que permitirá concentrar información relacionada, no solo con las condiciones específicas en las que debe soldarse un acero inoxidable dúplex, sino en la comprensión de cómo los parámetros de soldadura de un proceso por fusión, inciden en la precipitación de segundas fases, produciendo regiones frágiles en el material, siendo ésta una condición indeseable que debe ser comprendida, controlada y evitada.

1.4 Planteamiento del problema

El proceso de manufactura de componentes de acero para la industria petrolera requiere del uso de materiales con características especiales como las que ofrecen los dúplex. Es preciso tener un control adecuado del proceso de manufactura para evitar la pérdida o disminución de propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión, causada por la precipitación de segundas fases, las cuales son las responsables de la fragilización y de la pérdida de las cualidades anticorrosivas del material.

1.5 Aportación tecnológica

Integración de un documento de consulta que describa las condiciones bajo las cuales se presentan y se evita la formación de segundas fases en AID cuando éstos han sido unidos mediante un proceso de soldadura por fusión.

1.6 Alcance

El presente trabajo de investigación monográfica comprende el estudio de los aceros inoxidables dúplex unidos mediante procesos de soldadura por fusión y el impacto que los parámetros de soldadura tienen en la aparición de segundas fases.

CAPÍTULO 2. MARCO TEÓRICO

2.1 Aceros inoxidables

Los aceros inoxidables son un importante grupo de materiales que han sido empleados en aplicaciones ingenieriles en una amplia gama de industrias y ambientes.

La soldadura es una importante técnica de fabricación que ha sido empleada para la unión de aceros inoxidables, y numerosos manuales, artículos y normas se han publicado en los últimos 75 años, proveyendo información en cuanto a las técnicas de unión y las precauciones que deben tenerse al soldar exitosamente este tipos de materiales (7).

2.1.1 Definición

Los aceros inoxidables están constituidos por un grupo de aceros de alta aleación basados en sistemas Fe-Cr, Fe-Cr-C y Fe-Cr-Ni. Para ser considerados como inoxidables, deben tener un contenido mínimo 10.5% de Cr (8).

Este contenido de Cr, permite la formación de una superficie o capa pasiva de óxido que previene la oxidación y la corrosión de la capa subyacente (7).

Los aceros inoxidable son un amplio grupo de aleaciones especiales desarrolladas primordialmente para resistir a la corrosión. Otras características relevantes de estos materiales pueden incluir la excelente formabilidad, su resistencia a altas temperaturas y a temperaturas criogénicas y no se descascaran fácilmente, resistencia a la oxidación y agrietamiento a altas temperaturas. El cromo es un elemento de aleación que le confiere la capacidad de ser “inoxidables” a estos materiales, y también existen muchos otros elementos que son empleados para estabilizar otras fases, ofreciendo protección adicional en contra de la corrosión o incrementando las propiedades mecánicas en estos aceros. Los inoxidable austeníticos, ferríticos y dúplex, no se pueden endurecer por medio de tratamientos térmicos, pero si pueden ser aleados o procesados termomecánicamente para minimizar la formación de fases perjudiciales que impactan en la resistencia a la corrosión o en la dureza (9).

Todos los aceros inoxidable contienen grandes cantidades de Cr y la forma de comprender la relaciones existentes entre fases y microestructuras es mediante el diagrama de equilibrio hierro-cromo (Fe-Cr) (Ver Figura 2. 1) (9).

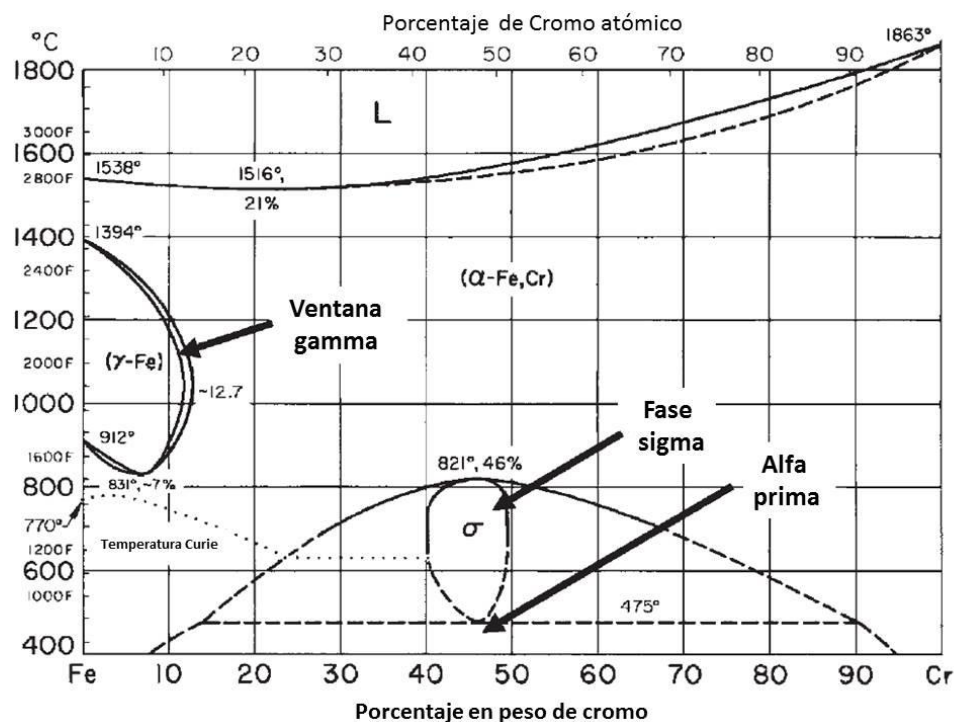


Figura 2. 1 Diagrama de equilibrio hierro-cromo (9)

El diagrama de fases Fe-Cr es el punto partida para la descripción de la estabilidad de fases de los aceros inoxidable, partiendo del Cr como principal elemento de aleación. Debe notarse que la completa solubilidad del Cr en el hierro se da a elevadas temperaturas, y la solidificación de todas las aleaciones Fe-Cr ocurre como ferrita. El rango de solidificación de las aleaciones Fe-Cr es muy estrecho. A bajas concentraciones de Cr, aparece una ventana de austenita en el rango de temperaturas de 912 a 1394°C (1670 a 2540°F). A esta región se le conoce como ventana gamma (gamma loop). Para las aleaciones con mayores contenidos de Cr, del orden del 12.7% e.p. serán ferríticas a altas temperaturas, mientras que aquellas con menores contenidos de Cr formarán algo de austenita a temperaturas comprendidas en el rango de la ventana gamma. En caso de enfriamientos rápidos esta austenita podrá transformarse en martensita.

Existe una fase en equilibrio a bajas temperaturas llamada fase sigma (σ) en el diagrama Fe-Cr: Esta fase tiene una estequiometría (Fe, Cr) y una estructura cristalina tetragonal.

La fase sigma se forma más rápidamente en aleaciones que exceden el 20% e.p. de Cr. Dado que la fase sigma se forma a bajas temperaturas, la cinética de su formación es un tanto lenta y su precipitación requiere largos períodos de tiempo en temperaturas que se ubican en los rangos de 600 a los 800°C (1110 a 1470°F). Dado que se trata de una fase dura y frágil su presencia en los aceros inoxidable es frecuentemente indeseable.

El diagrama también contiene una línea horizontal punteada dentro del campo de las fases $\sigma+\alpha$ a 475°C (885°F). Un fenómeno conocido como fragilización a 475°C resulta de la formación de precipitados coherentes ricos en Cr al interior de la matriz α . Estos precipitados son denominados alfa prima (α'), se forman en los rangos de temperatura de los 400°C a 540°C (750 a 1000°F) y han mostrado tener un severo efecto en la fragilización en aleaciones con contenidos mayores de 14% .p. de Cr. La formación de α' es también lenta en las aleaciones Fe-Cr, pero su velocidad de formación se acelera con la adición de aleantes (7).

La adición de carbono al sistema Fe-Cr altera y complica significativamente el equilibrio de fases. Dado que el carbono es un elemento promotor de la austenita, expande la ventana gamma, logrando que la austenita se establezca a elevadas temperaturas y a mayores contenidos de Cr. El efecto del carbono en la expansión del campo de la austenita se muestra en la Figura 2. 2. se hace notar que incluso pequeñas cantidades de carbono resultan en una dramática expansión de la ventana gamma. Esto es de suma importancia en el desarrollo de los aceros inoxidable martensíticos, ya que la martensita se forma durante los enfriamientos, estos aceros deben ser austeníticos a elevadas temperaturas. Para los grados ferríticos, el tamaño de la ventana gamma debe controlarse con nada o casi nada de austenita a elevadas temperaturas (7).

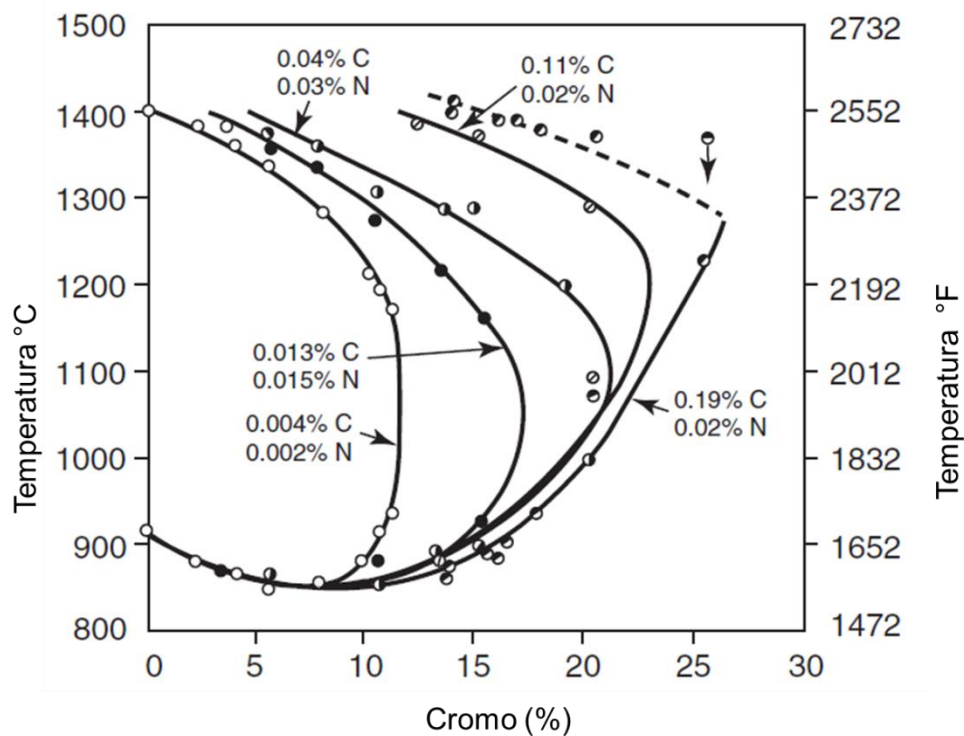


Figura 2. 2 Efecto del carbono en la expansión del campo de la fase austenita (7)

El siguiente sistema ternario de Fe-Cr-C es una función de la temperatura y es necesario fijar uno de los elementos como un valor constante, son los llamados diagramas pseudobinarios o isopletras. Estos diagramas son llamados pseudobinarios ya que son la representación gráfica en dos dimensiones de un sistema tridimensional. Por ello no pueden ser empleados de la misma manera que un diagrama de equilibrio binario (7).

A manera de ejemplo se presenta dos diagramas pseudobinarios basados en composiciones de 13% e.p. de Cr y 17% e.p. de Cr con contenidos variables de de C (7).

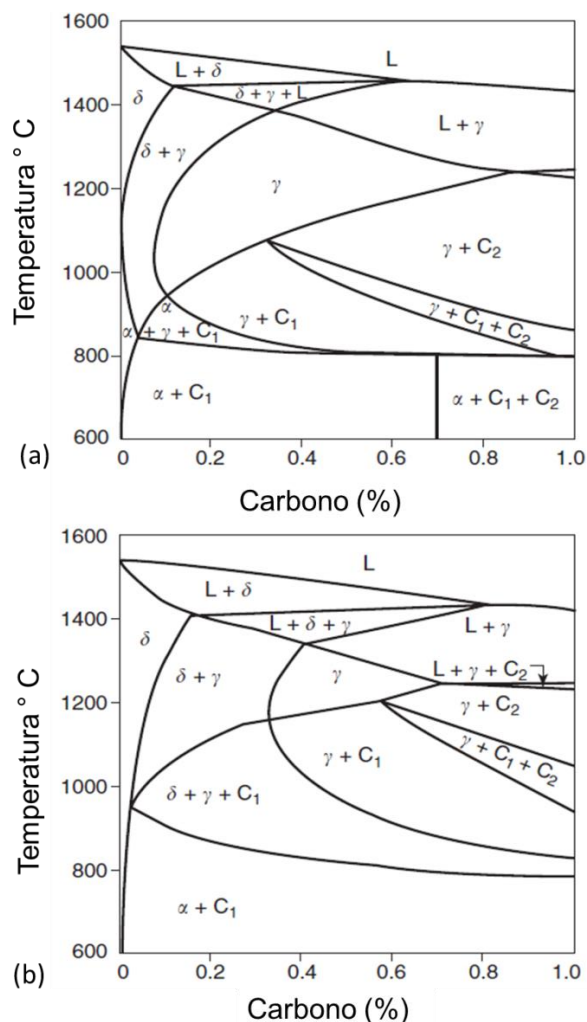


Figura 2. 3 Diagrama pseudobinario a (a) 13% de Cr y (b) 17% de Cr. C₁ es un carburo (Cr, Fe)₃C₆; C₂ es un carburo (Cr, Fe)₇C₃. (7)

La adición de Ni al sistema Fe-Cr, también trae consigo una expansión del campo de la austenita, permitiendo que ésta fase pueda presentarse en estado estable a temperatura ambiente. Este sistema de aleación ternario es la base de los aceros inoxidable austeníticos y de los dúplex. Tanto las proyecciones de líquidus y sólidus se emplean para describir los fenómenos de solidificación basados en este tipo de sistemas, mismos que definen el inicio y fin de la solidificación respectivamente.

A continuación se presentan tanto los gráficos que corresponden a la fase de líquidus como la de sólidus (Figura 2. 4)

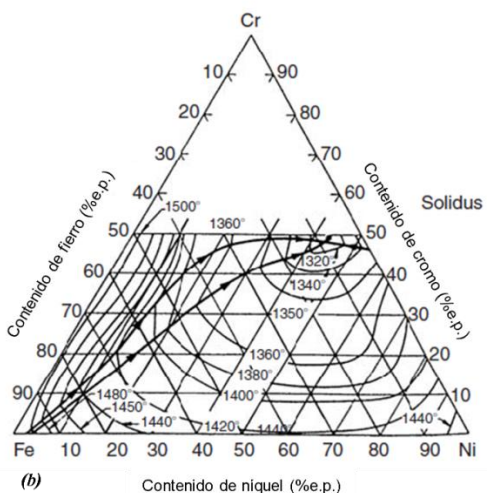
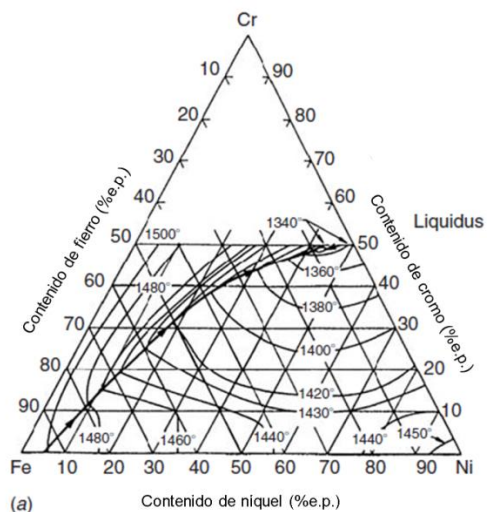


Figura 2. 4 Proyecciones liquidus y solidus de un sistema de aleación ternario Fe-Cr-Ni (7).

Tomando en el sistema de aleación la sección del Fe como constante, es posible construir el diagrama pseudobinario de fases Fe-Cr-Ni. A continuación se presentan dos ejemplos partiendo de una composición de 70% e.p. y 60% e.p de Fe teniendo como punto de partida las secciones isotérmicas. No se debe perder de vista que se trata de un sistema ternario y éste tipo de diagramas son originalmente concebidos en tres dimensiones, dando como resultado un diagrama de tres fases cosa que no ocurre en un diagrama de fases binario (Ver Figura 2. 5).

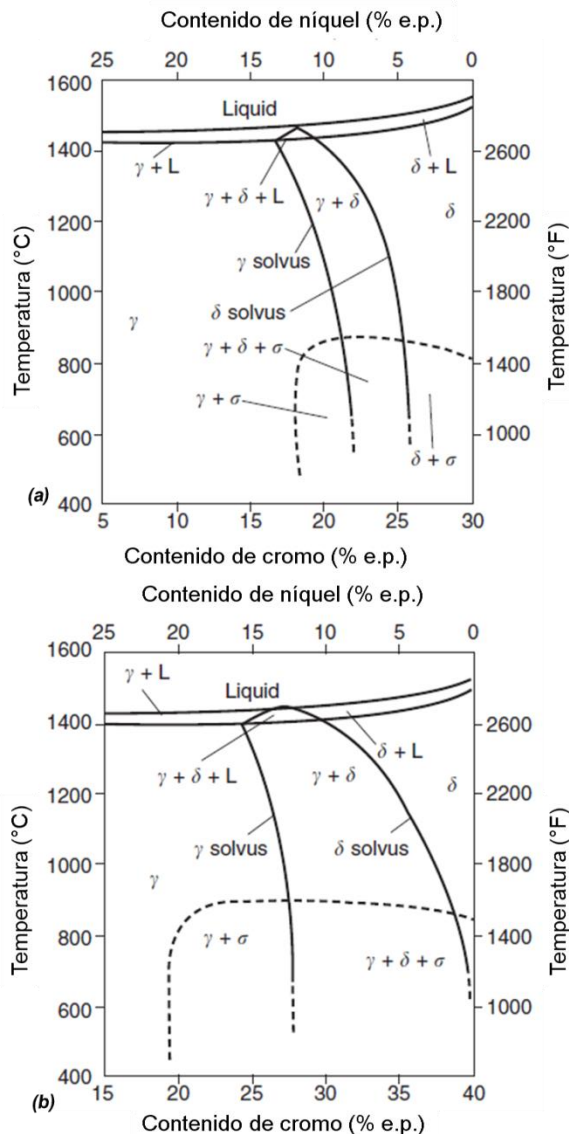


Figura 2. 5 Secciones de un diagrama de fases de un sistema de aleación Fe-Cr-Ni ternario a (a) 70% de Fe y (b) 60% de Fe (7).

En ambos diagramas aparece un triángulo que se encuentra entre las regiones de liquidus y solidus. Este triángulo representa la región de tres fases: $\gamma + \delta + L$, la cual separa la región que solidifica como austenita (a la izquierda) y de aquellos que solidifican como ferrita (a la derecha). En estado sólido la ferrita es estable a altas temperaturas con contenidos de Cr mayores de 20% e.p. A medida que la temperatura disminuye, esta ferrita transforma parcialmente en austenita en el rango de 20 a 25%. Las aleaciones que solidifican como austenita (a la izquierda del triángulo trifásico) siguen siendo

austenita después de enfriar a temperatura ambiente. Las aleaciones que solidifican como ferrita a composiciones justo a la derecha del triángulo trifásico, deberán enfriarse a través de la región bifásica $\gamma+\alpha$ y el resultado será la transformación de una porción de ferrita en austenita.

A composiciones más a la derecha del triángulo (a una relación de Cr/Ni mayor) la ferrita se volverá cada vez más estable, hasta que su estructura sea completamente ferrítica en el extremo derecho de cada diagrama (7). Estos diagramas serán empleados más adelante en este trabajo de investigación para explicar las transformaciones de fase y evolución de microestructuras en los aceros dúplex.

2.1.2 Clasificación de los aceros inoxidables

A diferencia de los sistemas de clasificación de otros materiales, donde la división se realiza en base a la composición química, la empleada en los aceros inoxidables se categoriza en función de las fases metalúrgicas predominantes. Las tres fases posibles en aceros inoxidables son ferrita, martensita y austenita (7).

Por ejemplo los aceros inoxidables dúplex contienen aproximadamente un 50% de austenita y un 50% de ferrita, teniendo como ventaja algunas propiedades deseables de la presencia de cada una de estas fases.

Los aceros inoxidables endurecidos por precipitación (PH, por sus siglas en inglés), denominados así, debido a que su resistencia es producida por precipitación y su dureza mediante un tratamiento térmico de envejecimiento.

Los aceros inoxidables se clasifican en 5 grandes grupos (Ver Figura 2. 6)

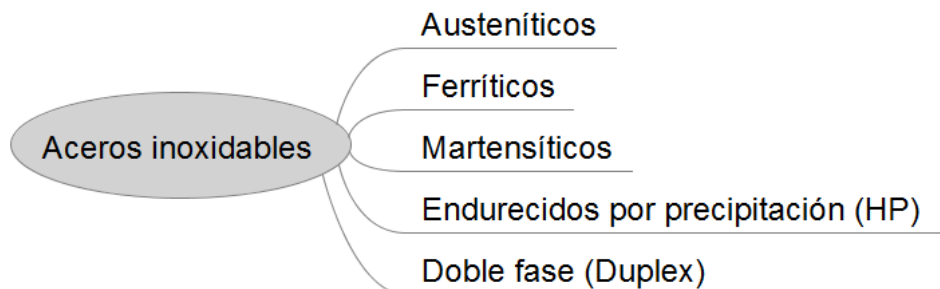


Figura 2. 6 Clasificación de los aceros inoxidables (7).

2.1.3 Aceros inoxidables dúplex (AID)

La serie de los AID 312, 315, 318, 325 y 329, son aleaciones base hierro con Cr y Mo, con suficiente cantidad de estabilizadores de la austenita, Ni y N para lograr el balance entre ferrita y austenita. El resultado es una adecuada combinación de estas dos fases (7).

2.1.3.1 Definición

Los inoxidables dúplex son aceros de aleación Fe-Cr-Ni y contienen de un 23 – 30 % e.p. de Cr y de 2 – 7 % e.p. de Ni, más otros elementos (Ver Figura 2. 7). Estos son llamados dúplex debido a la presencia de las fases (a temperatura ambiente) ferrita y austenita (8). Debido a lo anterior pueden estar en posición de reemplazar a aleaciones como la 316L y a 317L en el futuro (1).

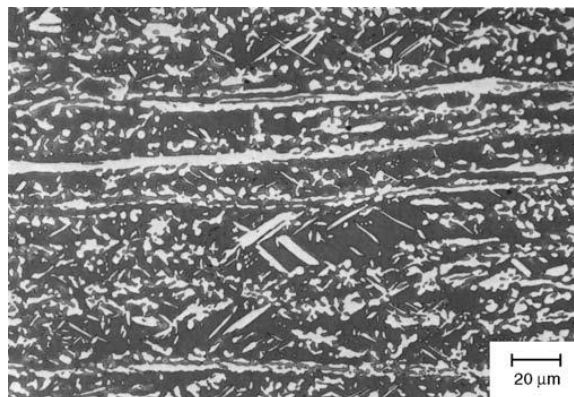


Figura 2. 7 Microestructura de un acero inoxidable dúplex 7Mo-Plus (UNS 532950). La fase en gris es la ferrita y la blanca es la austenita. Atacado electrolíticamente en 20% NaOH. (Microscopio de luz polarizada) (9)

Los aceros inoxidable dúplex son la más reciente familia de los aceros inoxidable, su mezcla estructural de ferrita y austenita le proporciona una mayor resistencia que cada fase por separado. La aleación dúplex tiene al menos un 20% de Cr, por ello son consideradas aleaciones con alta resistencia a la corrosión pero no a altas temperaturas debido a la presencia de fases frágiles.

El bajo contenido de Ni los hace un poco más económicos que las aleaciones austeníticas con el mismo nivel de resistencia a la corrosión, esto se vuelve muy atractivo cuando se habla de que su mayor resistencia, en ocasiones se traduce en la facilidad de requerir menores cantidades de material (7).

2.1.3.2 Clasificación de los aceros inoxidable dúplex

Los aceros inoxidable dúplex a su vez se dividen en cuatro grandes subtipos, tal y como lo ilustra la Figura 2. 8

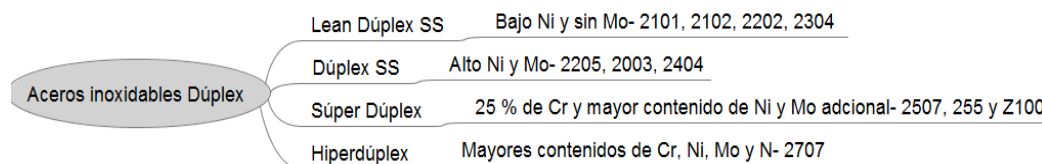


Figura 2. 8 Clasificación de los aceros inoxidable dúplex (3)

Cada uno de los tipos de inoxidable dúplex cumple con una función industrial específica y esta es debida fundamentalmente a su composición química, la cual puede no solo promover su característica resistencia a los diferentes tipos de corrosión sino sus destacadas propiedades física y mecánicas.

2.1.3.3 Composición química de los aceros inoxidable dúplex

La presencia de los elementos de aleación son los responsables en gran medida de las propiedades físicas y mecánicas logradas en los aceros aleados, y los inoxidable dúplex no son la excepción, a continuación se presenta las

concentraciones de los diferentes elementos que le confieren principalmente su gran capacidad para resistir la corrosión (Ver Tabla 2. 1).

Tabla 2. 1 Composición química de aceros inoxidable dúplex en % e.p (7)

UNS	Nombre	C	N	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cu	W	P	S
S32900	329	0.08	...	23.0-28.0	2.5-5.0	1.0-2.0	1.0	0.75	0.040	0.030
S31200	44LN	0.03	0.14-0.20	24.0-26.0	5.5-6.0	1.2-2.0	2.0	1.0	0.040	0.030
S31260	DP3	0.03	0.10-0.30	24.0-26.0	5.5-7.5	2.5-3.5	1.0	0.75	0.2-0.8	0.1-0.5	0.030	0.030
S31500	3RE60	0.30	0.05-0.10	18.0-19.0	4.25-5.25	2.5-3.0	1.2-2.0	1.4-2.0	0.030	0.030
S31830	2205(old)	0.03	0.08-0.20	21.0-23.0	2.5-3.5	2.5-3.5	2.0	1.0	0.030	0.020
S32001	19 D	0.03	0.05-0.17	19.5-21.5	1.0-3.0		4.0-6.0	1.0	0.040	0.030
S32003	2003	0.03	0.14-0.20	19.5-21.0	3.0-4.0	1.5-2.0	2.0	1.0	0.040	0.030
S32101	2101	0.04	0.20-0.25	21.0-22.0	1.35-1.70	0.1-0.8	4.0-6.0	1.0	0.1-0.8	...	0.040	0.030
S32205	2205	0.03	0.14-0.20	22.0-23.0	4.5-6.5	3.0-3.5	1.0	2.0	0.030	0.020
S32304	2304	0.03	0.05-0.20	21.5-23.5	3.0-5.0	3.0-5.0	2.5	1.0	0.05-0.6	...	0.040	0.040
S32520	Uranus 52 N+	0.03	0.20-0.35	24.0-26.0	5.5-8.0		1.5	0.8	0.5-3.0	...	0.035	0.020
S32550	255	0.04	0.10-0.25	24.0-27.0	6.0-8.0	2.9-3.9	1.5	1.0	1.5-3.0	...	0.040	0.030
S32750	2507	0.03	0.20-0.30	24.0-26.0	6.0-8.0	3.0-5.0	1.2	0.8	0.5	...	0.035	0.020
S32760	Zeron 100	0.03	0.20-0.30	24.0-26.0	6.0-8.0	3.0-5.0	1.0	1.0	0.5-1.0	0.5-1.0	0.030	0.010
S32906	2906	0.03	0.30-0.40	28.0-30.0	5.8-7.5	1.5-2.6	0.8-1.5	0.5	0.8	...	0.030	0.030
S32950	7-Mo Plus	0.03	0.15-0.35	26.0-29.0	3.5-5.2	1.0-2.5	2.0	0.6	0.035	0.010
S39274	DP3W	0.03	0.24-0.32	24.0-26.0	6.0-8.0	2.5-3.5	1.0	0.8	0.2-0.8	1.5-2.5	0.030	0.020
S39277	AF 918	0.025	0.23-0.33	24.0-26.0	6.5-8.0	3.0-4.0	0.8	0.8	1.2-2.0	0.8-1.2	0.030	0.020

En esta sección se detalla la composición química de cada tipo de acero inoxidable dúplex, lo anterior con la finalidad de ofrecer mayor detalle para la comprensión de las propiedades físicas y anticorrosivas que estos materiales tienen.

La composición química de los aceros inoxidables Lean dúplex SS, se puede resumir como un sistema de aleación con alto contenido de Cr, bajo Ni y virtualmente con muy bajos contenidos de Mo (Ver Tabla 2. 2) (3).

Tabla 2. 2 Composición química de aceros inoxidables Lean dúplex SS en % e.p (3)

Nombre	UNS	C %	Cr %	Ni %	Mo %	<u>N %</u>	Otros %
2101	S32101	0.04	21	1.5	0.5	0.22	Mn=5
2102	S82011	0.03	21.5	1.5	0.5	0.21	Mn=2.5
2202	S32202	0.03	22	2	0.5	0.22	
2304	S32304	0.03	23	4	0.5	0.12	

Por su parte los aceros inoxidables dúplex SS con considerados aceros de alto contenido de Cr, y con moderado contenido de Ni y Mo y con porcentajes de N en el orden del 0.16%.(Ver Tabla 2. 3) (3).

Tabla 2. 3 Composición química de aceros inoxidables dúplex SS % e.p (3)

Nombre	UNS	C %	Cr %	Ni %	Mo %	<u>N %</u>	Otros %
2003	S32003	0.03	20	3.5	1.7	0.16	
2404	S82441	0.03	24	3.5	1.5	0.22	Cu
2205	S31803	0.03	21.8	5	2.8	0.12	
2205	S32205	0.03	22.5	5	3.2	0.16	

Por lo que respecta a los aceros inoxidables Súper Dúplex e Hiperdúplex (2707), poseen mayores contenidos de Cr que los casos previos, así como mayores contenidos de Ni, Mo y otros elementos importantes de aleación como lo son el Cu y W (Ver Tabla 2. 4) (3).

Tabla 2. 4 Composición química de aceros inoxidables Súper dúplex SS e Hiperdúplex % e.p (3)

Nombre	UNS	C %	Cr %	Ni %	Mo %	<u>N %</u>	Otros %
2507	S32750	0.03	25	7	4	0.28	Cu=0.5
255	S32550	0.03	25.5	5.5	3.4	0.2	Cu=2.0
Z100	S32760	0.03	25	7	3.5	0.25	Cu=0-75 W=0.75
2707	S32707	0.03	27	6.5	4.8	0.4	

2.1.3.4 Propiedades mecánicas de los aceros inoxidables dúplex

Como se mencionó anteriormente, en muchos sentidos, las aleaciones inoxidables dúplex representan una combinación de lo mejor de los dos mundos, tratándose de una aleación austenítica y ferrítica.

Ofrecen alta resistencia como recocido, con una muy buena dureza y ductilidad (1).

Algunas propiedades de estos aceros son (8):

- 1) Parcialmente magnéticos
- 2) Buena resistencia a la corrosión general
- 3) Tienen menor tendencia que los austeníticos al SCC, pero no son inmunes.

Los aceros inoxidables Dúplex son aleaciones base hierro con Cr y Mo, con suficiente cantidad de estabilizadores de la austenita, Ni y N para lograr el

balance entre la ferrita y la austenita. El resultado es una adecuada combinación de estas dos fases, la austenita confiere ductilidad y la ferrita resistencia a la corrosión específicamente al agrietamiento por corrosión asistido por esfuerzos (SCC por sus siglas en inglés). El Mo 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 homogenización del Cr en la misma es mayor que si fuese austenita y por lo tanto la disminución de la concentración de Cr en el límite de grano no es tan pronunciada impidiendo la corrosión intergranular.

Consecuentemente los aceros dúplex son usados en las más severas condiciones de temperatura y contenido de cloruros, donde los inoxidable austeníticos sufren corrosión asistida por esfuerzos, picaduras y corrosión en esquicios o hendiduras.

Los inoxidable dúplex son aceros con una resistencia a la SCC intermedia ubicada justamente entre la resistencia que ofrecen los austeníticos y los ferríticos por separado, la que disminuye con el trabajo en frío. Estos aceros tienen más tenacidad que los ferríticos, debido a ello se les consigue en forma de chapa que se suelen usar para fabricar placa-tubo de los intercambiadores de calor (7).

2.1.3.5 Aplicación de los aceros inoxidable dúplex en la industria petroquímica y sus principales retos

Cada vez más la industria petroquímica enfrenta el importante reto de operar en ambientes con características crecientes de corrosividad, y ambientes adversos en general. El caso particular de las plataformas de petróleo las cuales presentan un caso especial, dado que los costos de mantenimiento son en sí altos, los ambientes corrosivos son severos y las multas por exceso de peso también son altas. Un ahorro por tonelada de peso en la plataforma, puede impactar en un ahorro de \$100,000 dólares en acero en los componentes de la

parte submarina. Esto puede ser enfrentado con estrategias que permiten un rápido retorno de la inversión con el uso de materiales con resistencia a la corrosión.

Los aceros inoxidable son buenos candidatos para este tipo de servicios, y ello depende de la disponibilidad y de los precios de mercado que se tengan en este tipo de materiales para su eventual selección.

Se puede decir que casi cualquier tipo de acero inoxidable puede ser empleado para la plataforma en la parte exterior, en componentes como tuberías, bombas, bridas, guarniciones, etc.

Generalmente los componentes en contacto directo con el agua de mar son de 22Cr dúplex con protección catódica o bien 25 Cr sin protección catódica. (1)

Otro reto importante enfrentado con aceros inoxidable en la industria petroquímica es en el equipamiento de las refinerías. El crudo en sí mismo resulta ser un fluido muy corrosivo, y al momento de ser refinado tanto los químicos empleados y las temperaturas utilizadas agravan esa corrosividad. Los agresivos agentes químicos a los que debe resistir el material de la refinería incluyen sulfuro de hidrógeno, dióxido de carbono, ácido nafténico, ácidos poliónicos, cloruros, ácido sulfúrico, así como alcalinos de oxidación simple.

Algunas veces, las temperaturas de uso son en las que tienen lugar la transformación de fases frágiles o de sensibilización. La Tabla 2. 5 muestra los más importantes procesos de una refinería y los materiales empleados para cada uno de ellos.

Tabla 2. 5 Aceros inoxidables empleados en diferentes aplicaciones en la industria petroquímica (1)

Proceso	Agentes corrosivos	Aplicaciones	Aleaciones	Observaciones
Destilación de crudo	Ácidos con contenido de sulfuros (ACS)	Pre calentadores, torres de destilación	405, 409, 410	...
Fracción al vacío	ACS, cloruros	Torres	405, 410, 316	Depende de la corrosividad del crudo
Coquizadora	ACS, H ₂ S	Condensadores Tambores de coque	S44753, 2205 409	Depende del nivel de cloruros Depede de la corrosividad del crudo
Planta de gas	H ₂ S, agua, Cl-, amonia	Compresor de enfriadores, tubería de recalentamiento Bandejas	Al-6XN, 2205, 2507 410S, 316L
Planta de aminas	Amonia, MEA, DEA	Recalentadores, bandejas, filtros Tubería de condensación	304L, 316L	...
Alquilación de ácido sulfúrico	Ácido sulfúrico	Contactos; mezcaldoras Tubería de efluencia	20Cb3 316L	Bajo pH, posible exsusión ...
Hidrotratamiento	H ₂ S, amonio, APT (a)	Secciones calientes	321, 347	Exposición prolongada a altas temperaturas
Reformación catalítica	Se requiere resistencia a altas temperaturas	General Interiores del reactor	410S, 304 304	... Regeneración catalítica de HCl
Fraccionamiento catalítico de fluidos	HCl residual, alta temperatura	Intercambiadores de calor Bandejas Ciclones, líneas de vapor	2205 410 304	... Condensadores con requerimientos de 6Mo ...
Planta de hidrógeno Hidrocraeking	Sulfuros, cloruros	Tubería intercambiadores de calor	304 409, 321,347, 2205, 6Mo	... Dependiente de las temperaturas, riesgo de cloruros
Despojo de aguas ácidas	Ácido sulfúrico, bisulfuro de amonio, cloruros	Stripper	304, 20Cb3, 2205	La severidad dependiente de la presencia de ácido sulfúrico

(a)APT, ácido politiónico

Algunos ejemplos específicos sobre la aplicación de aceros inoxidables dúplex en la industria petroquímica son los que a continuación se refieren:

Equipos Petroquímicos Gansu Lanke, es una de las empresas más importantes en China dedicada a la fabricación de intercambiadores de calor para la industria petroquímica y con el uso de aceros inoxidables dúplex 2205, en la manufactura de componentes como platos de enfriadores de aire (plate air – cooler) y platos para los intercambiadores de calor (plate shell heat exchangers) logró extender su vida de servicio en refinerías de petróleo de 1 a 3 meses a 2 años y más.

El problema enfrentado era que este tipo de componentes eran manufacturados en acero inoxidable austenítico y cuya vida de servicio no superaba los 3 meses (6 meses en ciertas condiciones de operación), empleando este tipo de aceros, se llegó a detectar corrosión severa incluso a tan solo un mes de operación.

Tanto los platos enfriadores de aire (plate air –cooler) y platos para los intercambiadores de calor (plate shell heat exchangers) fueron expuestos a

condiciones de operación con temperaturas superiores a los 140°C y 170°C respectivamente así como en presencia de cloruros con contenidos de cientos de partes por millón (ppm).

Los ingenieros de Gansu Lank iniciaron la experimentación con dúplex 2205 como reemplazo de los austeníticos 316 L (1.4404) en 2007, atraídos por la alta resistencia mecánica y resistencia a la corrosión de los inoxidables dúplex. Los ingenieros deseaban cambiar el diseño de los platos para incrementar la transferencia de calor en los intercambiadores de calor.

Al plantear sus necesidades de conformado para el nuevo diseño de los platos de enfriamiento y de los intercambiadores de calor a su proveedor de aceros inoxidables, se encontraron con que los dúplex ofrecen una moderada elongación y limitada formabilidad comparado con los grados austeníticos. La investigación conjunta entre los ingenieros de Gansu Lank y los proveedores del acero inoxidable quienes proporcionaron información sobre las propiedades metalúrgicas del 2205 realizando pruebas y valoración de los platos, hasta lograr un nuevo diseño tubular en reemplazo de los platos enfriadores e intercambiadores de calor utilizando este material con 0.6 mm de espesor.

La compañía ha reemplazado satisfactoriamente el acero austenítico empleado en estos componentes con dúplex 2205. Las refinerías se han visto beneficiadas cosechando beneficios económicos, por ejemplo los que resultan de los paros por mantenimiento ya que son menos e incluso más cortos. El uso de los dúplex ha extendido la vida de servicio de estos componentes en los enfriadores e intercambiadores de calor de 1 a 3 meses a 2 años y más después de su instalación.

Hoy en día, las refinerías de crudo en China emplean las unidades tubulares en los intercambiadores calor. Estas unidades tubulares alcanzan la misma eficiencia que los platos con solo un 30% del espacio y peso y a un 50% del costo. Estos ahorros se traducen en una mayor eficiencia lo que es importante al incrementar la capacidad de la refinería, así mismo no se hizo necesario

expandir la capacidad de los platos de los intercambiadores de calor. Como resultado de este trabajo conjunto de investigación se espera que cada vez más en las refinerías alrededor del mundo se sustituyan los platos de los intercambiadores de calor por unidades tubulares de acero inoxidable dúplex (10).

Otro ejemplo de las aplicaciones de los aceros inoxidables dúplex es el documentado por la Petro Canadá, quienes recientemente implementaron Súper dúplex 2507 en un campo petrolero costa fuera en Newfoundland, Canadá con la finalidad de combatir la corrosión existente en tuberías por la presencia de agua salada. Los aceros inoxidables Súper dúplex 2507 son aceros de alta aleación para servicio en condiciones extremadamente corrosivas. Desarrollado con altos contenidos de Cr, Mo y N, principalmente para aplicaciones con exposiciones a entornos con altos contenidos de cloruros como el agua de mar. Los Súper dúplex presentan alta resistencia a la tensión, resistencia al impacto, baja expansión térmica, alta conductividad, excelente resistencia a la SCC y alta resistencia a la corrosión por picaduras, son algunas propiedades que resultaron de gran valor para su selección en esta aplicación industrial (2).

En 2007, Lean dúplex SS AL2003 fue exitosamente empleado por primera vez en tubería flexible. La empresa Murphy Oil en un capo costa fuera de Sabah en Malasia denominado: Kikeh Field.

Las tuberías flexibles son comúnmente empleadas alrededor del mundo para transportar fluidos desde los campos de gas y petróleo bajo el océano a puntos de procesamiento posterior. Estas tuberías típicamente consisten de polímeros y aceros al carbono que son extruidos y unidos helicoidalmente en el interior de una carcasa de acero inoxidable. Tanto los inoxidables dúplex como los austeníticos han sido empleados en las carcasas en las tuberías flexibles por muchos años.

Las tuberías flexibles presentan absolutamente un muy buen desempeño en lo que a resistencia a la corrosión se refiere. De manera adicional, para campos petroleros a grandes profundidades, otro componente crítico es la alta resistencia mecánica. Dado que las tensiones de la tubería se incrementan con las longitudes requeridas, se requieren mayores áreas seccionales, lo que conlleva a un incremento en el peso de la tubería. El campo Kikeh a 1400 m, efectivamente es un campo muy profundo inclusive para utilizar el 316L para tubería.

Se desarrollaron diversas pruebas para evaluar la resistencia al colapso, resistencia a la erosión, resistencia mecánica, resistencia a la corrosión y resistencia a la fatiga todo lo anterior considerando los entornos esperados a esas profundidades y condiciones ambientales. Con base en los resultados obtenidos se determinó que el AL2003 cumple o excede al 316L in todas las pruebas cualificadas y se considera una mejorada alternativa al 316L para las carcasas de tuberías flexibles. AL2003 fue también evaluado contra el dúplex 2205, mientras este inoxidable superó al AL2003 en muchas áreas, los resultados fueron tales que se considera; este Lean dúplex, satisfactorio para su uso en las condiciones ambientales del campo Kikeh. AL2003 ofrece una buena relación costo beneficio por encima del dúplex 2205 y es considerado ideal para las altas presiones a los que están sujetas las tuberías para transporte de hidrocarburos dulces, moderadamente amargos y gas (2).

2.2 Procesos de soldadura aplicados en aceros inoxidables dúplex

Todos los tipos de aceros inoxidables pueden ser soldados virtualmente por todos los procesos de soldadura. En gran medida, la selección del proceso está en función de la disponibilidad del equipo. Sin embargo el más simple y universalmente aplicado es el proceso manual de soldadura por arco con electrodo metálico revestido (SMAW por sus siglas en inglés). Este proceso se ha aplicado a materiales desde 1.2 mm (0.05 pulgadas) de espesor, no existiendo límite superior en cuanto al grosor se refiere.

Otros procesos comúnmente empleados para soldar aceros inoxidables son soldadura por arco con gas tungsteno de protección, soldadura por arco con gas de protección, arco sumergido, soldadura por arco con núcleo de fundente (GTAW, GMAW; SAW, FCAW, respectivamente por sus siglas en inglés) y diversas formas de soldadura por resistencia. También la soldadura por arco plasma, la soldadura láser y la soldadura por haz de electrones (PAW, LBW y EBW, respectivamente por sus siglas en inglés) llegan a ser empleadas en la unión de este tipo de materiales. (11).




De manera particular los procesos de soldadura aplicados en aceros inoxidables dúplex deben desarrollarse con la finalidad de lograr una resistencia aceptable a la corrosión, así como elevadas propiedades mecánicas y resistencia en la soldadura. Se debe tener en cuenta que soldar aceros inoxidables dúplex no es difícil es solo diferente (3).

2.2.1 Comportamiento básico de la fusión durante la soldadura

Los procesos de soldadura de los aceros inoxidables son inherentemente diferentes a la soldadura en aceros al carbono y de los aceros de baja aleación. Se deben considerar dos propiedades físicas de marcada relevancia de los aceros inoxidables, mismos que influyen y afectan la soldabilidad de estos materiales: la conductividad térmica y el coeficiente de expansión térmica (8).

2.2.1.1 Conductividad térmica

Los aceros inoxidables austeníticos tienen aproximadamente 1/3 de la conductividad térmica de los aceros de bajo carbono, por lo que de ser soldados con los mismos parámetros como se muestra en la Figura 2. 9, mucho menos calor será difundido en las regiones lejanas de la soldadura. Esto produce soldaduras mucho más amplias en el caso de los aceros austeníticos en comparación con los aceros de bajo carbono (8).

Tipo de acero	Conductividad térmica*	
Aceros de bajo carbono	35	
410 Inoxidables martensíticos 430 Inoxidables ferríticos	15-17	
304 Inoxidables austeníticos	11-13	

*Btu/hr-ft-F

Figura 2. 9 Ilustración esquemática del botón de soldadura producido por procesos por arco con los mismos parámetros (corriente, voltaje y velocidad de avance) en diferentes (8).

Los inoxidables martensíticos y ferríticos tienen una conductividad térmica aproximadamente de $\frac{1}{2}$ de los aceros al carbono. El ancho de los cordones de soldadura elaborados con estos mismos parámetros producirá soldaduras más largas que en los aceros al carbono, pero más pequeñas que en los aceros austeníticos.

Para producir cordones de soldadura similares en cada material se deberán emplear menores entradas de calor en el caso de los aceros ferríticos y martensíticos que en el caso de los aceros al carbono. En el caso de los aceros austeníticos se deberán emplear entradas incluso menores que en los casos recién mencionados (8)

2.2.1.2 Expansión térmica

Existen diferentes coeficientes de expansión térmica de los aceros inoxidables austeníticos comparada con los aceros al carbono. Esta propiedad determina la cantidad de material expandido cuando es calentado y se contrae cuando es enfriado. Durante la soldadura, la expansión térmica produce distorsión. A mayores coeficientes de expansión térmica hay mayor expansión y contracción y por lo tanto se presenta una mayor cantidad de distorsión.

Como se muestra en la Figura 2. 10, los aceros inoxidable austeníticos tienen un coeficiente de expansión aproximadamente del 50% mayor que los aceros al carbono, mientras que los martensíticos y ferríticos son similares a los aceros al carbono. Si los parámetros de soldadura se cambian en los aceros inoxidable austeníticos para lograr una misma geometría que en los aceros al carbono y en los aceros ferríticos y martensíticos en su soldadura, la distorsión será significativamente mayor en los inoxidable austeníticos (8).

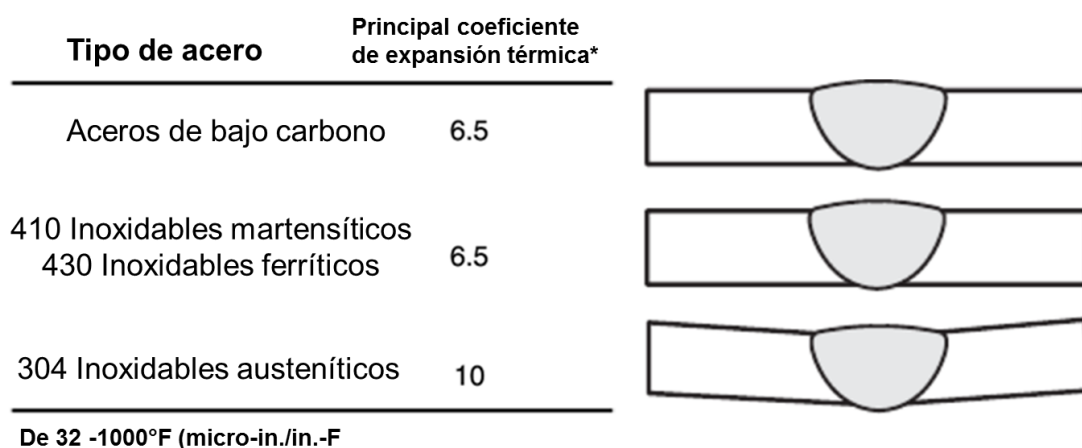


Figura 2. 10 Esquema de la distorsión producida por procesos de arco empleando los mismos parámetros (corriente, voltaje y velocidad de avance) en diferentes materiales (8).

En la Figura 2. 9 y la Figura 2. 10, se ilustra cómo los parámetros involucrados en la fusión durante la soldadura son significativamente diferentes de aquellos aplicados en los aceros al carbono. Es importante tomar en cuenta que los parámetros que se involucran en la unión de inoxidable austeníticos por procesos de fusión son a menores temperaturas, a menores entradas de corriente y mayores velocidades de avance, etc) que en los aceros al carbono (dada la baja conductividad térmica), así como la reducción de la distorsión (causada por la mayor expansión térmica).

En el caso de la soldadura por resistencia, los austeníticos tienen también menor conductividad eléctrica (es decir, una mayor resistencia eléctrica). Esto significa que se requieren menores entradas de corriente para producir un botón

de soldadura similar en austeníticos que en aceros al carbono, y ello se ve reflejado en los parámetros para los procesos de unión por resistencia.

Así mismo, es importante hacer notar que las tablas de parámetros de soldadura por arco o por resistencia hacen referencia a los aceros austeníticos. Los parámetros para ferríticos y martensíticos se encuentran ubicados entre los definidos para los inoxidable austeníticos y los aceros al carbono (8).

2.2.2 Consideraciones generales para la soldadura de aceros inoxidables dúplex

Tratándose del tratamiento térmico antes de la soldadura, la preparación y proceso de la soldadura en sí, ya sea aceros forjados o vaciados, los aceros inoxidables deben soldarse después de haber recibido un tratamiento de solubilización a temperaturas efectivas en rangos de entre los 1040-1150°C, en donde el tipo de tratamiento estará condicionado tanto por la composición como por el tamaño de la sección del acero a tratar. Los enfriamientos rápidos después del tratamiento de solubilidad se realizan con la intención de mantener en niveles óptimos la relación de las fases ferrita/austenita lo anterior con la finalidad de evitar tanto como sea posible la precipitación de segundas fases como sigma, carburos, carbonitruros y α' y con ello restringir cualquier endurecimiento potencial. Estos materiales suelen ser adquiridos con este tratamiento de solubilización (12).

Los aceros inoxidables dúplex difieren de los aceros inoxidables austeníticos en su respuesta metalúrgica ante los procesos de soldadura, debido principalmente a que son aproximadamente 50% ferrita y 50% austenita y ello impacta en una mayor conductividad térmica a bajas temperaturas y a que la ferrita posee mayor capacidad de difusión. Esta aleación solidifica completamente en modo ferrítico y dado que la ferrita rechaza un poco de azufre la fragilización en caliente no es un problema. Así que comparado con los aceros inoxidables austeníticos los dúplex tienen los siguientes factores distintivos:

1. El modo de solidificación de los inoxidables dúplex poseen una buena resistencia al agrietamiento en caliente. Los enfriamientos rápidos de las soldaduras producen uniones y zonas afectadas por el calor (ZAC) con más ferrita que el material original debido al enfriamiento a alta temperatura de la ferrita.
2. Las aleaciones dúplex son más sensibles a problemas en la ZAC debido a su generalmente alto contenido de Cr y Mo adicional en la fracción ferrítica que deriva en la formación de precipitados fragilizadores intermetálicos de manera más rápida que en los austeníticos, minimizando la exposición total a altas temperaturas y ello se traduce en una preocupación primordial al trabajar en este tipo de materiales.
3. La sensibilización por la precipitación de carburos no es un problema con las aleaciones dúplex, la formación de fases intermetálicas pueden sin duda derivar en disminución o pérdida de la resistencia a la corrosión característica de estos materiales.
4. Los dúplex, al igual que todos los aceros inoxidables, deben ser protegidos de la oxidación durante la soldadura con gases de protección y dado que el N es un elemento crucial en los dúplex, éste debe ser parte de la mezcla del gas de protección al momento de soldar estos materiales.
5. La limpieza antes y después de la soldadura es de igual de importancia que en los aceros austeníticos (1).

Las modernas aleaciones dúplex tienen la tendencia de formar ferrita en exceso cuando son soldados y con ello la formación de fases intermetálicas fragilizadoras rápidamente. La adición de importantes cantidades de N, estabilizan la austenita a altas temperaturas, de tal manera que durante la soldadura no exista una formación adicional de ferrita (1).

El N también disminuye la velocidad en la que las fases intermetálicas se forman, alargando el tiempo de soldadura sin precipitación. Así la promoción de mayor formación de austenita a altas temperaturas, la adición de altas

cantidades de N, en niveles mayores 0.12%, se reduce la tendencia de la precipitación del nitruro de cromo.

La clave para soldar aceros inoxidable dúplex radica en prevenir la formación de fases fragilizadoras, mientras que se mantenga la relación 50% austenita y 50% ferrita en la estructura tanto como sea posible. El objetivo es minimizar el tiempo de exposición a temperaturas entre los 500 y los 900°C (930 a 1650°F) y al mismo tiempo permanecer lo suficiente por encima de los 1000°C (1830°F), para promover la formación de suficiente austenita.

Si la soldadura no puede ser recocida, entonces incrementar los niveles de Ni en el metal de aporte (por ejemplo 2209 con metal base 2205) (1).

2.2.3 Procesos de soldadura por arco en aceros inoxidable dúplex

Estas aleaciones cuando han sido trabajadas en frío usualmente no son soldadas, debido a la disminución de la resistencia mecánica que la soldadura adquiere en comparación al metal base. Las aleaciones con tratamiento térmico de recocido se consideran fácilmente soldables. Por lo que respecta al metal de aporte se selecciona en función de la producción de los volúmenes de ferrita y austenita. En el caso de que en el proceso de fabricación se requiera emplear soldadura autógena, los resultados serán uniones con propiedades mecánicas pobres y con menor resistencia a la corrosión. Los procesos de soldadura son esencialmente desarrollados para tener un adecuado control de ferrita/austenita, lo anterior con la finalidad de prevenir la formación de fases perjudiciales o compuestos intermetálicos.

Los aceros inoxidable dúplex son comúnmente unidos por procesos de soldadura como SMAW, SAW, GTAW y GMAW, entre otros. Dónde la soldadura debe ser tratada térmicamente antes de dar por terminada la unión, es común emplear metal de aporte con afinidad en composición química con el metal base.

En la práctica es frecuente utilizar metales de aporte sobrealeados con contenidos adicionales de 2% a 2.5% de Ni, lo anterior promueve el balance entre las fases ferrita/austenita en proporciones de 50/50, si la soldadura es enfriada rápidamente.

La soldadura autógena no es recomendada para láminas por encima de los 2 mm de espesor, para los aceros inoxidable dúplex.

Normalmente el gas argón es utilizado tanto para funciones de protección del arco y gases de respaldo (backing gases), y la soldadura no inicia sino hasta que el nivel de oxígeno cae por debajo del 0.1%.

El diseño de una buena unión, un buen control de temperaturas en interpases y un mantenimiento bajo de las entradas de calor son variables esenciales para una buena soldadura.

El máximo calor de entrada permisible y temperatura de interpases se incrementa en la medida en la que el espesor también aumenta. Los valores de estos parámetros generalmente disminuyen con el aumento de los elementos de aleación. Si las entradas de calor o las temperaturas de interpases son muy elevadas, existe el riesgo de precipitación de la fase sigma (σ) o Chi (χ) en la zona afectada por el calor (ZAC) o en la soldadura. Las fases intermetálicas, son compuestos ricos en Cr y en Mo, que dejan desprotegida la zona alrededor de ellos, reduciendo con ello la resistencia a la corrosión localizada. Las fases sigma y chi también reducen la propiedad de resistencia al impacto. En muchas aplicaciones, particularmente en la industria del gas y el petróleo, la dureza a bajas temperaturas se ve comprometida favoreciendo con ello también la resistencia a la corrosión (8).

2.2.3.1 Soldadura de Arco Metálico con Protección de Gas y Electrodo de Tungsteno (GTAW, Gas Tungsten Arc Welding)

La soldadura de arco metálico con protección de gas y electrodo de tungsteno (GTAW), el proceso consistente de un arco eléctrico con gas de protección, el cual emplea la intensidad de calor generada por el arco eléctrico entre un electrodo de tungsteno y el metal base que será soldado. El electrodo de tungsteno no es consumible y en éste proceso a diferencia de otros, el aporte se provee separadamente (Ver Figura 2. 11) (13).

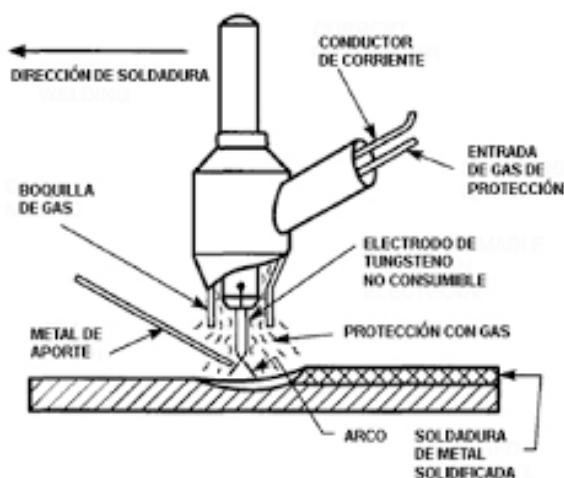


Figura 2. 11 Principio de operación de GTAW (13)

El proceso GTAW se emplea para la producción de soldaduras manuales cortas con o sin metal de aporte. También puede ser un proceso mecanizado o automático y ello depende de la geometría del equipo y de la aplicación. GTAW es un proceso generalmente seleccionado para realizar soldaduras de pase de raíz, debido a su capacidad de obtener soldaduras de alta calidad por encima de otros procesos. Cuando se utiliza como soldadura autógena, la cantidad de austenita en el metal de soldadura y en condiciones de alta temperatura debe estar altamente controlada ya que debe evitarse el deterioro de propiedades en esta región. Después de la

realización de soldaduras autógenas, se debe aplicar un tratamiento térmico de recocido con la finalidad de restablecer el balance microestructural, si no se aplica este tratamiento térmico, se considera que este proceso de soldadura no es adecuado para producir soldaduras con buenas propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión.

Por lo que respecta al gas de protección puede emplearse Ar o una mezcla de Ar y N (2% a 3% de N₂), esto para ayudar en la retención del N en el charco de soldadura (13).

2.2.3.2 Soldadura de Arco Plasma (PAW, Plasma Arc Welding)

La soldadura por arco de plasma, es un proceso de soldadura por arco que produce coalescencia de metales calentándolos con un arco constreñido entre un electrodo y la pieza de trabajo (arco transferido) o entre el electrodo y la boquilla de constricción (arco no transferido).

La protección generalmente se obtiene del gas caliente ionizado que sale del soplete. Este gas de plasma por lo regular se complementa con una fuente auxiliar de gas protector, el cual puede ser uno solo o una mezcla de gases inertes. No se aplica presión y se puede o no añadir metal de aporte (Ver Figura 2. 12) (13).

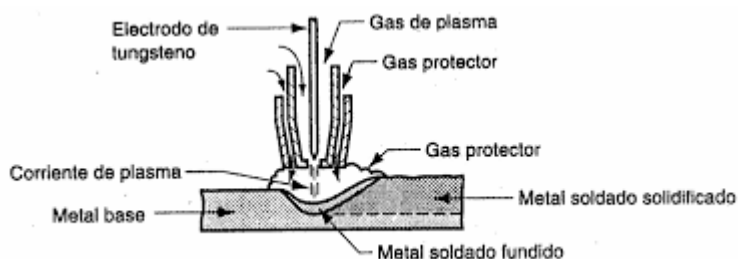


Figura 2. 12 Principio de operación de PAW (13)

PAW puede emplearse en la unión de aceros inoxidable dúplex y Superdúplex con o sin metal de aporte y deben seguirse las mismas consideraciones que las explicadas para GTAW. El gas de plasma empleado en este proceso es Ar y los gases de protección, de manera

similar que los mencionados en GTAW. La modalidad de soldadura por PAW denominado “Ojo de cerradura” (Key hole) se utiliza a menudo en soldaduras de costura longitudinal para la manufactura de tubería en dúplex y en Superdúplex. Se considera prácticamente mandatorio realizar el recocido después de la soldadura para el restablecimiento del balance microestructural (13).

2.2.3.3 Soldadura de arco metálico con protección de gas (GMAW, Gas Metal Arc Welding)

La soldadura de arco metálico con protección de gas, es un proceso donde la coalescencia se produce calentando un arco eléctrico entre un electrodo (consumible) de metal de aporte continuo y la pieza de trabajo. Toda la protección se obtiene de un gas o mezcla de gases suministrados externamente.

GMAW es el proceso elegido cuando lo que se busca son soldaduras con altas tasas de deposición. Este proceso puede ser mecanizado, automático y semiautomático. Este proceso tiene varias modalidades de uso; rocío, globular, cortocircuito y arco pulsado (Ver Figura 2. 13) (13).

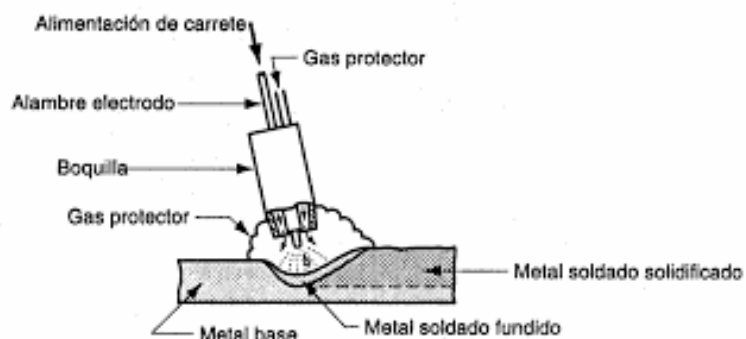


Figura 2. 13 Principio de operación de GMAW (13)

Cada modalidad del proceso tiene sus características térmicas y en ese sentido al soldar aceros inoxidables dúplex deben evitarse las grandes

entradas de calor, así como el manejo apropiado de técnica de soldadura como lo es el control de la temperatura interfase.

Las mezclas de gases para la protección en GMAW son un tanto más complejas que las empleadas en GTAW, por ejemplo se pueden emplear argón, argón-oxígeno, argón-helio-oxígeno, argón con pequeñas cantidades de dióxido de carbono y argón-nitrógeno. Las adiciones de helio a la mezcla de gases resultan de gran ayuda ya que mejora la fluidez del charco de soldadura (13).

2.2.3.4 Soldadura de Arco y Electrodo Revestido (SMAW, Shielded metal Arc Welding)

La soldadura de electrodo revestido (SMAW, por sus siglas en inglés) es, por mucho la más ampliamente usada de los diferentes procesos de soldadura por arco. Emplea el calor del arco para fundir el metal base y la punta del electrodo consumible (Ver Figura 2. 14) (13).

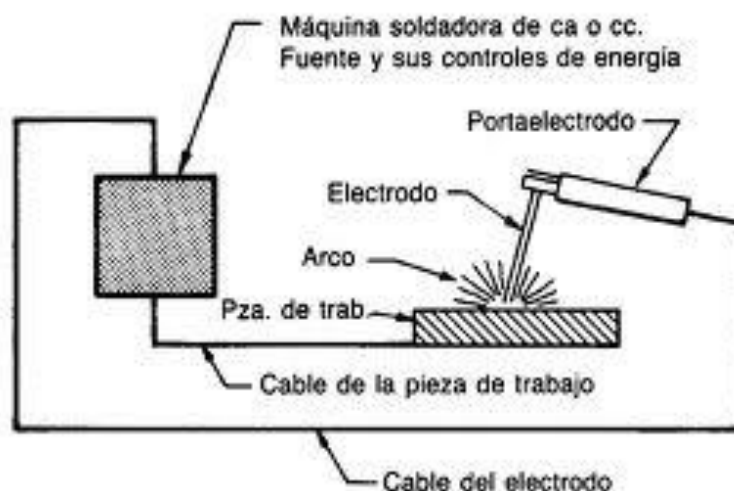


Figura 2. 14 Principio de operación SMAW (13)

SMAW no es un proceso recomendado para proceso de unión en aceros inoxidables dúplex con espesores menores de 2 mm (0.08 in). Para

espesores mayores, los electrodos requeridos para la unión de estos materiales deben tener una cobertura adicional de elementos de aleación especial. Los electrodos deben estar adecuadamente almacenados en un horno calentado a 95 ° C (200 ° F) para prevenir la absorción de humedad, lo cual puede llegar a derivar en la aparición de porosidad en la soldadura o agrietamiento inducido por hidrógeno (HIC, hydrogen–Induced cracking). Este proceso tiende a incrementar la cantidad de oxígeno en el metal de soldadura; la presencia de oxígeno puede reducir la dureza, y aun así cumplir con los requerimientos de los estándares para estas uniones. Esta disminución en la dureza no es un indicativo de la precipitación de intermetálicos, sino de la deposición de oxígeno procedente del fundente. El metal de aporte debe ser depositado con una técnica de soldadura recta con el mínimo de oscilación para evitar el excesivo calentamiento durante la soldadura, el cual puede conducir a una fragilización de la unión. De la misma manera, el arco de soldadura debe mantenerse lo más corto posible y la corriente lo suficientemente alta para lograr un arco suave y una buena fusión en la unión.

Cuando se emplea SMAW en las soldaduras de pase de raíz, ésta debe ser protegida con un gas inerte, tal y como se sugiere en GTAW. Si no se emplea gas de protección, el refuerzo de la soldadura del pase de raíz debe removerse, teniendo cuidado de no producir microgrietas en esta zona (13).

2.2.3.5 Soldadura de Arco Metálico con Electrodo Tubular (FCAW, Flux Cored Arc Welding)

FCAW es un proceso con similitudes con GMAW, ya que es capaz de lograr altas tasas de deposición de material de soldadura. En este proceso se emplea un electrodo tubular que en su interior contiene material fundente. Tanto el electrodo como el fundente de su interior contienen elementos que contribuyen al logro de las características operativas de las soldaduras realizadas mediante este proceso. La fabricación de los metales de aporte son específicos de cada fabricante, por lo que se pueden encontrar

comportamientos diferentes de metales de aporte obtenidos de diferentes proveedores.

Por lo que respecta a los gases de protección empleados para la unión de aceros inoxidables dúplex, cuando es necesario se aplican mezclas de 75% argón-25% CO₂ ó 100% CO₂ (Ver Figura 2. 15) (13).

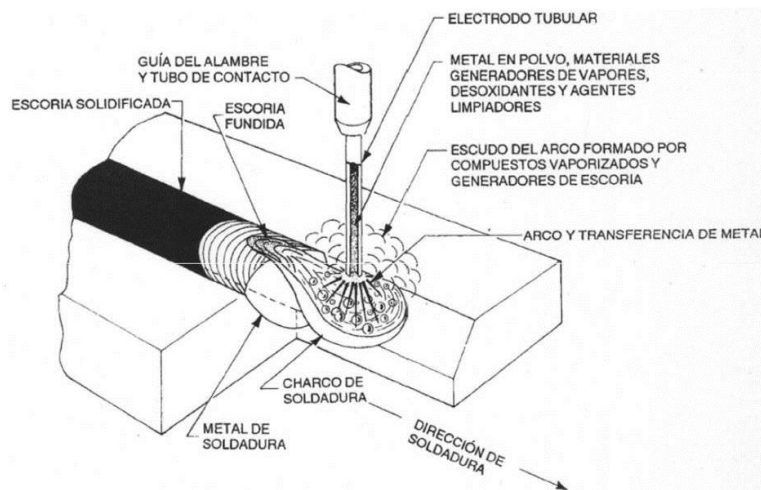


Figura 2. 15 Principio de operación de FCAW (13)

2.2.3.6 Soldadura por Arco Sumergido (SAW, Submerged Arc Welding)

El proceso SAW puede realizar largos depósitos de soldadura con menores permanencias totales de la ZAC a altas y bajas temperaturas. Usualmente se emplean metales de aporte con composiciones similares al metal base y estos pueden contener fundentes nanoaleados básicos con adiciones de Cr (Ver Figura 2. 16) (13).

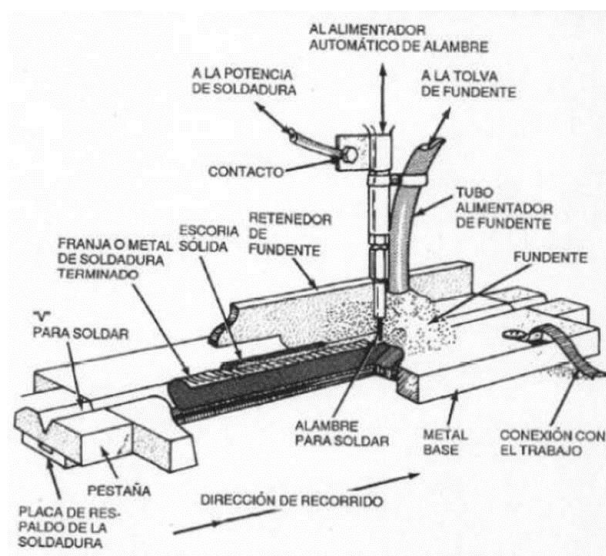


Figura 2. 16 Principio de operación de SAW (13)

2.2.3.7 Metales de aporte para soldaduras por arco

Los metales de aporte para la unión de aceros inoxidables dúplex se producen y comercializan por muchos productores de este tipo de consumibles. Todos ellos se encuentran en concordancia a las especificaciones de la Sociedad Americana de la Soldadura (AWS por sus siglas en inglés) y de los mismos fabricantes. Estos materiales están típicamente sobrealeados con Ni y esto se realiza con una estrecha relación con el metal base para el cual es asociado, lo anterior busca asegurar una óptimo balance de ferrita-austenita, cuando la estructura será empleada en condiciones directas de soldadura (as welded conditions).

Si fuera necesario aplicar un tratamiento térmico post-soldadura (PWHT, Post Welding Heat Treatment), se recomienda emplear materiales de aporte con composiciones similares al de los metales base.

La soldadura autógena, no se recomienda para los dúplex cuando se requiere en funciones donde no es posible aplicarle un tratamiento térmico de recocido después de ser soldado (13).

2.2.4 Efecto de los parámetros de soldadura en la precipitación de segundas fases en aceros inoxidables dúplex

Sin duda la forma en la que se establecen los parámetros de soldadura para la unión de aceros inoxidables resulta ser crítico. La soldabilidad se vuelve en ese sentido un tema central de análisis.

El logro de uniones sanas solo representa una parte del reto tecnológico en la unión de estos materiales. Evitar o minimizar la presencia de compuestos intermetálicos perjudiciales es parte importante del desafío, teniendo en cuenta que se trata de fenómenos que tienen lugar en amplios rangos de temperatura y a muy diversos tiempos de incubación.

Se han conducido diversas investigaciones, como la llevada a cabo por Ureña y colaboradores, quienes en el año 2006 realizaron un estudio en el que empleando el proceso de soldadura de arco plasma (PAW por sus siglas en inglés), observaron cómo la variación de ciertos parámetros de soldadura (Ver Tabla 2. 6) y el modo de operación del PAW fue posible controlar completamente la aparición de austenita secundaria, esto siempre que el calor de entrada se mantuviera por debajo de los 3,100 J/cm (condiciones de baja energía) en el modo de operación “Ojo de cerradura” (Key Hole) (14).

Tabla 2. 6. Parámetros de soldadura empleados en el estudio de soldabilidad de aceros inoxidables dúplex por medio de PAW (14)

Modo de operación de PAW:	Melt_In	Ojo de cerradura (Key Hole)
	15.00	35.00
Velocidad de avance (cm/min):	20.00	40.00
		45.00
	100.00	75.00
Amperaje (amperios):	125.00	
	150.00	
Distancia de la boquilla del gas de protección a la pieza de trabajo (mm):	3.00	3.00
		4.00
Diámetro del orificio de la boquilla de gas (mm):	1.75	1.15
	2.25	
Diámetro del electrodo de tungsteno (mm):	2.40	2.40
Orificio de flujo de gas Ar-2% H ₂ (L/min):	0.40	1.00
Flujo de gas de protección Ar (L/min) :	13.00	14.00
Flujo de gas de respaldo Ar (L/min):	7.00	7.00

Los materiales empleados en este estudio fueron láminas de acero inoxidable dúplex 2205 de 3 mm de espesor. La composición química del metal base fueron las referidas en la Tabla 2. 7

Tabla 2. 7. Composición química del acero inoxidable dúplex 2205 en %e.p (UNS S 32205) (14)

Elemento	C	Si	P	Cr	Ni	Mo	Cu	N	Nb	Mn	Si
% e.p	0.02	0.4	0.021	22.37	5.74	3.2	0.17	0.171	0.05	1.52	0.001

Como se puede apreciar en la Figura 2. 17, se tiene una ZAC muy estrecha; característica de ese proceso de soldadura (para este caso en particular con dimensiones menores a 150-250µm), donde el crecimiento de grano ferrítico estuvo muy limitado, inclusive esta característica reduce el tamaño de la ferrita columnar formada por solidificación epitaxial en la zona de fusión

(ZF). El crecimiento limitado del grano ferrítico en esta zona, limita la formación de austenita secundaria Widmanstätten.

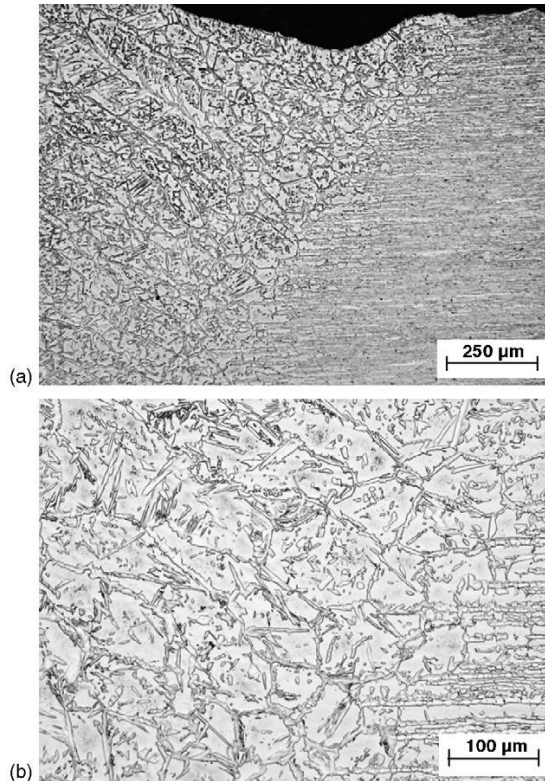


Figura 2. 17 Microestructura de uniones de acero inoxidable dúplex soldadas mediante PAW en modo de operación "Ojo de cerradura" (Key Hole). (a) Línea de fusión, (b) Detalle a mayor magnificación. Solución de ataque con ácido oxálico. Micrografías obtenidas de microscopio óptica (14)

Por el contrario, en el caso de las microestructuras obtenidas mediante PAW en modo de operación "Melt In" se observó precipitación de austenita secundaria en forma de agujas Widmanstätten que parten del límite de grano ferrítico y estas formaciones aciculares aumentaron su grosor en la medida en que se incrementaron las entradas energéticas en las condiciones de soldadura practicadas (Ver Figura 2. 18)

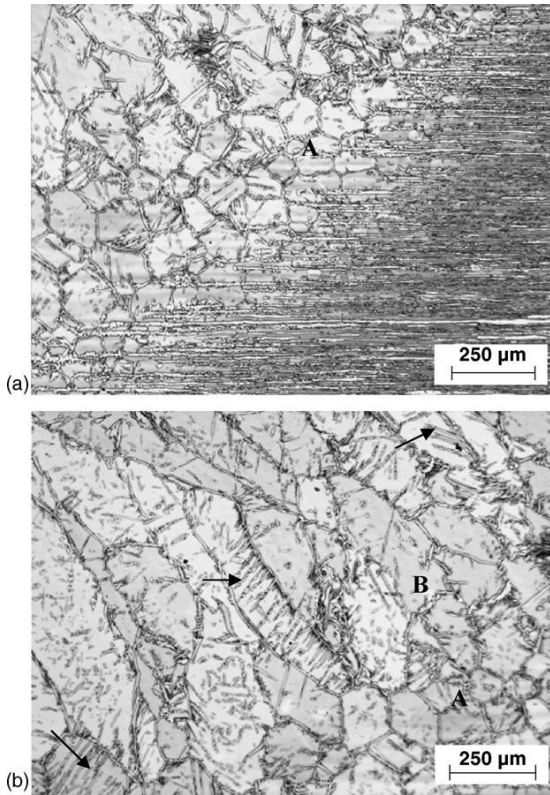


Figura 2. 18 Microestructura de uniones de acero inoxidable dúplex soldados mediante PAW en modo Melt In. (a) ZAC y (b) Zona de fusión. Solución de ataque con ácido oxálico (10%). Micrografías obtenidas de microscopio óptico (14).

Finalmente, este estudio reveló que aún y cuando el modo de operación del PAW de “Ojo de cerradura” mostró tener un buen efecto en la disminución (incluso eliminación) de austenita secundaria en las uniones soldadas de aceros inoxidables dúplex, cuando existen entradas de calor por encima de los 3100 J/cm, se da un efecto contrario y de manera particular cuando la distancia de la boquilla de la antorcha del PAW a la pieza de trabajo es de 3 mm. El efecto producido en estas condiciones es la formación de zonas de fusión parcial en el metal base y la aparición de fases intermetálicas a lo largo del límite de grano, tal y como se puede observar en la Figura 2. 19 (14).

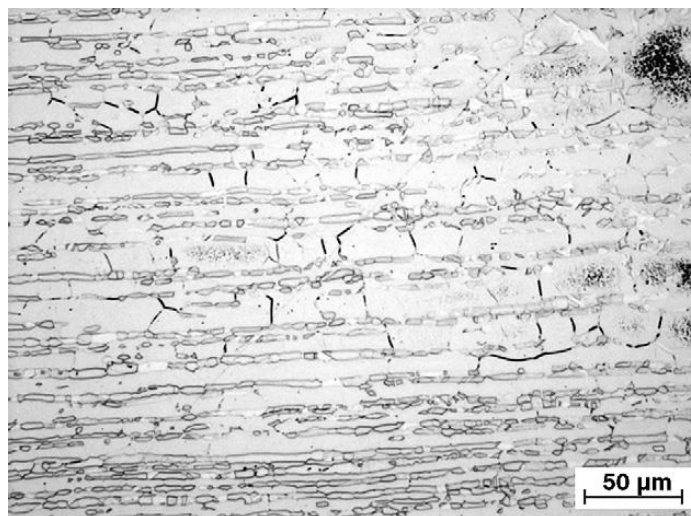


Figura 2. 19. Formación de compuestos intermetálicos intergranulares en la ZAC en aceros inoxidable dúplex 2205 unidos por PAW en modo de operación “Ojo de cerradura”. Solución de ataque con ácido oxálico (10%). Micrografías obtenidas de microscopio óptico (14).

Finalmente y para ilustrar de manera más clara el impacto que en este estudio tuvo el calor de entrada logrados con los parámetros de soldadura tanto para el modo “Melt-in” como para el “Ojo de cerradura” a continuación se detallan en la Tabla 2. 8 y Tabla 2. 9

Tabla 2. 8. Valores de calor de entrada obtenidos en las soldaduras en modo “Melt-in” (14)

Amperaje (A)	Velocidad de avance (cm/min)	Entrada de calor (J/cm)
100	20	5350
100	15	6450
125	20	7400
150	20	9000
125	15	9850
150	15	12600

En este caso en particular, tal y como lo ilustra la Figura 2. 18 (b) con entradas de calor de 7400 J/cm se dio la formación de austenita secundaria Widmanstätten.

Tabla 2. 9. Valores de calor de entrada obtenidos en las soldaduras en modo “Ojo de cerradura” (14)

Amperaje (A)	Velocidad de avance (cm/min)	Entrada de calor (J/cm)
75	45	2500
75	45	2550
75	40	3750
75	40	2850
75	35	3100
75	35	3200

Mientras que en el modo de operación “Ojo de cerradura” con entradas de calor de 2550 J/cm, tal como lo ilustra la Figura 2. 18, se trata de una unión soldada libre de precipitados. Por otra parte con este mismo modo de operación pero con entradas de calor de 3100 J/cm, como se pudo observar en la Figura 2. 19, ya se da la formación intergranular de compuestos intermetálicos (14).

Otro estudio realizado en 2012, Mourad y colaboradores investigaron los efectos que tienen los parámetros de los procesos de soldadura de arco protegido con gas y electrodo de tungsteno (GTAW por sus siglas en inglés) y de soldadura láser (LBW por sus siglas en inglés) en las propiedades de aceros inoxidables dúplex soldados mediante estos procesos.

El material empleado en este trabajo fue acero inoxidable dúplex 2205 (especificación UNS No. S31805) en láminas de 6.4 mm de espesor cuya composición química se muestra en la Tabla 2. 10 (15)

Tabla 2. 10. Composición química de acero inoxidable dúplex 2205 en % e.p. (UNS No. S31805) (15)

Elemento	Cr	Ni	Mn	C	Si	P	Mo	Cu	N	Fe
% e.p	22.2	4.7	1.72	0.03	0.037	0.03	2.55	0.2	0.17	68

Las láminas de dúplex fueron soldadas a tope con dimensiones de 150 mm x 100 mm x 6.4 mm tanto en GTAW como LBW. El láser empleado fue dióxido de carbono con una potencia de máxima de 9kW en modo de onda continua. En este caso se efectuó un solo pase de soldadura autógena. En el caso del proceso GTAW se aplicó soldadura por ambos lados de la lámina empleando metal de aporte ER2205 de 2 mm de diámetro. Los parámetros empleados para el estudio por el proceso GTAW se muestran en la Tabla 2. 11.

Tabla 2. 11. Parámetros de soldadura empleados para soldar láminas de dúplex 2205 mediante GTAW (15)

	Corriente	Voltaje	Velocidad de soldadura	Gas de protección	Flujo de gas
Parámetros	110 A	12 V	0.15m/min	Ar (100%)	15 l/min

Y los parámetros empleados para LBW se muestran en la Tabla 2. 12

Tabla 2. 12. Parámetros de soldadura empleados para soldar láminas de dúplex 2205 mediante LBW (15)

	Potencia (P)	Velocidad de avance (v)	Distancia de enfoque (Defocusing distance, Dd)	Gas de protección	Flujo de gas de protección
Parámetros	8kW	0.5 m/min	0.0 mm	Ar (100%)	20 l/min

Las microestructuras obtenidas con las condiciones previamente descritas para las uniones obtenidas mediante GTAW en el acero inoxidable dúplex fueron las siguientes en las diversas regiones identificadas en la lámina soldada (Ver Figura 2. 20) (15):

- Una relativamente amplia ZAC.
- Una gruesa región granular adyacente a la línea de fusión, la cual pudo ser resultado de la recién disolución de la austenita en el calentamiento y el subsecuente crecimiento del grano ferrítico.

- La microestructura presente en la ZAC consiste en granos alargados de ferrita, con una continua red de austenita al límite de grano ferrítico y precipitados de austenita intragranular.
- Se puede observar también austenita Widmanstätten precipitada del límite de grano austenítico.

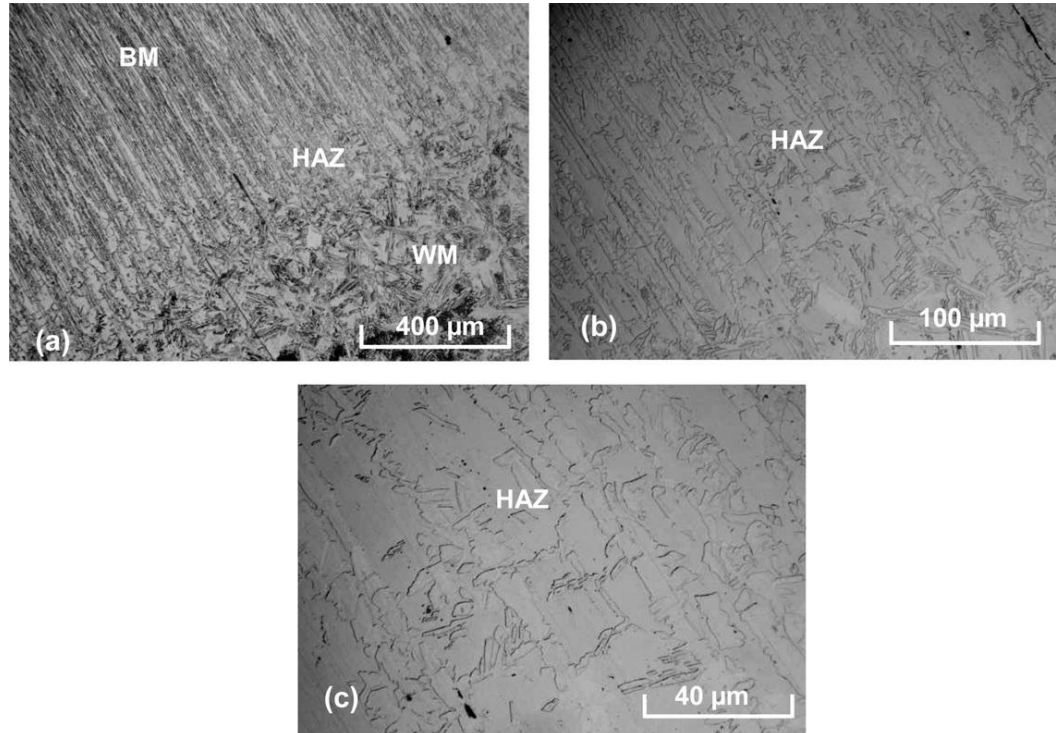


Figura 2. 20. Micrografías ópticas de uniones de acero inoxidable dúplex 2205 soldadas por GTAW. (a) MB, ZAC y soldadura, (b) y (c) ZAC a mayores magnificaciones. Los especímenes fueron atacados con una solución de 5 mg CuCl_2 , 100 ml de etanol, 100 ml de HCl (15).

En cuanto a las microestructuras obtenidas por medio de LBW, se realizaron cortes seccionales de la soldadura con la finalidad de apreciar la totalidad de las regiones a estudiar (MB, soldadura y ZAC) (Ver Figura 2. 21).

- En la soldadura, la microestructura consiste de una red de austenita en el límite de grano ferrítico con muy poca presencia de austenita intragranular precipitada.
- En la ZAC se detecta una estructura granular más fina que la encontrada en las soldaduras GTAW, esto probablemente debido a que la ZAC no

fue completamente ferrítica a altas temperaturas, y por ello se puede decir que tanto ferrita como austenita coexisten a altas temperaturas impidiendo con ello el crecimiento del grano ferrítico.

- También se detecta una austenita residual procedente de la microestructura forjada y aparece en las micrografías como una estructura plana la cual nuclea de los alrededores de la austenita durante el enfriamiento.
- Tanto en la soldadura como en la ZAC se aprecian zonas atacadas muy oscuras, probablemente se trata de precipitados resultantes de la formación de carburos ricos en cromo o de carbonitruros procedentes del enfriamiento de la ferrita.

Los autores de este trabajo llaman la atención de los lectores, en cuanto a que tanto las regiones alrededor como al interior de los granos, son regiones libres de precipitados y explican que la presencia de estas regiones se debe probablemente a la participación que la austenita tiene para ser un punto importante de rápida difusión de elementos intersticiales como el carbono y el nitrógeno, con ello inhibiendo la precipitación en la vecindad del límite de grano (15).

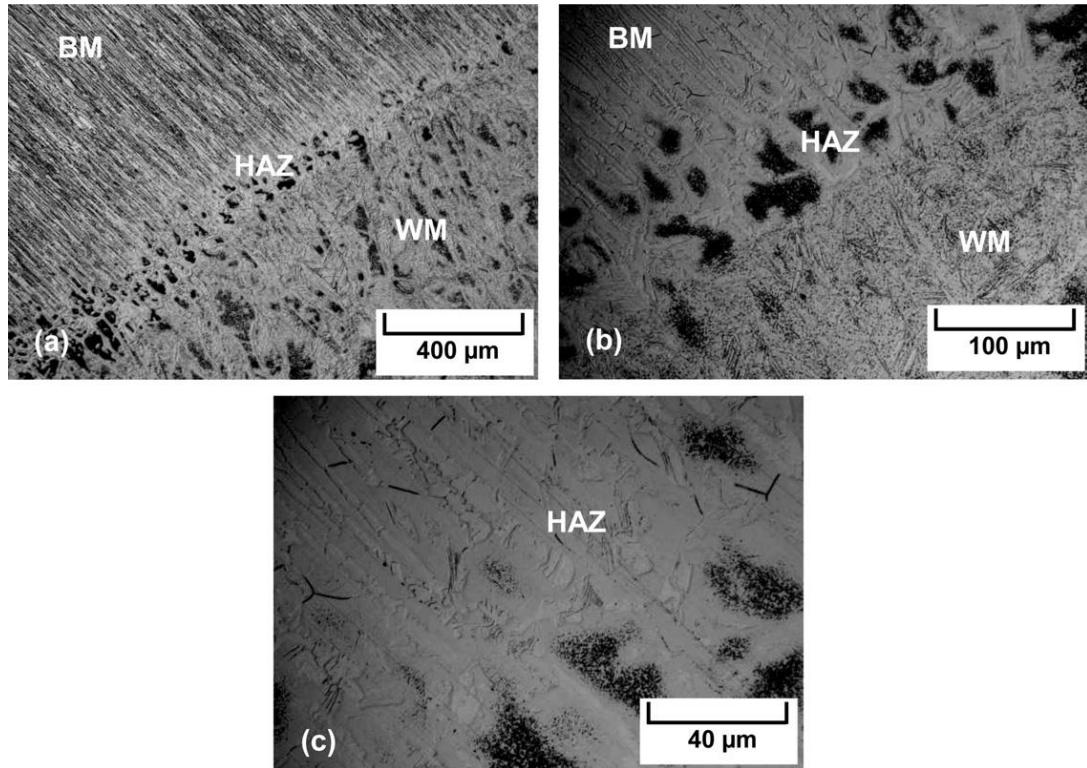


Figura 2. 21. Micrografías ópticas de uniones de acero inoxidable dúplex 2205 soldadas por LBW. (a) y (b) MB, ZAC y soldadura, (c) ZAC a mayores magnificaciones. Los especímenes fueron atacados con una solución de 5 mg CuCl_2 , 100 ml de etanol, 100 ml de HCl (15)

En ese sentido, los autores señalan que las condiciones de enfriamiento producidas en las soldaduras realizadas por LBW, restringen la aparición de precipitados en su microestructura.

En el año 2011 Yosefieh y colaboradores publicaron el artículo titulado: “Influencia de del calor de entrada en proceso de soldadura por arco protegido con gas y electrodo de tungsteno en corriente pulsada, en las microestructuras y la resistencia a la corrosión de soldaduras de acero inoxidable dúplex”.

Este trabajo de investigación lo llevaron a cabo con láminas de acero inoxidable dúplex de 5 mm de espesor (UNS No. S32760) y un metal de aporte ER 2594 cuyas composiciones químicas se describe en la Tabla 2. 13 (16).

Tabla 2. 13. Composición química de metal base y metal de aporte en % e.p (16)

Elemento	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	N	Cu
Metal Base (UNS S 32760)	0	0.8	0.02	0.01	0.9	26	6	3	0.2	0.6
Metal de aporte (ER 2594)	0	0.7	0	0	0.9	26	9	4	0.2	0.5

La soldadura se llevó a cabo mediante GTAW con corriente pulsada (PCGTAW) y los parámetros empleados para las cuatro muestras se muestran en la Tabla 2. 14 (16).

Tabla 2. 14. Parámetros de soldadura para unir acero inoxidable dúplex mediante PCGTAW (16)

Muestra No.	Pulso de la corriente (A)	Frecuencia (Hz)	Porcentaje en tiempo	Duración de la corriente base (ms)	Corriente media (A)	Calor de entrada (KJ/mm)
1	100	1	40	0.6	70	0.63
2	100	3	60	0.13	84	0.76
3	120	3	80	0.06	106	0.95
4	140	1	80	0.2	124	1.12

Nota: Voltaje=15 V, Velocidad de avance=100 mm/min

La investigación constó de cuatro muestras, mismas que fueron atacadas electrolíticamente con 10M de KOH con un potencial de ataque de 1.5 V por 5 segundos, lo anterior con la finalidad de revelar las fases austenita, ferrita, Cr₂N y fase sigma (σ).

Las microestructuras resultantes del estudio fueron observadas en el microscopio electrónico de barrido y corresponden a las mostradas en la Figura 2. 22 (16).

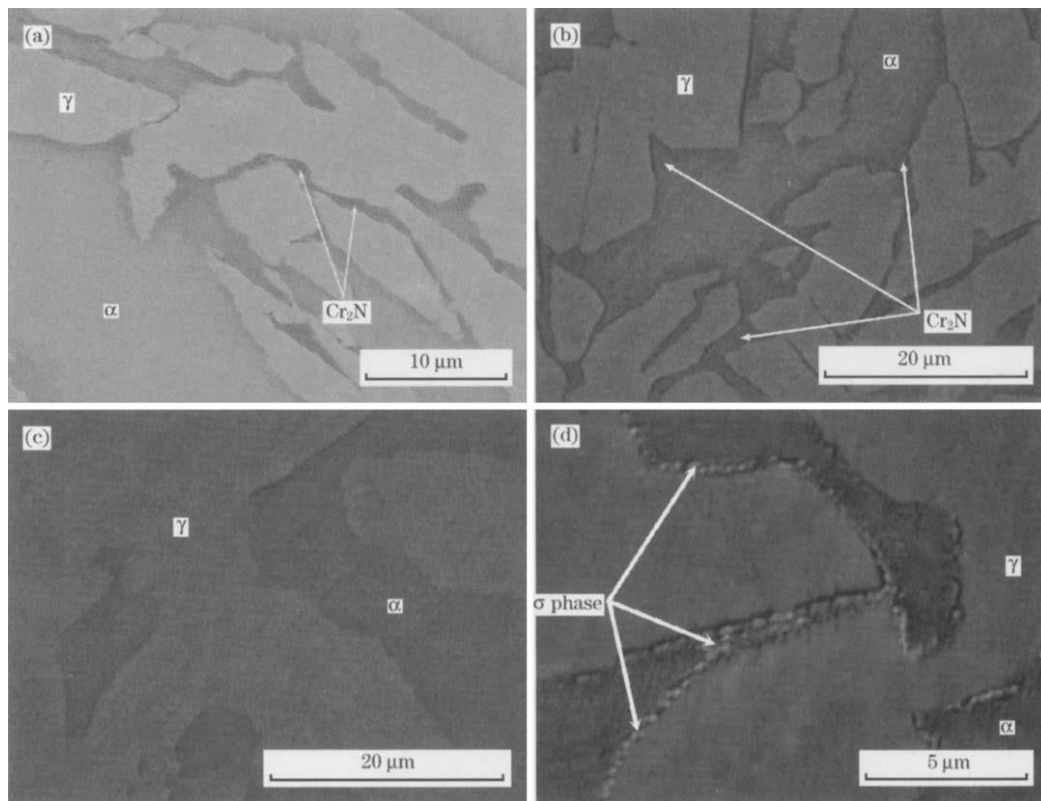


Figura 2. 22. Micrografías de la soldadura correspondientes a cada una de las muestras del estudio (a) Muestra 1, (b) Muestra 2, (c) Muestra 3, (d) Muestra 4. Imágenes tomadas del MEB. Ataque con 10M de KOH (16)

Los resultados revelan la aparición de nitruros de cromo en la muestra 1 y 2, derivada de una entrada de calor baja (0.63 y 0.76 KJ/mm) y enfriamientos rápidos, mientras que en la muestra 4 se puede apreciar la precipitación de fase sigma, esto como resultado de entradas de calor altas (1.12 KJ/mm) y enfriamientos lentos.

Por el contrario la muestra 3, expone una microestructura equilibrada y muy aproximada a la relación 50% ferrita y 50% austenita, condición lograda con entradas de calor del orden de los 0.95 KJ/mm y con ritmos de enfriamiento tales que derivan en este delicado balance y con una microestructura libre de precipitados (16).

De manera complementaria a la información antes presentada el manual de soldadura de la sociedad americana de la soldadura en su tomo 9.4 (AWS

Welding Handbook 9.4) presenta de manera precisa los límites y condiciones de los parámetros de la soldadura por procesos por arco y el impacto metalúrgico que cada uno tiene en las uniones soldadas de aceros inoxidables dúplex.

2.2.4.1 Calor de entrada (Welding Heat Input)

Se recomienda mantener el calor de entrada de 5 KJ/cm a 25 KJ/cm (13 KJ/in a 64 KJ/in) para aceros inoxidables dúplex y un rango de 5 KJ/cm a 15 KJ/cm (12.5 KJ/in a 38KJ/in) para Superdúplex. Cuando se selecciona un adecuado calor de entrada, debe considerarse que a menores niveles en el calor de entrada se puede incurrir en las condiciones que promueven un exceso de la fase ferrita lo cual va en detrimento de las propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión de estos materiales. De la misma manera altos niveles en las entradas de calor, impone altos tiempo de enfriamiento y consecuentemente la precipitación de la fase sigma durante el enfriamiento (13).

2.2.4.2 Pre calentamiento y temperatura interpases

En el caso de los aceros inoxidables dúplex y Superdúplex no está recomendado el pre calentamiento ya que tiene un impacto negativo en las propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión.

El pre calentamiento no deberá ser parte de la especificación de un procedimiento de soldadura a menos que exista una justificación para ello. Cuando el pre calentamiento es necesario como en el caso de la presencia de humedad ambiental como el rocío y en esta situación el pre calentamiento debe ser monitoreado y la temperatura máxima no debe sobrepasar los 95°C (200°F).

Otra condición en la cual el pre calentamiento puede ser recomendado es cuando la cantidad de ferrita en la ZF o en la ZAC es grande derivado de una tasa de enfriamiento rápida.

La temperatura máxima de interpases especificada es 150°C (300°F), dependiendo del tipo de dúplex o Superdúplex y debe estar definida durante la

calificación del procedimiento de soldadura. La temperatura interpasos debe estar estrictamente controlada durante la fabricación para evitar interpasos con temperaturas mayores que las especificadas (13).

2.2.4.3 Tratamiento térmico post-soldadura (PWHT, Postweld Heat Treatment)

Los tratamientos térmicos post-soldadura se consideran en este caso innecesarios o bien no recomendables debido a la probabilidad de precipitación de fases intermetálicas y al fenómeno de *Fragilización a 475°C* (alfa prima), el cual es el responsable de la pérdida de las propiedades de resistencia a la corrosión y de resistencia mecánica en la soldadura.

Los PWHT, cuando llegan a ser aplicados se emplean para el restablecimiento del balance de la microestructura dúplex, y en esos casos se utiliza un tratamiento de recocido total, seguido de un enfriamiento con agua. En caso del que el PWHT aplique, debe llevarse a cabo en un horno con atmósfera de protección debido a que el enfriamiento por aire de los aceros inoxidable dúplex y Superdúplex es alrededor de los 1000°C (1830°F), estos materiales pueden tener un comportamiento superplástico con una gran deformación estructural bajo su propio peso.

Los PWHT localizados tampoco son recomendables, ya que pueden crear una región en el metal base cuando son expuestos a temperaturas entre 975°C y los 700°C (1800°F a 1300°F), donde tiene lugar la precipitación de la fase sigma y producir zonas frágiles.

El recocido de soldaduras con 9% de Ni presentan un especial problema, debido a su alto contenido en este elemento, se aumenta el sigma solvus comparado con aquel del metal base. Mientras que con un mínimo de 1040°C (1900°F) es suficiente para un tratamiento térmico de metal base, una soldadura con un contenido de 9% puede llegar a requerir una temperatura de recocido del orden de los 1120°C (2050°F) para disolver toda la fase sigma (13).

2.3 Estudio de los precipitados de segundas fases y su efecto en la calidad de la soldadura

La gran mayoría de las aplicaciones industriales que los aceros inoxidable tienen involucran procesos de manufactura con soldadura. Durante la fusión de la soldadura, el metal base del inoxidable dúplex está sometido a una serie de importantes ciclos térmicos. Como resultado de la compleja transformación microestructural se ve afectado el delicado balance entre las fases austenita y ferrita en su interior. En la zona afectada por el calor (ZAC), estas microestructuras sufren ciclos de rápidos calentamientos y enfriamiento, los cuales derivan en profundas transformaciones.

Incluso la diferencia en el nivel de enfriamiento entre la zona central de la soldadura y las regiones cercanas a los límites de fusión, afectan el equilibrio de austenita/ferrita existentes en el cordón de soldadura.

Consecuentemente, la microestructura solidificada en la zona de fusión, no logra conservar las proporciones equilibradas de austenita y ferrita que tenía originalmente el metal base. Lo anterior afecta las propiedades mecánicas de la soldadura dado el nuevo balance microestructural (17).

2.3.1 Reacciones de precipitación de segundas fases en aceros inoxidables dúplex

La curvatura de la región bifásica de ferrita + austenita de la Figura 2. 23, indica que un mayor porcentaje de austenita se formará a expensas de la ferrita a medida que disminuye la temperatura. Sin embargo, habrá un límite de temperatura en el cual se obtenga la mayor transformación ferrita/austenita debido a la aparición de fases indeseables a partir de la ferrita (7).

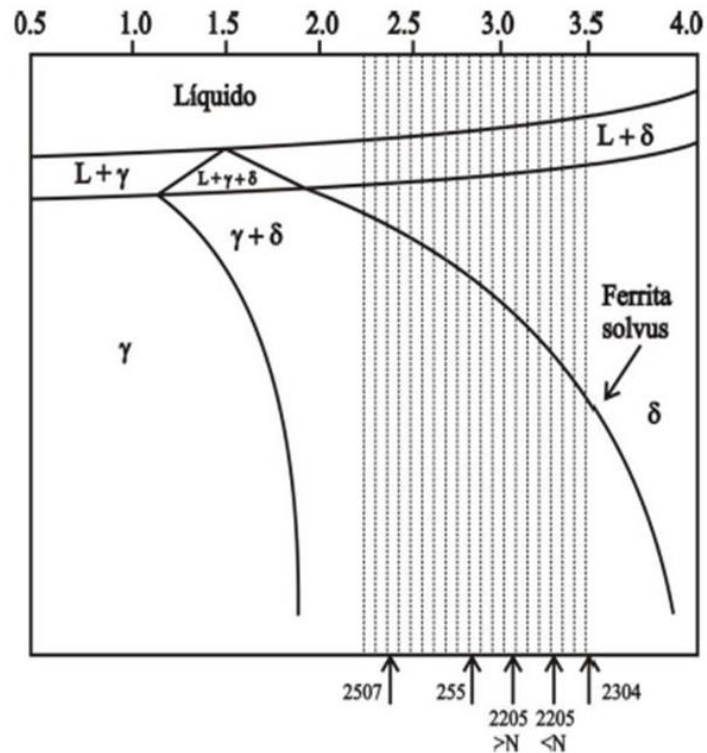


Figura 2. 23 Región bifásica a elevada temperatura de los aceros inoxidables dúplex. La región punteada muestra las aleaciones dúplex comerciales (7)

Debido a su composición química estos materiales son altamente propensos a la precipitación de fases secundarias en el rango aproximado de 600-1000°C, las cuales incluyen las fases intermetálicas como la fase sigma (σ), la fase Chi (χ), alfa prima (α'), etc; carburos del tipo M_7C_3 y $M_{23}C_6$ y nitruros del tipo Cr_2N .

Estas reacciones de precipitación, son dependientes del tiempo y la temperatura como se indica esquemáticamente en la Figura 2. 24 y la mayoría de ellas, tienden a fragilizar a las aleaciones dúplex, afectando su comportamiento y desempeño (7).

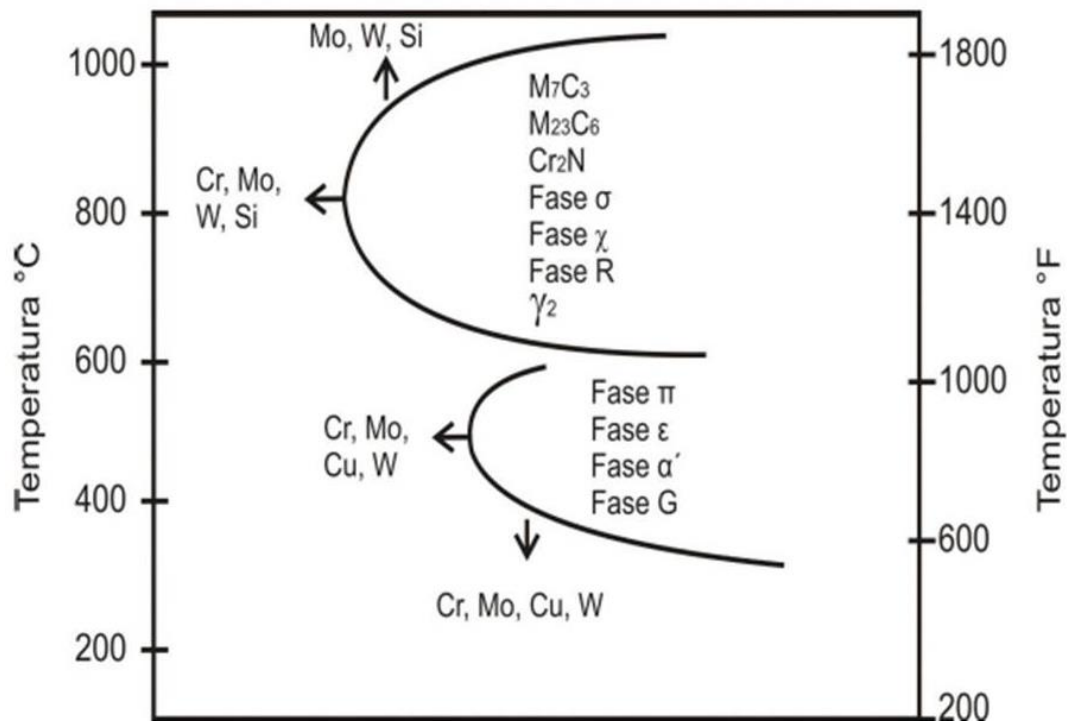


Figura 2. 24 Diagrama de precipitación de fases secundarias en los aceros inoxidables dúplex (7)

Las adiciones de Cr, Mo y W tienden a acelerar la formación de fases intermetálicas, específicamente las fases sigma y chi (7). Dentro de las fases secundarias, se destacan significativamente la fase sigma, la austenita secundaria (γ') y los nitruros de cromo, ya que su rango de temperaturas de formación es el más extenso con tiempos de formación más cortos.

Sin embargo, se ha demostrado que la fase sigma es la más dañina de todas, ya que perjudica significativamente la tenacidad y la resistencia a la corrosión de aceros inoxidables dúplex (7).

2.3.1.1 Nitruros de cromo (Cr_2N – CrN)

La precipitación de nitruros de cromo es causada por la sobresaturación de nitrógeno en la ferrita que se produce durante un enfriamiento rápido en el rango de temperaturas de 700-900°C. Durante el enfriamiento, a través de la región bifásica, existe una competencia entre la formación de la austenita

primaria y los nitruros de cromo. Si la velocidad de enfriamiento es lo suficientemente rápida para retardar la transformación de austenita, entonces la cantidad de nitrógeno en la ferrita excede su límite de solubilidad, promoviendo la precipitación de nitruros de cromo (Ver Figura 2. 25) (18).

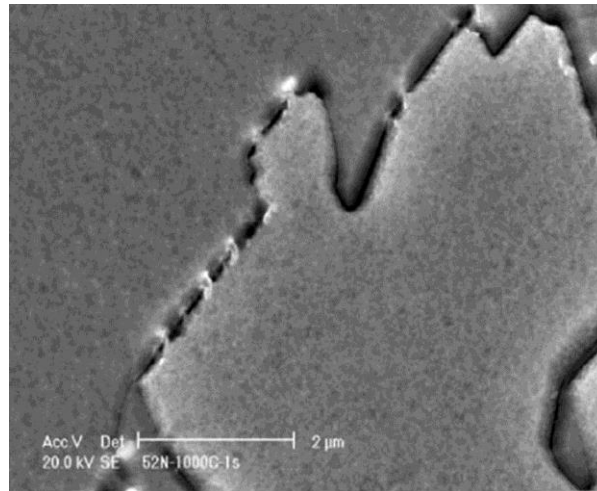


Figura 2. 25 Precipitación de nitruros de cromo en los límites de grano de ferrita-austenita en una acero inoxidable dúplex 2205 (18).

2.3.1.2 Carburos

Los carburos están presentes en las aleaciones dúplex con elevados contenidos de carbono, precipitando predominantemente a lo largo de los límites de grano 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 - 1050°C o de 600-950°C dependiendo del tipo de carburo, M_7C_3 o $M_{23}C_6$. Sin embargo, debido a los porcentajes bajos de carbono de las aleaciones dúplex actuales, la formación de carburos es prácticamente nula, especialmente en los grados Superdúplex, donde el porcentaje de carbono es menor al 0.03% (18).

2.3.1.3 Fases Chi (χ), R y nitruro π

La fase chi (χ) es una fase intermetálica con elevados porcentajes de molibdeno que precipita en el rango de temperaturas de 700 a 900° C y está

generalmente presente en cantidades más pequeñas en comparación con la fase sigma.

La fase Chi (χ) es una fase que puede presentarse en aceros inoxidable austeníticos, ferríticos y dúplex y su precipitación está asociado con el negativo efecto que producen sobre las propiedades de resistencia mecánica y de resistencia a la corrosión de esto materiales. Mientras que la fase sigma se presenta en un sistema de aleación binario Fe-Cr, la fase Chi aparece únicamente en sistemas de aleación ternarios o cuaternarios como lo son Fe-Cr-Mo, Fe-Cr-Ni-Mo y Fe-Cr-Ni-Ti (19).

La fase R, también es una fase intermetálica con elevados porcentajes de molibdeno que precipita en los rangos de temperatura de 550 – 700°C bajo tiempos más prolongados que la fase sigma o fase chi. Tanto la fase chi como la fase R tienen un efecto adverso sobre la tenacidad y la resistencia a la corrosión en las aleaciones dúplex (Ver Figura 2. 26) (18).

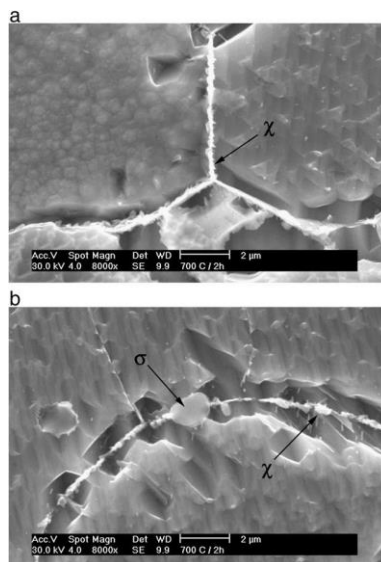


Figura 2. 26 Micrografías de fases sigma y Chi en un acero inoxidable dúplex envejecido: 700°C por 2 hrs, con posterior templado en agua. Ataque: V2A-Beize (19)

El nitruro π , ha sido identificado a nivel intragranular en las soldaduras de acero inoxidable dúplex después de tratamientos isotérmicos a 600° C por varias

horas. Es un compuesto rico en Cr y Mo y fue a menudo confundido con la fase- σ (20).

2.3.1.4 Alfa prima (α')

Esta fase ha sido observada en aleaciones ferríticas y dúplex por debajo de 500°C y por su efecto fragilizante, se le conoce como fragilización a 475° C. Su formación es lenta por lo que no se encuentra durante la soldadura de las aleaciones dúplex, sin embargo, puede ser encontrada en servicio bajo temperaturas de operación en el rango de los 300 a los 500°C (18).

2.3.1.5 Fase sigma (σ)

La fase sigma (σ) es una fase intermetálica de elevada dureza y estructura tetragonal con 30 átomos por celda unitaria. Es la fase más prominente de las fases intermetálicas en los aceros inoxidable dúplex ya que se forma en el rango de la temperaturas de 600 a 1000°C dependiendo de la composición química de la aleación. La precipitación de la fase sigma puede observarse en los aceros inoxidable austeníticos, ferríticos y dúplex afectando significativamente la tenacidad y ductilidad al mismo tiempo que reduce la resistencia a la corrosión debido a que es formada principalmente por Cr y Mo (18).

La fase sigma consiste principalmente de precipitaciones de Cr y Mo al límite de grano. La precipitación de esta fase induce cambios adversos en las propiedades mecánicas del material, incluso si se trata de una pequeña fracción en el volumen el impacto que esta fase tiene en la disminución de la ductilidad y dureza del material. Este precipitado también disminuye la resistencia que los aceros inoxidable dúplex tienen a la corrosión general y a la corrosión en esquicios y esto es sin duda atribuido al empobrecimiento de Cr y Mo en el límite de grano (21).

Los aceros inoxidable dúplex y Superdúplex son más propensos a la formación de la fase sigma debido al mayor contenido de Cr y Mo en comparación con los

grados convencionales como resultado del desplazamiento de la curva "C" de la fase sigma indicando con ello tiempos más cortos de formación.

Las adiciones de W y Si, incrementan el rango de precipitación de la fase sigma y expande la curva "C" hacia elevadas temperaturas. A temperaturas relativamente bajas entre 600 y 700°C, esta fase se encuentra en forma de racimo, mientras que a elevadas temperaturas (entre 800 y 900°C), está siempre en forma de mariposa o partículas grandes (18).

Aunque además de la fase sigma, existen otras fases como la chi y la R que pueden precipitar, la fase sigma es la que impacta más negativamente en las propiedades mecánicas de estos materiales.

La fase sigma se forma después de períodos sostenidos y prolongados en temperaturas entre los 600 y los 1000 °C y también después de enfriamientos partiendo de altas temperaturas, como en el caso de zona afectada por el calor (ZAC) durante procesos de soldadura (5).

La cinética de formación de la fase sigma tiene lugar tanto en la etapa de nucleación y crecimiento del precipitado y es controlada por fuerzas termodinámicas y de difusión. Ésta fase tiene altos contenidos de Cr y Mo y el coeficiente de partición de estos elementos sustitucionales son cruciales para su conformación. La movilidad y concentración de estos elementos es mayor en la ferrita que en la austenita y por ello la formación de este precipitado ocurre en la ferrita.

Tan pronto como la precipitación inicia, los elementos alógenos Cr y Mo se difunden de la ferrita hacia la fase sigma, lo cual provoca la transformación de la ferrita en austenita.

Durante este proceso, mientras el contenido de Cr va decreciendo lentamente en la ferrita, la disminución del contenido de Mo es más pronunciada y se fuerza a difundir desde el interior de la matriz ferrítica. Esto indica que el Mo es el

principal elemento en la formación de la fase sigma y ello es debido a que la difusión del Cr es la mitad de rápida que la difusión del Mo a 900°C (5).

La nucleación de la fase sigma ocurre predominantemente en los límites de grano de ferrita-ferrita y ferrita-austenita. El núcleo formado crece en los granos adyacentes a los granos ferríticos (5).

Este fenómeno fue estudiado y modelado por Sieurin, H y colaboradores en 2006, quienes observaron la precipitación de fase sigma en aceros inoxidables dúplex 2205 durante tratamientos isotérmicos y de enfriamiento continuo partiendo de altas temperaturas. El modelo propuesto fue acotado a condiciones cuasi-estacionarias y en equilibrio y se asume el crecimiento controlado por difusión de precipitados esféricos.

Durante la realización de este trabajo de investigación los autores encontraron que fue posible modelar el crecimiento y nucleación de partículas sigma durante el envejecido isotérmico y enfriamiento continuo. De la misma manera encontraron que el modelo ofrece una predicción satisfactoria de la ocurrencia de la precipitación de fase sigma resultando totalmente congruentes con los resultados experimentales.

Otra conclusión importante a la que llegaron Sieurin H y colaboradores fue que con la finalidad de evitar más de 1% de sigma, el rango de enfriamiento partiendo de la temperatura de solubilidad, debe exceder 0.23Ks^{-1} y en la temperatura crítica de envejecido no debe exceder los 134 s (5).

2.3.1.6 Austenita secundaria

Se presenta bajo condiciones de enfriamiento rápido, como aquellos que experimentan los aceros inoxidables dúplex en sus soldaduras y zonas afectadas térmicamente, el balance entre ferrita y austenita debe ser mayor que en condiciones de equilibrio a una composición dada. Como resultado, el recalentamiento de la soldadura permite alcanzar una difusión adicional (a menores temperaturas efectivas de enfriamiento) lo que puede resultar en un crecimiento posterior de la austenita existente o inclusive nucleación de nueva

austenita. Esta segunda nucleación resulta en la denominada austenita secundaria (γ').

La formación de la austenita secundaria tiene mayor prevalencia en la soldadura y en la ZAC durante la soldadura multipases y ello puede resultar en la alteración del balance austenita-ferrita en la microestructura.

Existen básicamente dos mecanismos de formación de la austenita secundaria (γ'), una de ellas es a partir de la austenita existente, la otra forma es al interior de la ferrita y está asociada con la precipitación previa de nitruros de cromo. El mecanismo de precipitación cooperativa tiene lugar en la interfase $\alpha - \gamma_1$ y presupone la precipitación previa de nitruros de cromo al interior de la ferrita, resultando en una segregación de elementos alogénos como el Cr y el Mo, esta segregación local permite la nucleación y posterior crecimiento de la austenita secundaria, posteriormente el nitruro de cromo se disuelve ya que fue aislado de la ferrita y el resultado es la formación de la fase γ_2 .

2.3.2 Efecto de la precipitación de segundas fases en las propiedades de aceros inoxidables dúplex

Como se ha venido mencionando, la formación de fases intermetálicas tiene repercusiones en la disminución de las sobresalientes propiedades de ductilidad, resistencia mecánica y resistencia a la corrosión en los aceros inoxidables dúplex, lo anterior debido principalmente a los altos contenidos de Cr y Mo que este tipo de aceros inoxidables poseen y éstas fases tendrán lugar, si estos materiales están sujetos a los rangos apropiados de temperatura. Los aceros inoxidables dúplex están limitados a temperaturas de servicio aproximados a los 280°C (535°F) como máximo, debido la ocurrencia de estos fenómenos en estas condiciones (7).

2.3.3 Técnicas de caracterización de segundas fases en aceros inoxidables dúplex

Existen cuatro técnicas básicas que pueden ser distinguidas para la caracterización de materiales: La microscopía óptica, la microscopía electrónica

de barrido y la microscopía electrónica de transmisión y de manera adicional en este apartado se describe la Difracción de Rayos X como una técnica alternativa para la caracterización de microestructuras en aceros inoxidables.

a) Microscopía óptica

La microscopía óptica constituye la primera y la más básica de las etapas desarrolladas en el proceso de caracterización microestructural. Esta técnica permite realizar la observación de la muestra a estudiar por medio de un microscopio electrónico compuesto por un sistema de iluminación, condensadores filtros de luz, lente objetivo y ocular como principales componentes, y cuenta con la flexibilidad de agregar componentes adicionales que amplían su capacidad y mejorar la calidad de la imagen observada (22).

Luo y colaboradores en 2013, condujeron un estudio mediante el cual les fue posible realizar pruebas a uniones soldadas de acero inoxidable dúplex 2205 mediante el proceso de soldadura de arco sumergido (SAW, por sus siglas en inglés) con y sin tratamiento térmico post-soldadura y emplearon la técnica de microscopía óptica. Como se puede observar en la Figura 2. 27 el empleo de esta técnica les permitió observar que en la muestra que no fue sometida a tratamiento térmico post-soldadura no existen poros, inclusiones, grietas u otros defectos propios de este proceso de soldadura.

También les fue posible observar que los cambios microestructurales de granos dendríticos finos a granos columnares gruesos de la zona de fusión al centro de la soldadura (Figura 2. 27) (23).

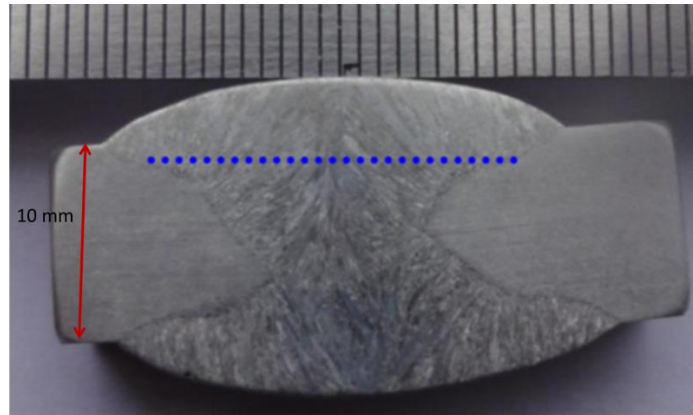


Figura 2. 27 Macroestructura de acero inoxidable dúplex soldado mediante SAW con y sin tratamiento térmico post soldadura. Muestra atacada con agua regia por 2-3 minutos. Microscopio Óptico XJP-6^a type OM (23)

Más recientemente, se ha podido incursionar en el campo de la microscopía óptica en 3D para la caracterización de fases en soldaduras de aceros inoxidables, tal y como lo reporta Yu en 2012 (24)

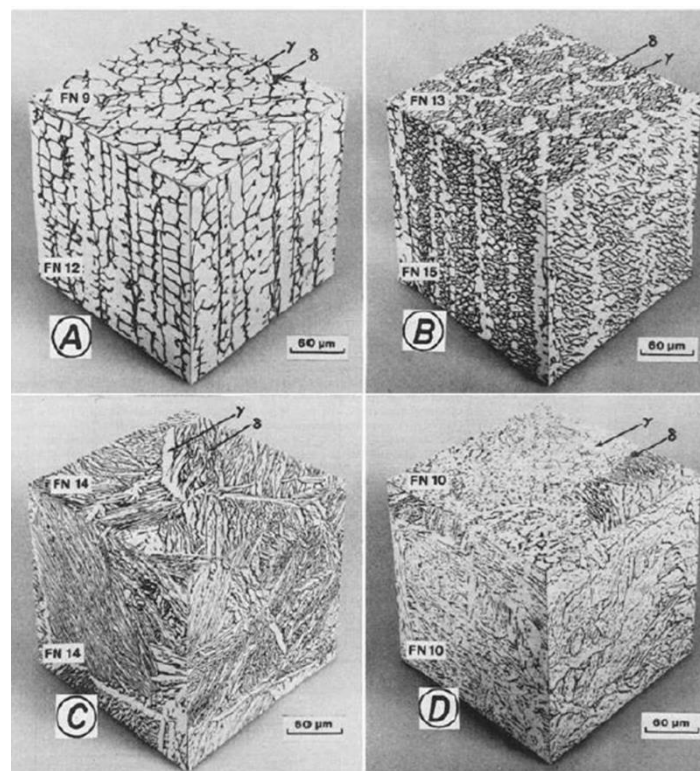


Figura 2. 28 Solidificación de morfologías usando microscopía óptica en 3D en soldaduras de aceros inoxidables austeníticos 308 (24)

b) Microscopía electrónica de barrido (MEB)

Es una técnica que se utiliza para la observación y análisis de superficies suministrando información topográfica y morfológica de muestras sólidas orgánicas e inorgánicas. Se trata de un instrumento de una amplia aplicación en múltiples campos de investigación ya que está diseñado para el estudio directo de las superficies de objetos sólidos (18).

Sus campos de resolución se ubican en un orden de magnitud de hasta 10 nm en instrumentos de rutina con valores últimos por debajo de los 3 nm, por lo que las magnificaciones se extienden desde los 10,000X hasta por encima de los 150,000 X (22)

El MEB es un instrumento que produce una imagen utilizando un haz de electrones que inciden sobre la muestra. Este haz de electrones sigue un patrón vertical a través del microscopio dirigiéndose a la muestra. Una vez que éste haz choca con la muestra, existe una interacción de estos electrones con los átomos de la misma, desprendiendo señales tales como electrones secundarios, electrones retrodispersados, rayos X, electrones Auger y catodoluminiscencia, señales que son captadas por un detector. Este detector convierte las señales captadas en señales electrónicas, las cuales son proyectadas en un tubo de rayos catódicos (18).

c) Microscopía de difracción de rayos X (DRX)

La técnica de microscopía de difracción de rayos X (DRX) es una técnica sensible a la estructura atómica y la morfología de las superficies y sus interfaces. Como difracción de rayos X, se utiliza para la determinación de estructuras cristalinas tridimensionales y, al hacer esto, también se accede a los parámetros cristalográficos, tales como factores de Debye-Waller (amplitudes de vibración térmica) o factores de ocupación, por lo que la superficie de difracción de rayos X debería ser considerado como un método válido para la medición y cuantificación de fases. La difracción de rayos X, también permite el análisis de superficie y sus propiedades morfológicas, tales como rugosidad y

formación de fase, y permite la investigación de sus aspectos termodinámicos y cinéticos, tales como el estudio de las transiciones de fase en las superficies, o de fenómenos de crecimiento, o de reacciones catalíticas (25).

El estudio conducido por Luo y colaboradores en 2013, es un claro ejemplo del uso de la técnica de microscopía de difracción de rayos X para la caracterización de precipitados en aceros inoxidables dúplex 2205, en donde analizaron la microestructura resultante al unir estos materiales mediante el proceso SAW, con y sin tratamiento térmico post-soldadura, además del uso de la técnica de microscopía óptica, emplearon también esta técnica de manera complementaria para la caracterización de fases (23).

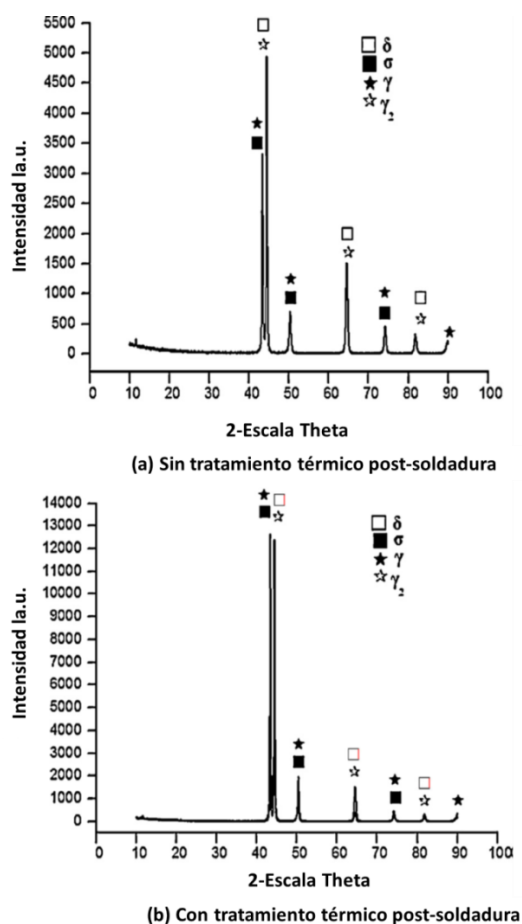


Figura 2. 29 Resultados analizados mediante microscopía de difracción de rayos X en uniones soldadas de acero inoxidable dúplex 2205 mediante SAW con y sin tratamiento térmico post-soldadura (23).

Gracias al empleo de esta técnica de caracterización a los investigadores les fue posible identificar la presencia de precipitados. En la Figura 2. 29 se aprecian las muestras con y sin tratamiento térmico post-soldadura y en ambas se tiene presencia de precipitados de la fase δ , la fase γ , austenita secundaria γ_2 y fase σ . Sin embargo en la muestra con tratamiento térmico post-soldadura, en el pico de intensidad de la fase σ y la fase γ se ven claramente incrementadas, y en segundo lugar en intensidad se ven aumentadas la fase δ y la austenita secundaria γ_2 , afectando con todo lo anterior el desempeño de la unión soldada dado el cambio microestructural resultante (Ver Figura 2. 29) (23).

d) Microscopía electrónica de transmisión de electrones

La microscopía de transmisión de electrones (MET) es la principal herramienta para la comprensión de la microestructura interna de los materiales a nivel nanométrico. Esta técnica permite visualizar imágenes del espacio real de los materiales con resoluciones del orden de unas cuantas décimas de nanómetros, esto dependiendo de las condiciones de la imagen y de manera simultánea se puede obtener información por difracción de específicas regiones de la imagen a analizar (por ejemplo pequeños precipitados) Las variaciones en la intensidad de la dispersión de electrones a través de una muestra fina se pueden utilizar para campos de deformación de la imagen, defectos tales como dislocaciones y las partículas de segunda fase, e incluso columnas atómicas en materiales bajo ciertas condiciones de formación de imágenes.

Además de la difracción y formación de imágenes, los electrones de alta energía (por lo general en el rango de 100 a 400 keV de energía cinética) en MET causan excitaciones electrónicas de los átomos en la muestra. Dos técnicas espectroscópicas importantes hacen uso de estas excitaciones mediante la incorporación de detectores adecuados en el microscopio electrónico de transmisión, espectroscopía de rayos X de energía dispersiva (EDS, por sus siglas en inglés), y la pérdida de energía de electrones

espectroscopia (EELS, por sus siglas en inglés). Es posible realizar análisis de la composición química de escala nanométrica y se puede realizar mediante el uso de una sonda de electrones enfocado. La distribución espacial de los elementos se puede conseguir mediante el escaneo de la sonda sobre la muestra, o mediante formación de imágenes-filtradas de energía, siendo este un modo especial avanzado de espectrometría (25).

2.4 Metalurgia de la soldadura de aceros inoxidables dúplex

Gran parte de las aplicaciones actuales de los aceros inoxidables dúplex involucran algún proceso de soldadura y por tal motivo, la metalurgia de la soldadura de estas aleaciones ha sido objeto de estudio. Como se ha mencionado con anterioridad estos aceros fueron desarrollados para tener una buena soldabilidad y un excelente desempeño una vez que han sido soldados. Sin embargo aún existen aspectos que deben ser considerados al momento de unir estos materiales con la finalidad de conservar estas sobresalientes características mecánicas y de resistencia a la corrosión.

En general se puede decir, que todos los procesos por arco pueden ser utilizados para soldar aceros inoxidables dúplex, sin embargo, los procesos de alto aporte térmico no son recomendables debido a que promueven una velocidad baja de enfriamiento, causando con ello las condiciones propicias para la precipitación de fases intermetálicas, afectando con ello el balance microestructural de la unión soldada (18).

2.4.1 Microestructuras presentes en uniones soldadas en aceros inoxidables dúplex

Como se ha señalado en la sección 2.1.3.1, los aceros inoxidables dúplex se fabrican en base a un sistema de aleación Fe-Cr-Ni, con contenidos de Cr entre 23 y 30 e.p% de Cr y de 2 – 7% e.p de Ni, más otros elementos de aleación, que les confieren la capacidad de lograr una microestructura balanceada de aproximadamente 50% ferrita y 50% austenita. Para obtener esta microestructura balanceada en placas de acero inoxidable dúplex, estos materiales son sometidos a tratamientos térmicos de recocido total con

temperaturas mínimas entre 980°C a 1050°C (1080°F a 1900°F) para aceros inoxidable dúplex y de 1050°C a 1150°C (1925°F a 2100°F) para Superdúplex.

En ambos casos, el material debe ser enfriado rápidamente a temperatura ambiente inmediatamente después del recocido total de solubilización. El balance original de fases cambia cuando estas aleaciones son calentadas por encima de los rangos mencionados y enfriados suficientemente rápido para evitar la reprecipitación de austenita o de nitruros de Cr en la ferrita. Si ésta microestructura es recalentada en rangos de recocido completo (solution-annealing), la austenita precipita en nitruros como una austenita intergranular secundaria, partiendo de la austenita intergranular primaria. La austenita secundaria tiene menores elementos de aleación por lo que es menos resistente a la corrosión causada por un menor PRE_N .

Por el contrario, la austenita secundaria intergranular le confiere al acero inoxidable dúplex mayor dureza, esto debido a su morfología acicular y a su orientación respecto de la ferrita (13).

Otra microestructura presente en placas de aceros inoxidable dúplex son los nitruros de cromo y estos aparecen en el contexto de un acero con desbalance de fases (ferrita/austenita) producto de la exposición a ciclos térmicos y la cantidad de ferrita se incrementa. En este caso la precipitación de nitruros de cromo tiene lugar por la disminución del contenido de austenita, lo anterior por la limitada solubilidad que el nitrógeno tiene en la ferrita. Lo anterior trae consigo zonas empobrecidas de Cr, impactando con ello la resistencia a la corrosión que estos materiales tiene en condiciones de balance microestructural (13).

La fase sigma (σ) puede ser otra microestructura presente en este tipo de aceros y tiene lugar en rangos de temperaturas de los 600°C a los 1000°C (1300°F a 1800°F). Esta fase precipita en la interfase ferrita-austenita y crece hacia el grano ferrítico dado que tiene un mayor contenido de Cr, Mo y W (13).

La Figura 2. 30 muestra las microestructuras que pueden estar presentes en placas de acero inoxidable dúplex.

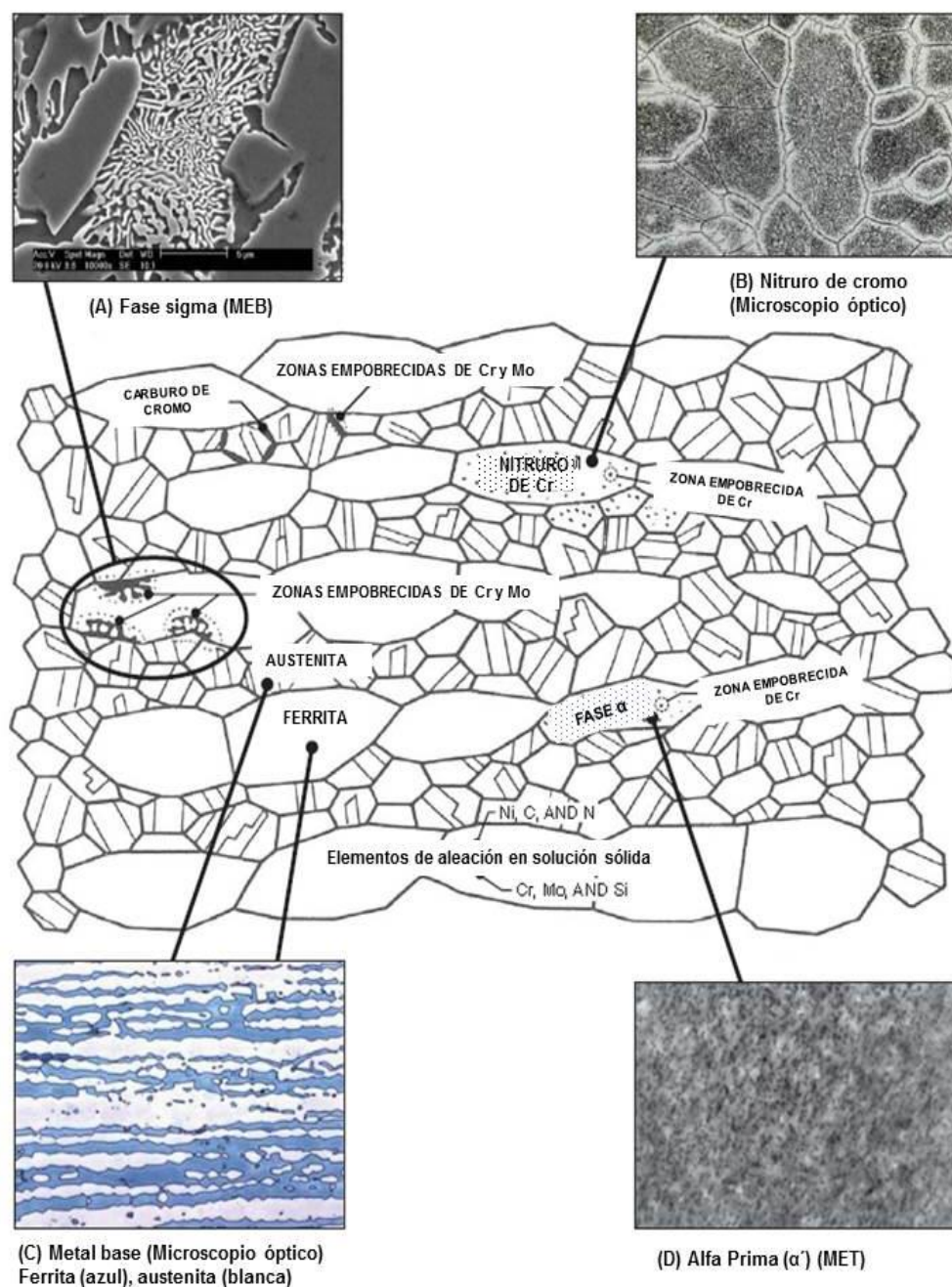


Figura 2. 30. Microestructuras presentes en placas de acero inoxidable dúplex (13)
 Por lo que se respecta a las microestructuras presentes en uniones soldadas de acero inoxidable dúplex la Figura 2. 31, muestra esquemáticamente las microestructuras presentes en la ZAC así como en la ZF (13).

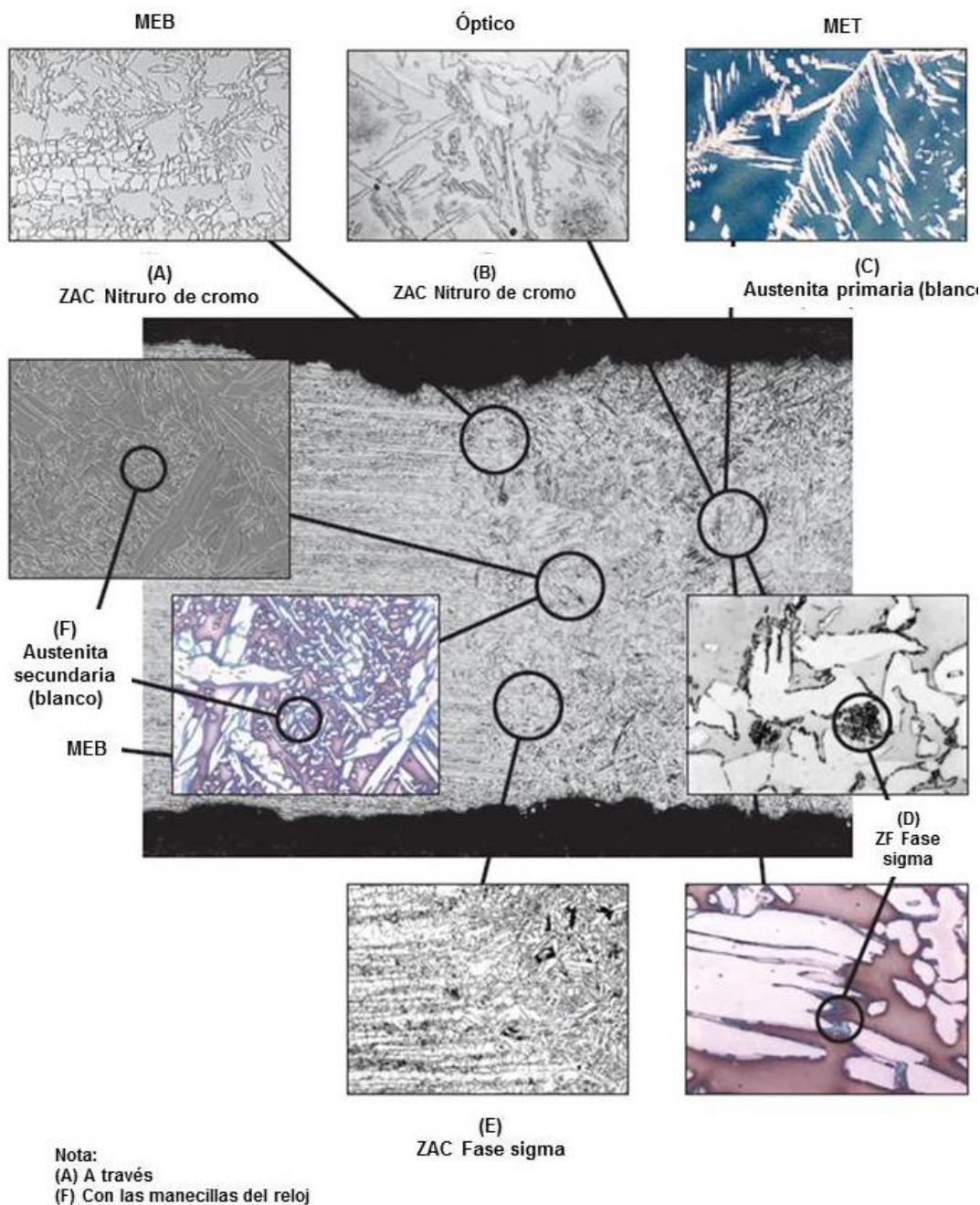


Figura 2. 31. Microestructuras presentes en uniones soldadas de aceros inoxidables dúplex (13)

2.4.2 Ciclos térmicos en la zona afectada por el calor

Existen tres zonas básicas que pueden identificarse en la ZAC (Ver Figura 2. 32), que es la región inmediata al metal de soldadura, y éstas se distinguen en función del ciclo térmico que experimentan durante la fusión y solidificación de las uniones durante la soldadura en aceros inoxidables dúplex (18).

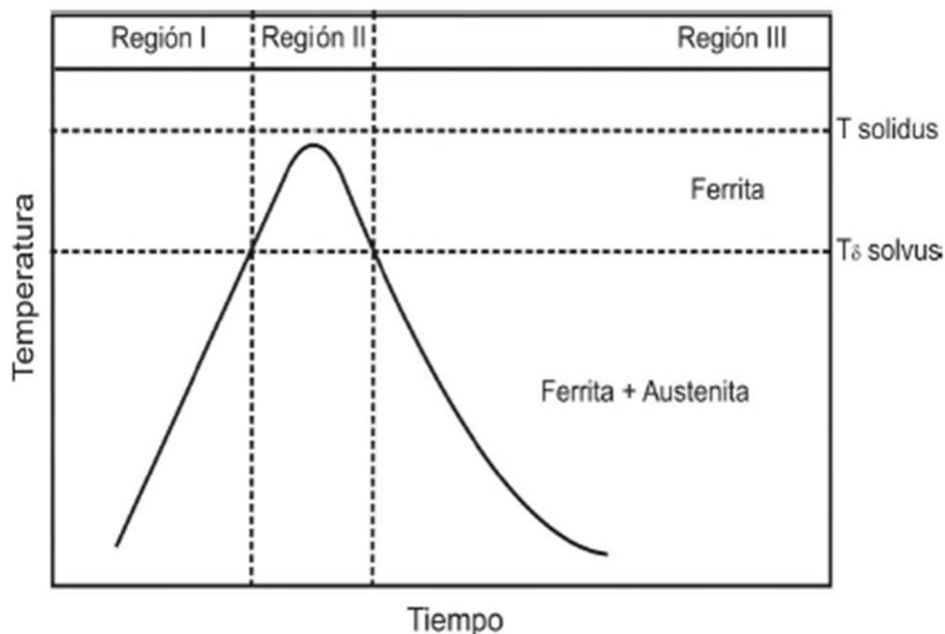


Figura 2. 32. Regiones de la ZAC en un acero inoxidable dúplex (18).

En la región 1, el metal base es calentado hasta temperaturas cercanas a la temperatura solvus de ferrita. En este rango de temperaturas, la austenita y los precipitados que estén presentes debido a los procesos de fabricación, comenzarán a disolverse hasta que eventualmente la microestructura es completamente ferrítica (Figura 2. 33).

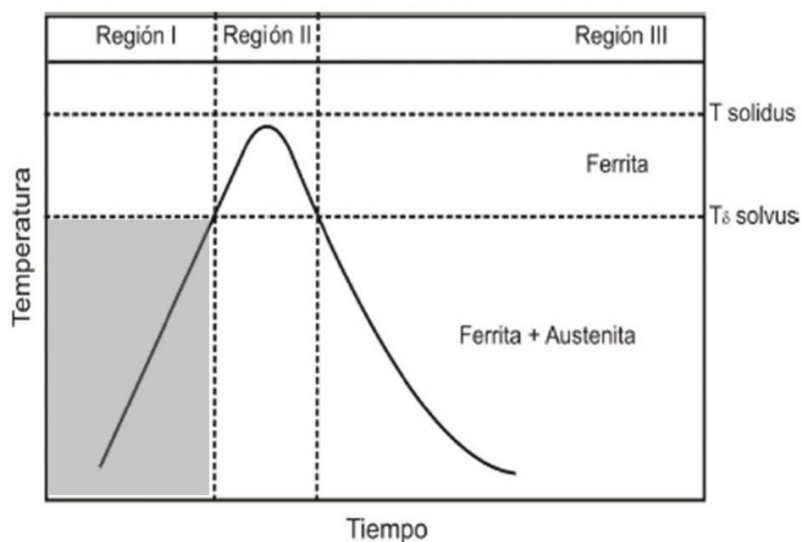


Figura 2. 33. Región 1 de la ZAC en aceros inoxidables dúplex (18)

En la región 2, por encima de la temperatura solvus de ferrita, ocurre el crecimiento de granos ferríticos debido a que no existe ninguna otra fase o precipitados que inhiban dicho crecimiento (Figura 2. 34).

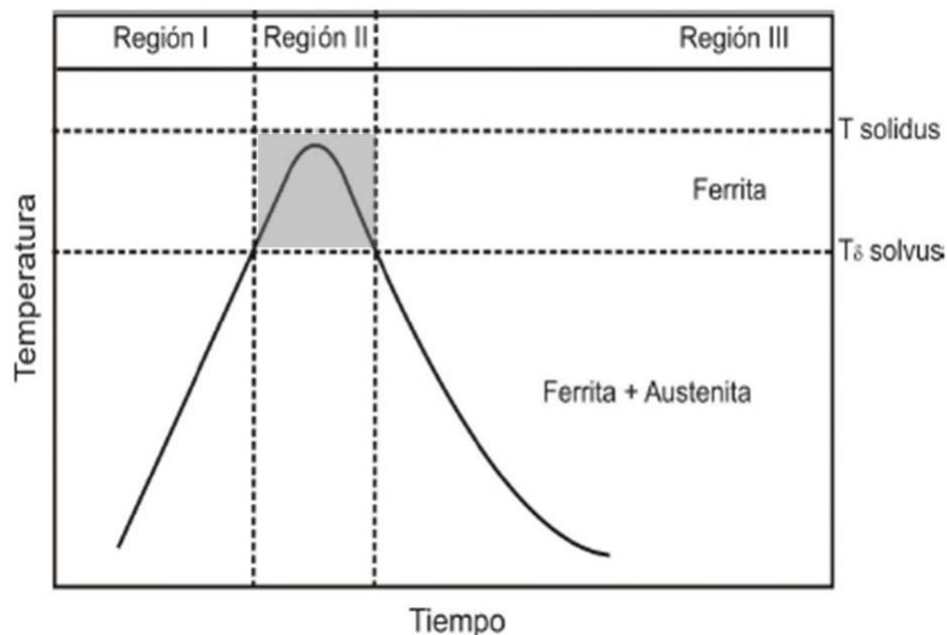


Figura 2. 34. Región 2 de la ZAC en aceros inoxidables dúplex (18)

Y finalmente en el región 3, durante el enfriamiento por debajo de la temperatura solvus de ferrita, la austenita empezará a transformar. Si la velocidad de enfriamiento desde la temperatura solvus de ferrita es lenta, se dará lugar a la transformación ferrita/austenita y las reacciones de precipitación, contrario a lo que sucede con una velocidad de enfriamiento rápida, en cuyo caso sólo se dará lugar a la transformación ferrita/austenita junto a la precipitación de nitruros de cromo dentro y a lo largo de los límites de grano ferríticos (Figura 2. 35) (18).

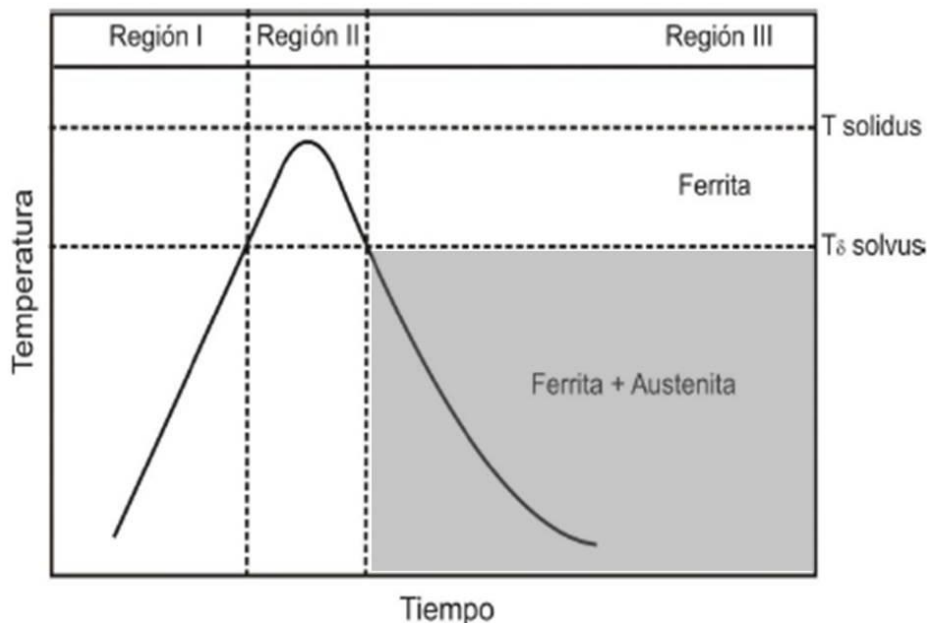
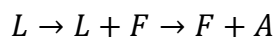


Figura 2. 35. Región 3 de la ZAC en aceros inoxidables dúplex (18)

2.4.3 Formación de ferrita/austenita en uniones soldadas de aceros inoxidables dúplex

Todas las aleaciones dúplex solidifican en ferrita y son completamente ferríticas al final de la solidificación. Dependiendo de la composición de la ferrita es estable en un rango de temperaturas elevadas antes de que la temperatura se encuentre por debajo de la temperatura solvus de ferrita y la transformación a austenita comience. Esta transformación es dependiente de la composición química de la aleación y de la velocidad de enfriamiento y ello determina el balance final de ferrita-austenita y la distribución de la austenita en el metal de soldadura.

La secuencia de transformación de las aleaciones dúplex es como se muestra a continuación:



La solidificación en los aceros inoxidable dúplex comienza con la formación de la fase ferrita aproximadamente a 1380°C. Una vez que el material ha solidificado, aproximadamente a 1350°C, la microestructura presente es completamente ferrítica. En este punto la ferrita es estable y por debajo de nivel empieza volverse inestable, promoviendo la transformación a austenita, las cuales son estables hasta la temperatura ambiente (18).

La predicción de la microestructura de la unión soldada de los aceros inoxidable ha sido un tema de gran importancia durante los últimos 75 años, para lo cual se han desarrollado diagramas predictivos y ecuaciones que están basados en la composición química de la aleación de interés. En el caso de las aleaciones dúplex, es de gran importancia obtener una unión soldada con un buen balance microestructural por las siguientes razones:

- a) Solidifican como 100% ferrita, por lo que la microestructura final tendrá un mayor porcentaje de ferrita dependiendo de la velocidad de enfriamiento, lo que afecta el comportamiento final de la unión soldada.
- b) Debido al porcentaje de ferrita, son susceptibles a la precipitación de fases secundarias debido a la inestabilidad de la ferrita (18).

Se han desarrollado diagramas predictivos del contenido de ferrita especialmente para aleaciones dúplex. En 1992, Kotecki y Siewert, propusieron un nuevo diagrama para predecir el contenido final de ferrita en aleaciones dúplex y austeníticas.

Actualmente, el diagrama WRC-1992 (Ver Figura 2. 36), es el más utilizado para la predicción del contenido de ferrita en uniones soldadas de aleaciones dúplex y austeníticas debido a su alta precisión. De acuerdo a la literatura, el porcentaje de dilución en el proceso GTAW y GMAW será del 40 al 45% y del 45 al 50% respectivamente (18).

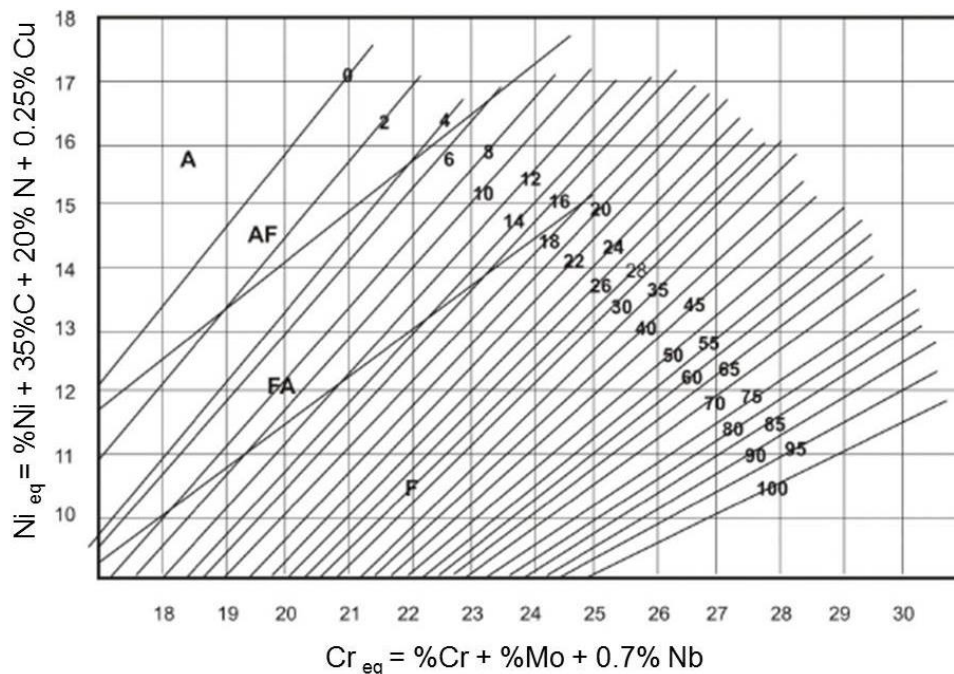


Figura 2. 36 Diagrama WRC-1992 (7)

2.4.4 Influencia del nitrógeno en uniones soldadas

La mayoría de los aceros inoxidable dúplex tienen adiciones intencionales de nitrógeno con la finalidad de mejorar su resistencia al impacto y su resistencia a la corrosión por picaduras. Los rangos en contenido de nitrógeno en este tipo de materiales va del 0.08% al 0.35% e.p. y como se puede apreciar en la Figura 2. 37 estos niveles de nitrógeno están por encima del límite de solubilidad de la ferrita a temperaturas por debajo de los 1000°C (1830°F). En contraste la solubilidad de la austenita es bastante mayor. Este diferencial en la solubilidad del nitrógeno tiene importantes implicaciones con respecto a la precipitación de nitruros en estas aleaciones. Cuando la microestructura está en balance (cercana al 50/50 lograda y mantenida a altas temperaturas, seguido de enfriamientos rápidos), tiene lugar la partición del N y permanece predominantemente en solución sólida (7).

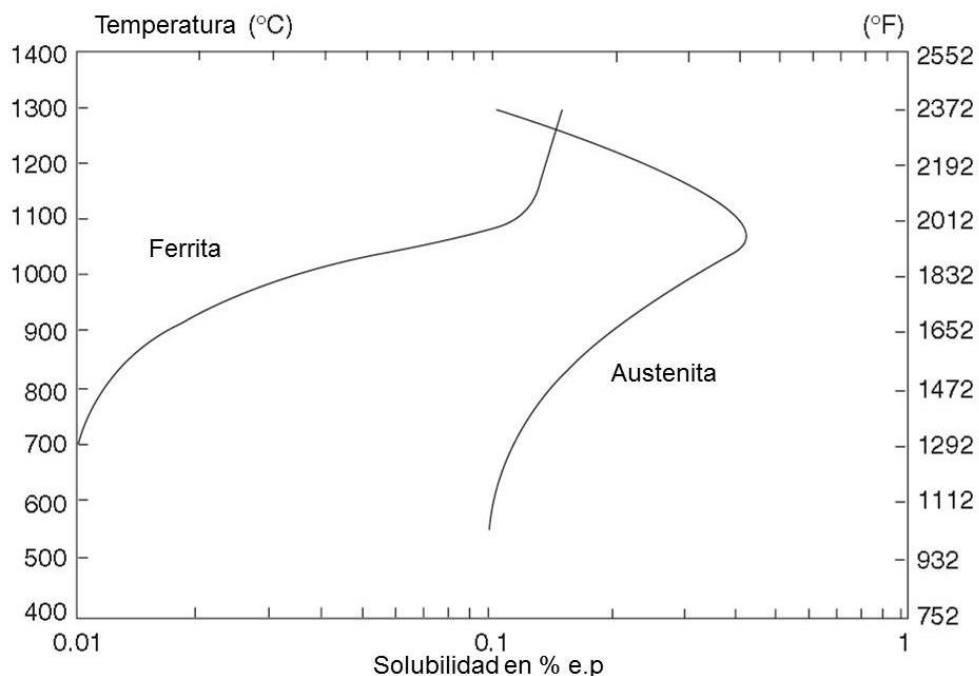


Figura 2. 37. Solubilidad del nitrógeno en ferrita y austenita (7)

Si el contenido de ferrita es alto, como en la soldadura y la ZAC bajo enfriamientos rápidos, tiene lugar entonces una intensa reacción de precipitación de nitruros y ocurre partiendo del punto en el que el límite de solubilidad de la austenita es superado, y el nitrógeno no cuenta con suficiente tiempo para particionarse en la austenita (7).

En ese sentido, las soldaduras y sus ZAC, se enfrían rápidamente desde temperaturas cercanas a la ferrita solvus, por ello existe una mayor tendencia a formar mayores cantidades de ferrita en la soldadura y en sus ZAC en los aceros inoxidable dúplex que en el MB.

Debido a este balance entre fases es que las soldaduras en aceros inoxidable dúplex son fuertemente dependientes de la difusión del nitrógeno, el cual es el elemento clave para la reducción de la temperatura de enfriamiento eficaz, por lo que el balance de fases de la ZAC puede así aproximarse la del MB, sea forjado o fundido.

Todo lo anterior es debido a que todos los elementos de aleación presentes en los aceros inoxidable dúplex, excepto el C y el N son átomos sustitucionales, por lo que sus niveles de difusión son menores. En contraste el C y el N son pequeños átomos intersticiales, con rangos de difusión mayores a temperaturas iguales y por encima de las temperaturas de recocido para los aceros inoxidable dúplex [1040°C (1900°F) y mayores] por encima de la temperatura ferrita solvus.

En contraste el C, que es un elemento de aleación no deseable debido a los efectos adversos que trae consigo en cuanto a la resistencia a la corrosión y su concentración es generalmente mantenida tan baja como sea posible. Así que el N es sin duda la clave que permite manipular el balance de fases bajo las condiciones que tienen lugar en el enfriamiento de las soldaduras (7).

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE LA BIBLIOGRAFÍA

Como resultado de la revisión bibliográfica, se considera pertinente realizar el análisis por cada uno de los aspectos estudiados: Proceso de soldadura por fusión, calor de entrada, precalentamiento y temperatura interfase y tratamiento térmico pre y post-soldadura.

Los aceros inoxidable dúplex son susceptibles de ser soldados por cualquier proceso de soldadura de los considerados por fusión en forma autógena o con metal de aporte. En cada uno de los procesos disponibles debe tenerse en cuenta la relación del calor de entrada y los ritmos de enfriamiento, con el objetivo de vigilar el balance ferrita /austenita de estos materiales. De manera adicional se recomienda en los procesos de soldadura por arco, el uso de metales de aporte con composición química similar a la del metal base, o bien con una composición sobre aleada con Ni para favorecer la aparición de la fase austenítica en el metal de soldadura.

Existen importantes referencias entre la bibliografía de investigaciones en las que se evalúa el desempeño de los aceros inoxidable dúplex unidos por procesos de soldadura por fusión, existiendo para la mayoría de ellos indicaciones de los parámetros más idóneos para espesores específicos.

También fue posible llevar a cabo el análisis de artículos de investigación que ofrecen comparativos entre el desempeño de los procesos convencionales (particularmente los de arco eléctrico) contra procesos avanzados de soldadura entre los cuales y de manera generalizada fue posible detectar un mejor control del balance ferrita/austenita en procesos como LBW, EBW y PAW contra procesos de arco eléctrico como GTAW.

Así mismo, se advierte que el control del calor de entrada, no importando el proceso del que se trate, siempre será un factor crítico y su control derivará en la calidad de las soldaduras obtenidas, en cuanto a la presencia de fases intermetálicas fragilizadoras en este tipo de materiales.

En la bibliografía consultada, se puede identificar, que para lo relativo a procesos de unión objeto de este trabajo, los precipitados de interés son los que tienen lugar en presencia de altas temperaturas, como las debidas a los ciclos térmicos de los procesos por fusión, tanto en condiciones de enfriamientos lentos como de enfriamientos rápidos.

Los intermetálicos detectados en estas condiciones son carburos de las formas $M_{23}C_6$ y M_7C_3 , Cr_2N , fases σ , χ , R y γ_2 . Sin embargo para los casos de precipitación de carburos, se puede decir que es una reacción que difícilmente tendría lugar en este tipo de materiales, ya que su bajo contenido de carbono (0.03% o menos) no promueve la formación de estos compuestos.

La literatura reporta que cuando existen altas entradas de calor, el comportamiento en la zona de fusión, puede derivar en un extendido crecimiento del grano ferrítico, mismo que promueve el desbalance microestructural. Según las velocidades de enfriamiento se puede llegar a tener la presencia de precipitados desde austenita intragranular, e intergranular con

morfologías aciculares hasta fase sigma, fenómeno que requiere de tiempos más cortos de formación.

Un punto particular detectado en la revisión bibliográfica, es el relativo a los tratamientos térmicos pre y post-soldadura. Si bien es cierto que en la literatura especializada sobre procesos de soldadura empleados para unir este tipo de materiales como lo son el manual AWS 9.4, y la *Guía Profesional para Soldar Aceros Inoxidables (Professional's Advisor on Welding of Stainless Steel)*, *Cómo Soldar Dúplex (Avesta Welding)*, *Directrices Prácticas para la Fabricación de los Aceros Inoxidables Dúplex (IMA)* y el *Manual de Aceros Inoxidables (INDURA)* no recomiendan la realización de los tratamientos térmicos dado el riesgo inherente de provocar la precipitación de intermetálicos. Sin embargo las condiciones bajo las cuales se hace una excepción a esta recomendación, son para fines de restablecimiento de un balance microestructural, disolución de fases indeseables ya existentes en el material y para el relevado de esfuerzos.

No obstante lo referido anteriormente, durante la revisión bibliográfica se observó que en el terreno científico, el realizar tratamientos térmicos de recocido y envejecido son una prácticas muy comunes.

Finalmente, respecto al precalentamiento y la temperatura interfase, las indicaciones son muy claras en este sentido: No se recomienda precalentamiento a menos que existan condiciones excesivas de humedad o temperaturas ambientales muy bajas, y en cuanto el control de la temperatura interfase de 100 a 150° dependiendo del grado del inoxidable dúplex de que se trate.

En todos los casos tanto de tratamientos térmicos, precalentamiento y temperatura interfase son prácticas que deben estar claramente justificadas y reflejadas en el procedimiento de soldadura, ello permitirá realizarlo en las condiciones en las que no se provoque un resultado no deseado.

CAPÍTULO 4. CASO DE ESTUDIO

El caso de estudio considerado en este trabajo de investigación bibliográfica consiste del análisis en uniones de acero inoxidable dúplex 2205, soldados mediante proceso de soldadura de arco metálico con protección de gas y electrodo de tungsteno (GTAW), en la precipitación de segundas fases.

4.1 Metodología

El orden de las actividades planeadas para la realización del caso de estudio se organizaron de la siguiente manera: Recepción del material, posteriormente se realizó la preparación de las placas para unirlos mediante el proceso GTAW.

Una vez unido el material, se maquinaron las probetas de tensión de acuerdo a ASME Sección IX. Las muestras correspondientes fueron ensayadas para la prueba de tensión para la evaluación de sus propiedades mecánicas.

Posteriormente fueron preparadas las probetas para caracterizar por microscopía óptica (MO) equipo marca Olympus y microscopía electrónica de barrido (MEB) equipo de la marca JEOL. Finalmente se registraron los resultados para la posterior integración del apartado de conclusiones (Ver Figura 4. 1).

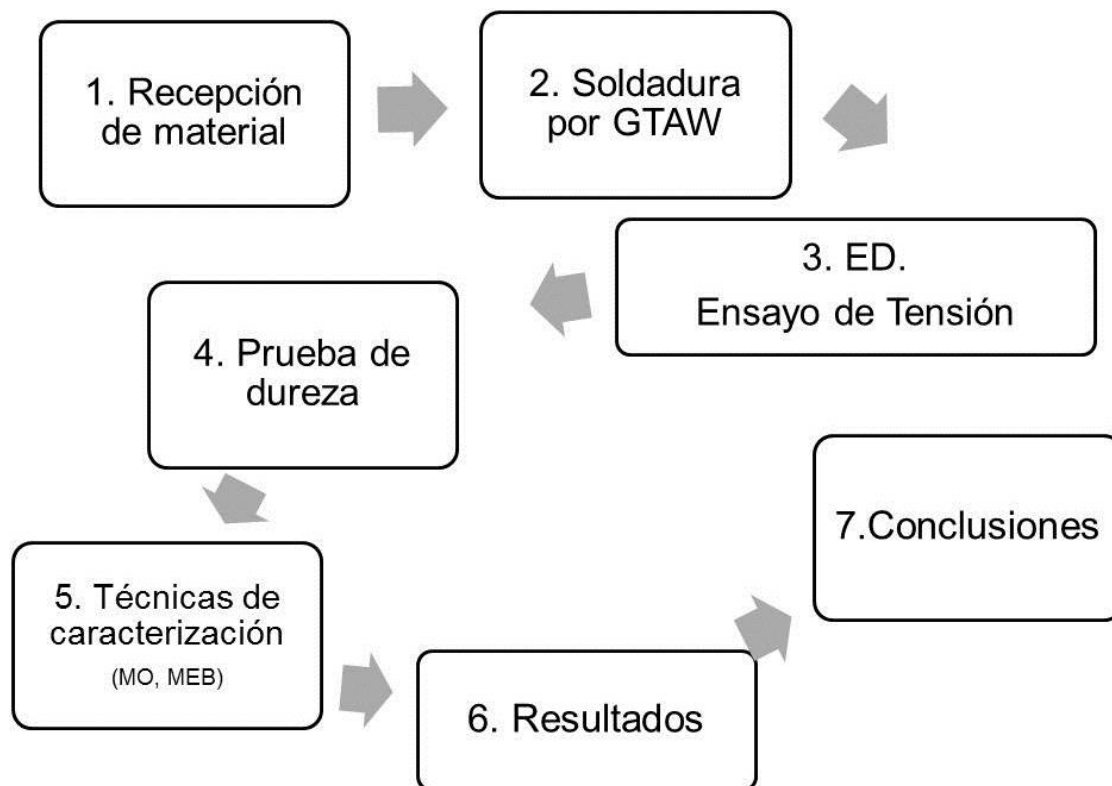


Figura 4. 1 Diagrama de la metodología empleada en el desarrollo del caso de estudio

4.2 Material: Acero inoxidable dúplex 2205

Dentro de la familia de los AID se seleccionó el denominado 2205, la composición química se describe en Tabla 4. 1. Las dimensiones del cupón del material base fueron de 25 cm x 21cm x 10 mm. El número UNS del acero inoxidable dúplex 2205 corresponde a un S32205.

Tabla 4. 1. Composición química del acero inoxidable dúplex 2205 empleado en el caso de estudio en % e.p.

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Nb	Cu	Co	N
% e.p	0.016	0.47	1.42	0.026	0.001	22.41	5.73	3.13	0.007	0.28	0.16	0.179

4.3 Metal de aporte: ER 2209

El metal de aporte empleado es un A5.9 (Especificación SFA) y ER 2209 (No. AWS) en calibres de 3/32 y 1/8 de pulgada. La composición química se detalla en la Tabla 4. 2.

Tabla 4. 2. Composición química del metal de aporte 2209 empleado en el caso de estudio

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Ti	Cu
% e.p	0.03	0.9	2.00	0.03	0.02	21.5	9.5	3.5	-	0.5

4.4 Soldadura por GTAW

Las láminas de acero de 10 mm de espesor fueron preparadas para ser soldadas en una junta de ranura en V sencilla, de acuerdo al detalle señalado en la Figura 4. 2.

DETALLE

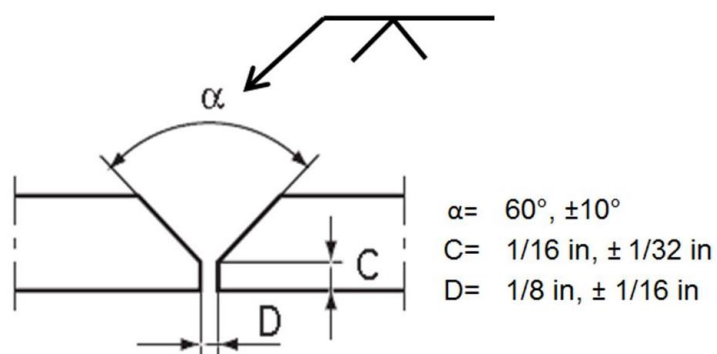


Figura 4. 2 Preparación de la junta para las placas de acero inoxidable dúplex 2205 empleadas en el caso de estudio

Los parámetros empleados para la unión de los aceros inoxidables dúplex del presente caso de estudio se indican en la Tabla 4. 3.

Tabla 4. 3. Parámetros de soldadura empleados en el caso de estudio

No. Pase	Proceso	Metal de aporte		Corriente y tipo de polaridad	Amperaje	Volts	Velocidad
		Clasificación	Diámetro				
1	GTAW	ER2209	3/32 in	CDEN	165	17	3 in/min
2	GTAW	ER2209	3/32 in	CDEN	165	17	3 in/min
3-n	GTAW	ER2209	1/8 in	CDEN	190	18	3 in/min

4.5 Técnicas de caracterización

La probeta de acero inoxidable dúplex fue desbastada, pulida y atacada con reactivo Beraha (26) , lo anterior con la finalidad de permitir el revelado de las microestructuras presentes en el material después de haber sido soldado mediante el proceso GTAW.

La primera técnica de caracterización se llevó a cabo con la ayuda de un microscopio óptico marca OLYMPUS, modelo PMG-3. Se analizaron las muestras a diversas magnificaciones (50X, 200X y 500X).

La segunda técnica de caracterización empleada fue la microscopía electrónica de barrido (MEB) JEOL JSM-6490L Scanning Electron Microscope con un analizador INCA X-SIGHT OXFORD INSTRUMENTS modelo 7573

4.6 Resultados: Técnicas de caracterización mediante microscopía óptica y electrónica de barrido (MO y MEB)

4.6.1 Las tres regiones de la unión soldada: Metal base (MB), zona afectada por el calor (ZAC) y soldadura

A magnificaciones de 50X, fue posible identificar las tres regiones producidas en un acero dúplex 2205 después de haber sido soldado por GTAW, el metal base (MB), la zona afectada por el calor (ZAC) y la soldadura (Ver Figura 4. 3 (A)).

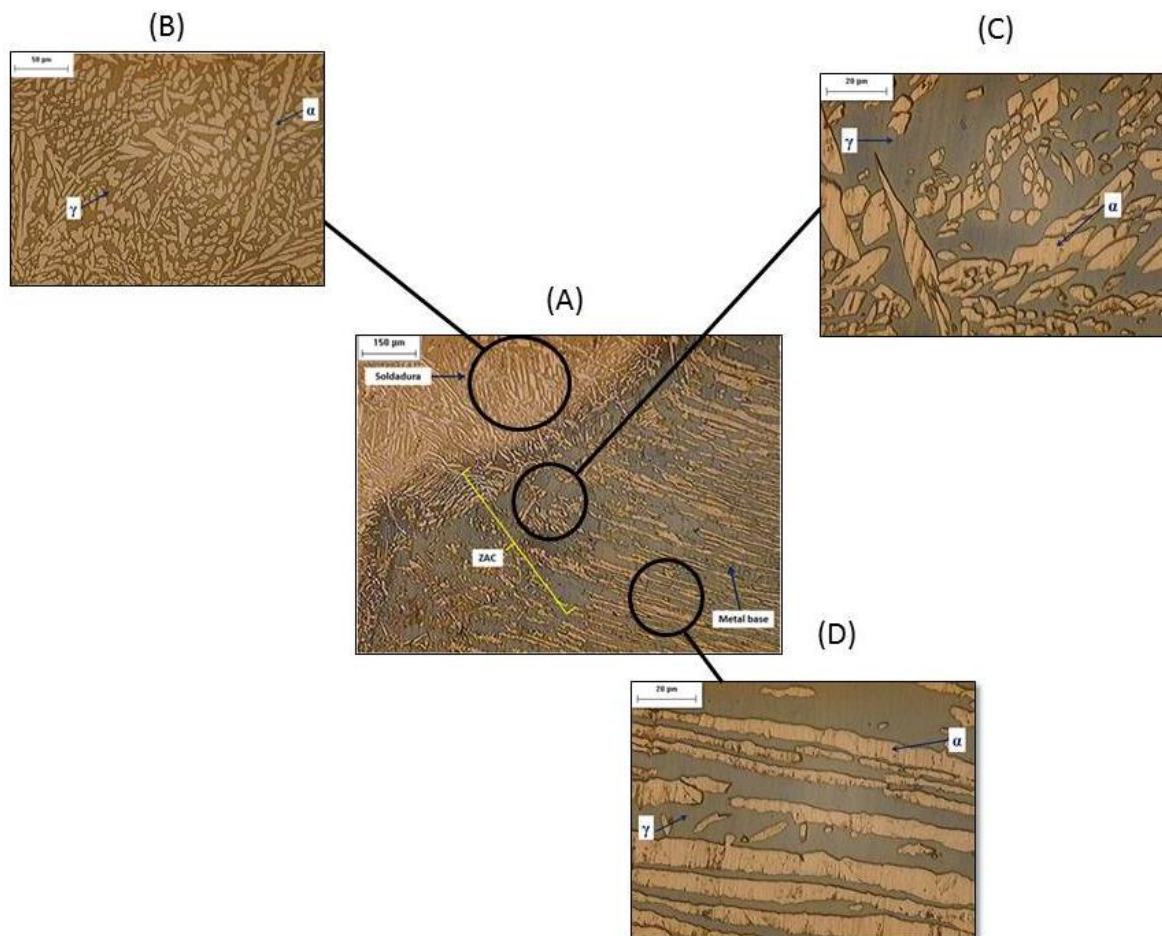


Figura 4. 3 Regiones de la unión soldada de acero inoxidable dúplex 2205. Microscopio óptico. Ataque con reactivo Beraha. (A) Micrografía de las tres regiones de la unión soldada a 50X. (B) Soldadura a 200X. (C) ZAC a 200X. (D) MB a 500X

Para tener un detalle microestructural más específico, se hizo la caracterización por zona a 200X y 500X en el microscopio óptico, así mismo se llevó a cabo la cuantificación de fases mediante el software IMAGE PRO y se detallan los resultados a continuación.

4.6.2 Soldadura

La microestructura resultante en la soldadura, tal y como se muestra en la Figura 4. 3(B) a 200X, es consistente la presencia de las fases ferrita y austenita, en donde es posible identificar con las zonas oscuras como la fase austenita y las zonas claras la fase ferrita, se alcanza a apreciar un balance microestructural muy cercano al 50/50 .

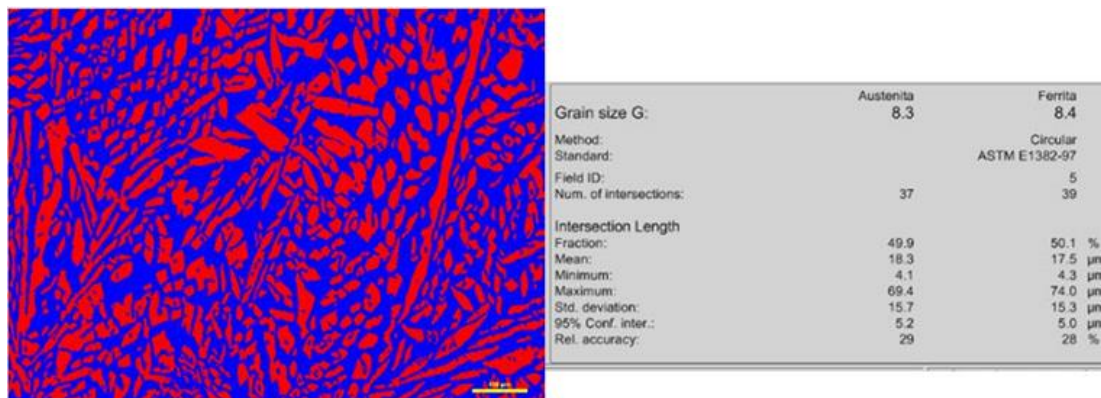


Figura 4. 4 Cuantificación de fases a en la soldadura a 200X mediante IMAGE PRO, (austenita azul y ferrita roja)

Lo anterior fue posible corroborarlo, como se puede apreciar en la Figura 4. 4, dónde la cuantificación de fases mediante IMAGE PRO fue del orden del 49.9% austenita y 50.1% ferrita. Esta región fue también analizada mediante microscopía electrónica de barrido (MEB), a 1;500 X, 3,000X y 5,000 X (Ver Figura 4. 5).

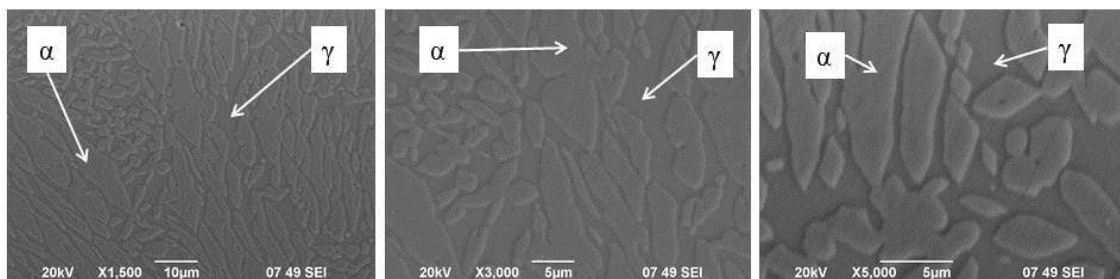


Figura 4. 5 Soldadura en microscopía electrónica de barrido a 1,500X, 3,000X y 5,000X.

Con la caracterización mediante esta técnica también se percibe la microestructura bifásica ya identificada mediante el microscopio óptico, y además es posible verificar que a estos aumentos no se encuentran estructuras morfológicas similares a las reportadas en la bibliografía como precipitados.

4.6.3 Zona afectada por el calor

La zona afectada por el calor (ZAC) ilustrada en la Figura 4. 3 (C) con el uso de microscopio óptico, se puede observar que la microestructura de bandas característico del metal base de los aceros inoxidables dúplex se disgrega y aunque persiste la microestructura ferrítico-austenítica, pareciera ser que las proporciones de las fases presentes tienen un dominio austenítico.

Se efectuó también la cuantificación de fases para verificar de manera precisa las proporciones y los resultados indicaron un predominio austenítico (Ver Figura 4. 6).

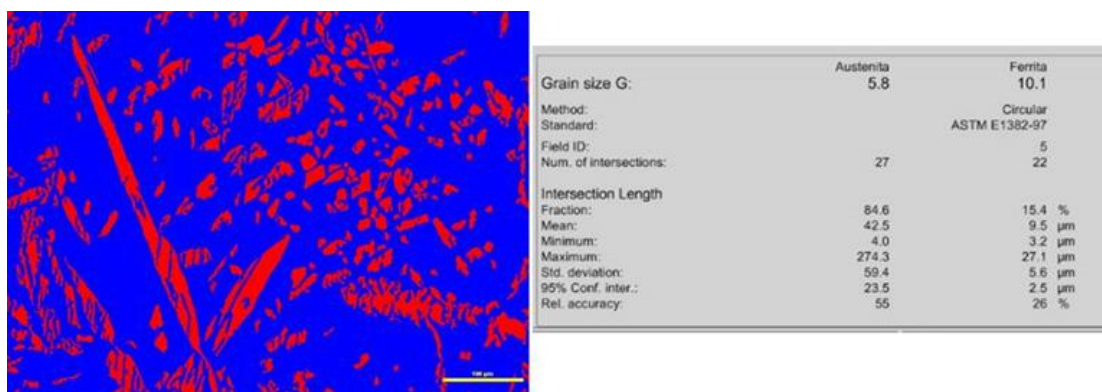


Figura 4. 6 Cuantificación de fases ZAC a 200X mediante IMAGE PRO (austenita azul, ferrita roja)

El porcentaje de austenita en la ZAC fue de 84.6% y de ferrita de 15.4%.

La información obtenida mediante MEB en esta región a 1,500X y 500X, aun y cuando se corrobora un predominio austenítico, tampoco es posible identificar morfologías similares a los precipitados de segundas fases reportados en la bibliografía (Ver Figura 4. 7).

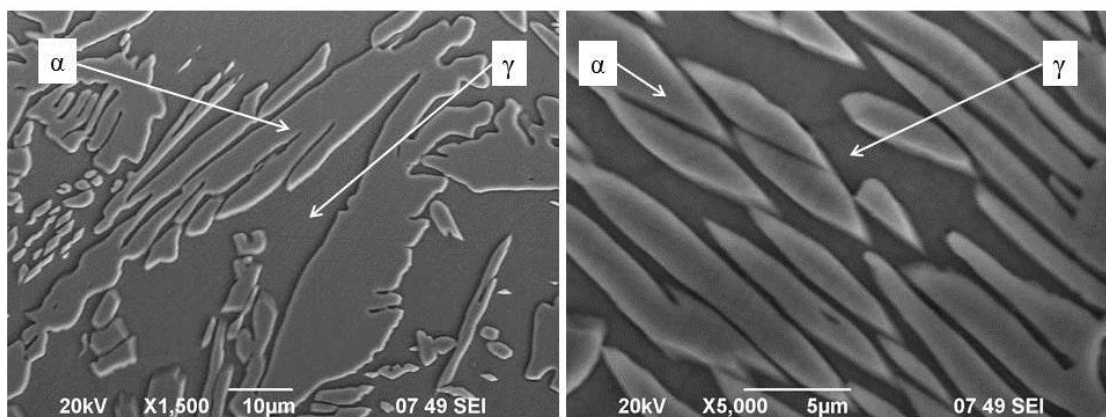


Figura 4. 7 ZAC en microscopía electrónica de barrido a 1,500X y 5,000X

4.6.4 Metal base

La Figura 4. 3(D), muestra la microestructura distintiva de este tipo de materiales ferrítico-austenítico. Las regiones claras corresponden a la fase ferrita y las oscuras a la fase austenita. Si bien es cierto que este tipo de caracterización no permite cuantificar las proporciones presentes de cada fase en la microestructura, se percibe un cierto grado de equilibrio entre éstas.

Con el fin de conocer de manera exacta la proporción de fases presentes en esta región de la soldadura también se hizo la cuantificación de fase con la ayuda del software IMAGE PRO y se obtuvieron los siguientes resultados (Ver Figura 4. 8).

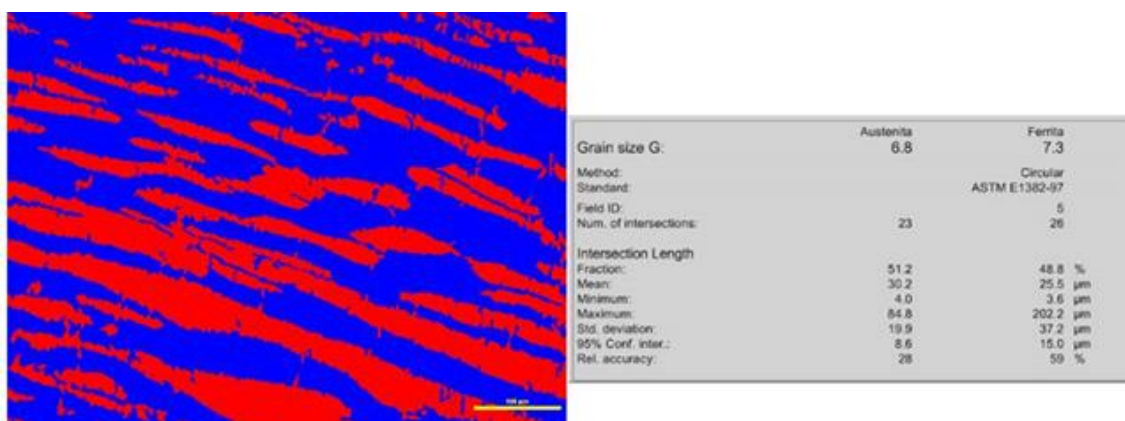


Figura 4. 8 Cuantificación de fases en el metal base a 200X mediante IMAGE PRO (austenita azul, ferrita roja)

Los resultados de la cuantificación indican que en el metal base se tiene 51.2% de austenita y un 48.8% de ferrita, considerándose un balance muy cercano al 50/50 ideal para estos materiales.

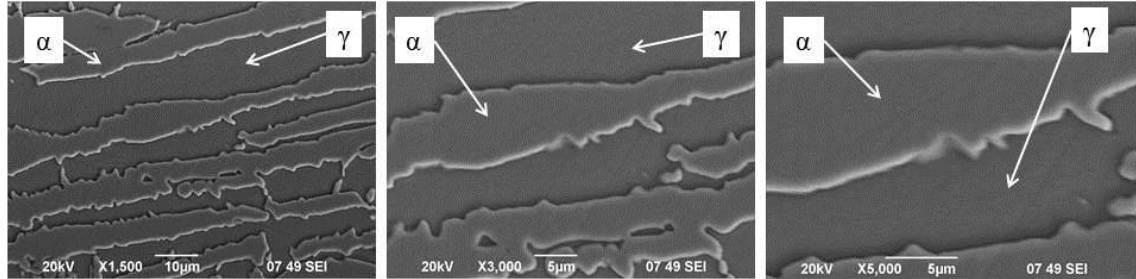


Figura 4. 9 Metal base en microscopía electrónica de barrido a 1,500 X, 3,000X y 5000X

De la misma manera que en las otras regiones analizadas mediante esta técnica de caracterización (MEB), no se aprecian a los aumentos indicados, morfologías similares a los reportados en la bibliografía como precipitados de segundas fases en el metal base (Ver Figura 4. 9).

4.7 Resultados: Cálculo del calor de entrada

Con los parámetros de soldadura empleados en el caso de estudio es posible calcular el calor de entrada alcanzado durante la unión del material mediante GTAW.

Empleando la fórmula para el cálculo del calor de entrada:

$$QE = \frac{VI}{v} \quad (1)$$

Dónde:

QE= Calor de entrada

V= Voltaje

I= Amperaje

v= Velocidad de avance

Como se trató de una soldadura multipase, considerando el espesor de la probeta de 10 mm, se emplearon parámetros diferentes entre el primero y segundo pase y los subsecuentes de tal forma que el calor de entrada alcanzado en cada caso fueron los que se indican en la Tabla 4. 4

Tabla 4. 4 Calor de entrada aplicado en los distintos cordones de soldadura empleados en la soldadura del dúplex empleado en el caso de estudio

No. de cordón de soldadura	QE
1°- 2°	22.086 kJ/cm
3°- n	26.92 kJ/cm

4.8 Resultados: Pruebas mecánicas

4.8.1. Ensayo de tensión

Se practicó una prueba de tensión (método estándar ASTM E 8/E8M-2013a) para tener información del comportamiento de la soldadura respecto del metal base en cuanto a esta propiedad mecánica. Los resultados del ensayo se detallan en la Tabla 4. 5.

Tabla 4. 5 Ensayo de tensión en soldadura. Acero inoxidable dúplex 2205

Probeta	Espesor (mm)	Ancho (mm)	Carga máxima kgf	Esfuerzo máximo Mpa (psi)	Zona de ruptura
1	10,04	19,09	14 200	727 (105 376)	Metal base

El comportamiento gráfico de la probeta se muestra en la Figura 4. 10

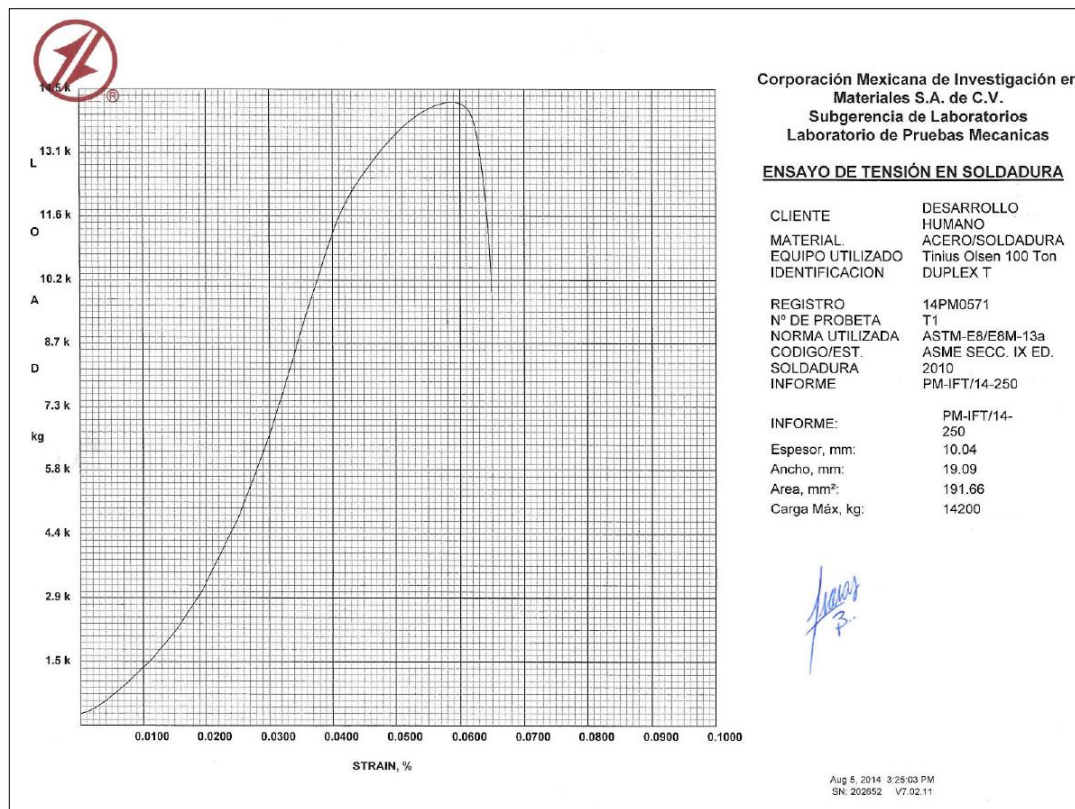


Figura 4. 10 Gráfica del ensayo de tensión en la soldadura de la probeta de dúplex 2205 de 10 mm de espesor empleada en el caso de estudio

Los resultados obtenidos mediante esta prueba, mostraron fractura de la probeta en el metal base (Ver Figura 4. 11), lo cual se traduce en que la resistencia mecánica de la soldadura es superior a los 727 Mpa (105 376 psi), alcanzados en el ensayo de tensión.



Figura 4. 11 Probeta de tensión de AID 2205 unida mediante GTAW con ruptura en MB.

4.8.2 Prueba de dureza

Se practicó la prueba de microdureza a las láminas unidas de AID 2205 a tres profundidades de la soldadura, lo anterior permite identificar indirectamente a través de los valores obtenidos en las distintas regiones, el tipo de microestructuras presentes. La carga a la que fue llevada a cabo la prueba fue a 0.5 Kgf. Los resultados se concentran en la Tabla 4. 6.

Tabla 4. 6. Resultados de la prueba de dureza en las tres regiones de la soldadura

MAPEO DE SOLDADURA								
O			W			G		
ZONA	HV	CONVERSIÓN	ZONA	HV	CONVERSIÓN	ZONA	HV	CONVERSIÓN
M.B	240	20 HRC	M.B	234	99 HRB	M.B	239	20 HRC
ZAC	232	99 HRB	ZAC	231	99 HRB	ZAC	236	100 HRB
ZAC	218	96 HRB	ZAC	236	100 HRB	ZAC	235	100 HRB
SOLDADURA	262	24 HRC	SOLDADURA	242	21 HRC	SOLDADURA	273	26 HRC
SOLDADURA	253	23 HRC	SOLDADURA	252	23 HRC	SOLDADURA	268	25 HRC
SOLDADURA	255	23 HRC	SOLDADURA	243	21 HRC	SOLDADURA	259	24 HRC
ZAC	209	95 HRB	ZAC	224	97 HRB	ZAC	239	20 HRC
ZAC	200	93 HRB	ZAC	249	22 HRC	ZAC	240	20 HRC
MB	194	92 HRB	MB	216	96 HRB	MB	214	96 HRB

De manera ilustrativa en la Figura 4. 12 presenta ejemplos de las indentaciones realizadas en cada región (MB, ZAC y soldadura), lo anterior permite tener referencia del tamaño de la indentación en relación con el tamaño de los granos presentes en las diferentes regiones de la probeta ensayada.

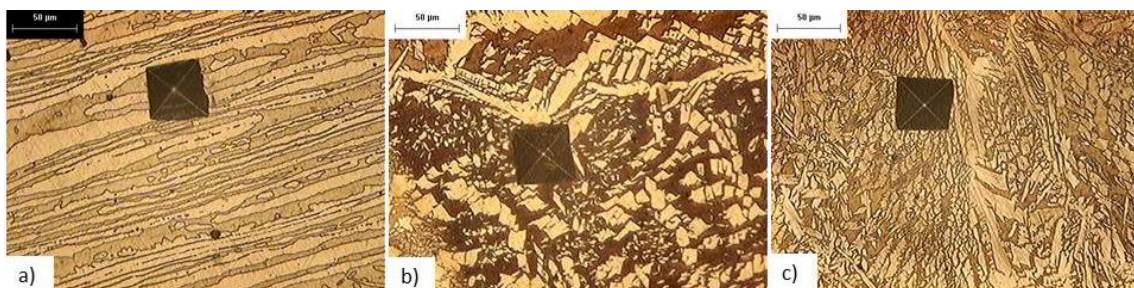


Figura 4. 12 Huella de indentación en contraste con la microestructura de soldaduras de AID 2205. Atacadas con Solución Beraha, a 200X. a) MB, b) ZAC y c) Soldadura

Relacionando los valores de dureza obtenidos a 3 diferentes profundidades del perfil de soldadura, (aproximadamente a separaciones de 2 mm de distancia una de la otra) se procedió a medir esta propiedad mecánica en el MB, en la ZAC y en la soldadura. Los resultados obtenidos se pueden observar de

manera concentrada en la Figura 4. 13. El promedio de los valores de dureza medidos en cada región se presentan en la Tabla 4. 7:

Tabla 4. 7 Valores promedio de dureza HV en las tres regiones de la soldadura

Zona	Dureza HV
MB	222
ZAC	230
Soldadura	256

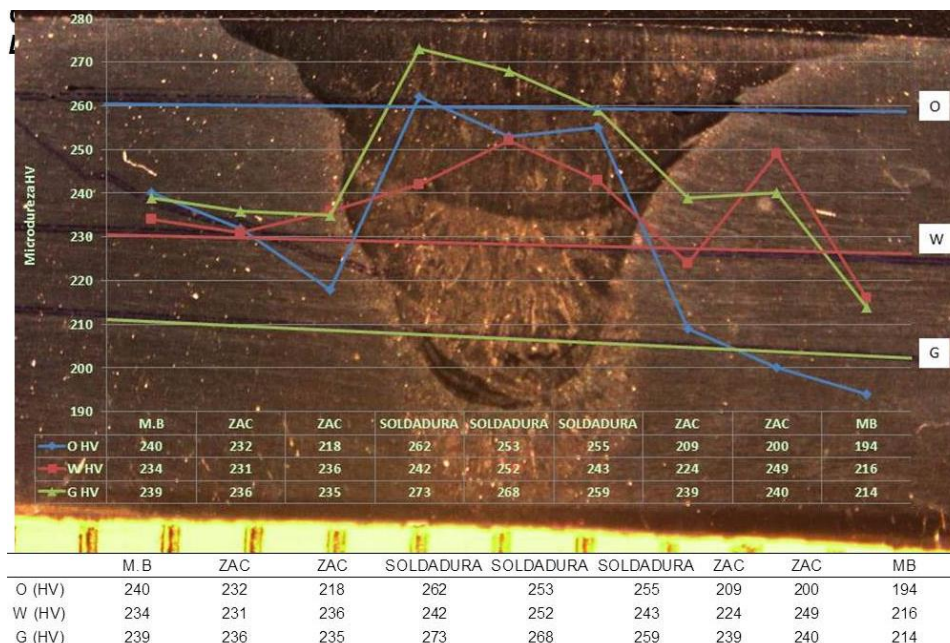


Figura 4. 13 Perfil de dureza practicado a la unión soldada de AID 2205 mediante GTAW

4.9. Resultados: Predicción del contenido de ferrita mediante el Diagrama WRC-1992

Con la finalidad de establecer un mecanismo de comparación entre la caracterización realizada con las técnicas anteriormente mencionadas, se procedió al cálculo del cromo y el níquel equivalente para verificar en el Diagrama WRC-1992 las microestructuras presentes en el material de estudio. Se debe tener en consideración que el porcentaje de dilución en el proceso GTAW es del 40 al 45%.

Para la determinación del cromo y níquel equivalente se emplearon las siguientes fórmulas:

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 0.7\%Nb$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 35\%C + 20\%N + 0.25\%Cu$$

Los resultados obtenidos en base a la composición química del MB y MA fueron los siguientes:

Tabla 4. 8. Cromo y níquel equivalente del metal base (MB) y del metal de aporte (MA)

	MB	MA
Cr_{eq}	25.54%	25%
Ni_{eq}	9.94%	13.82%

Con la información presentada en la Tabla 4. 8, cada composición se identifica dentro del diagrama WRC-1992, y se unen los puntos del metal base y del metal de aporte (A y B respectivamente). Una soldadura de 2209 con un porcentaje de dilución del 40% en un acero inoxidable dúplex 2205, se ubicará en el punto C, localizado a un 40% de distancia del punto B al A. Matemáticamente esto se calcula de la siguiente manera para el cromo equivalente.

$$Creq = 0.6 Creq(B) + 0.4 Creq (A)$$

$$Creq = 0.6(25.0) + 0.4(25.54)$$

$$Creq = 15 + 10.216$$

$$Creq = 25.21$$

Y para el níquel equivalente:

$$Nieq = 0.6 Nieq (B) + 0.4 Nieq (A)$$

$$Nieq = 0.6(8.28) + 0.4 (9.94)$$

$$Nieq = 8.28 + 3.97$$

$$Nieq = 12.25$$

La información obtenida anteriormente se localiza en el Diagrama WRC-1992 quedando identificada como se muestra en la Figura 4. 14:

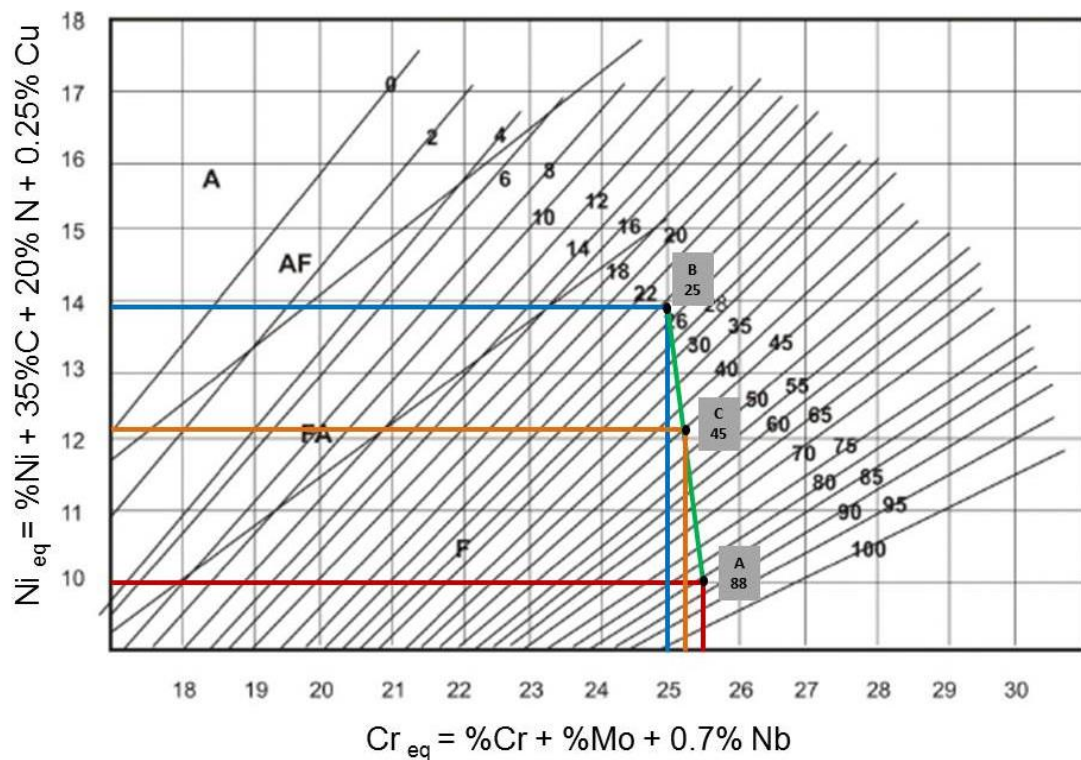


Figura 4. 14 Gráfica WRC-1992, para la determinación del Número de Ferrita (FN)

Los resultados obtenidos muestran un porcentaje de ferrita presente en la microestructura de un 45%, lo que se traduce en un indicio de que el balance microestructural se mantiene en niveles próximos al 50/50 ideal de ferrita/austenita.

CONCLUSIONES

Partiendo de los objetivos planteados en esta monografía, se concluye que:

- Existen dentro de la bibliografía consultada, información enfocada a comprender y controlar el efecto que los parámetros de los distintos procesos de soldadura por fusión tienen en la precipitación de segundas fases en aceros inoxidable dúplex.
- Es posible soldar este tipo de materiales sin menoscabo de sus propiedades mecánicas, mediante procesos de soldadura por fusión, siempre que se tenga un control efectivo de las condiciones que son promotoras de la aparición de segundas fases, tanto en metal base, en la zona afectada por el calor, como en la soldadura.
- Es factible conservar las sobresalientes propiedades de los aceros inoxidable dúplex mientras se mantenga el equilibrio microestructural tanto del metal base como de la soldadura en proporciones aproximadas de 50/50 ferrita-austenita, mediante el estricto control de los parámetros de soldadura.

- De acuerdo a la información consultada, el calor de entrada debe estar en los rangos de 5 KJ/cm a 25 KJ/cm (13 KJ/in a 64 KJ/in) y éste debe estar directamente relacionado con el espesor del material a unir. En estas condiciones los enfriamientos lentos se deben evitar, ya que son las condiciones en las que la fase sigma (σ); la fase intermetálica más prominente de las que precipitan en los aceros inoxidables dúplex y la responsable de la mayor pérdida de propiedades mecánicas de estos materiales.
- Si bien es cierto que de manera genérica la bibliografía no recomienda la aplicación de tratamientos térmicos, previos o posteriores a la soldadura, la bibliografía consultada respecto a artículos de investigación, se ha observado que es una práctica que se lleva a cabo únicamente para el restablecimiento del balance microestructural del material y relevado de esfuerzos, y de manera sumamente controlada.

Por lo que respecta al caso de estudio conducido, fue posible verificar lo consultado previamente a nivel bibliográfico, los procesos de soldadura por fusión son empleados con frecuencia para la unión de estos materiales, y uno de los procesos de mayor aplicación en este sentido es GTAW.




- La caracterización conducida mediante microscopía óptica y electrónica de barrido, muestran una estructura microestructural ferrítica-austenítica clara y los valores de dureza confirman esta composición ya que se mantiene entre los 222.8 HV y los 256.33HV, valores que empatan perfectamente en los característicos de estos materiales reportados en la bibliografía.
- La caracterización llevada a cabo y de manera adicional con el uso del Diagrama WRC-1992, dio la posibilidad de calcular el tipo de microestructuras presentes en estos materiales una vez soldados, y el conocer que el balance microestructural se mantuvo posterior a la aplicación de los ciclos térmicos, permite concluir que se ha logrado preservar la mayor parte de las propiedades mecánicas del material de


estudio, evitando con ello el fenómeno de precipitación de nitruros y fase sigma, principales precipitados presentes en este tipo de materiales.

- Finalmente y derivado del muy bajo contenido de carbono presentes tanto en el metal base como en el metal de aporte (0.016 y 0.03 respectivamente), se puede explicar por qué la precipitación de carburos tampoco tuvo lugar en la microestructura del material de estudio.

Anexos

Anexo 1 Certificado de la composición química del acero inoxidable dúplex empleado en el caso de estudio



outokumpu
stainless steel & high performance alloys

CERTIFICATE - ZI:UGNIS - CERTIFICAT
EN 10204-3.1
2169165-EN

Issue No.
Rachnung Nr.
N° du certificat
66101352673

Page
Seite
Page
1/1

Business Unit / OGM: **Avesta Works / Johan Nordström**
Your ref. / Ihre Ref. / Vars nr: **75000003**

Date / Datum / Date: **27-May-2013**
Lot / Lading / Charge No: **MD AX30-0001**
AISI/EN/ASTM ID, designation, Commerce ID: **6610320722**

Buyer, Besteller, Adhæreur: **Bayer, Beckler, Adheuer**

Consignee, Empfänger, Lieu de livraison:

Req. items, Anforderungen, Lieferposten:
A: TM A 240-11a
A: ME SEC II PART A SA-240/SA-240M 2011a
EI 1 10098-2-2005
EI 1 10026-7-2007
EI 1 ISO 9444-2 / ASTM A480M

26

Mar 2

Mark of Manufacturer
Zeichen des Lieferanten
Signe de producteur
outokumpu

Process
Erschmelzungsart
Mode de fusion
E+AOD

Inspector's stamp
Zeichen des Sachverständigen
Poinçon de l'expert
AJA

Gr. n. Werkstoff, Name
Ox. tokumpu 2205
UR-S S32205
1.462

Product, Erzeugnisform, Produkt:
Stainless Steel Hot Rolled, Coil-Plate
finish 1D, cut edge

Line Linie	Item Position Poste	Heat/Lot No Schmelz-/Lot Nr Cottée n° - Lot No	Size Abmessungen Dimensions	Pieces Stückzahl Nombre	Quantity / Unit Menge / Einheit Quantité / Unité
1	15	430571-001	6,00 X 2000 X 3850 mm	1	364 KG

Chemical composition - Chemische Zusammensetzung - Composition chimique


Heat	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Nb	Cu	Co	N
	.016	.47	1.42	.026	.001	22.41	5.73	3.13	.007	.28	.160	.179

Radioactive contamination check acc. IAEA recommendations: **Satisfactory**

Test Ref	Temp °C	RP N/MS2	0.2 RP N/MS2	1.0 RP N/MS2	EM N/MS2	A5	2"	HB	F5H
Min	+20	480		700	25	25			
Max	+20	628	713	841	33	33	293	257	47.0
F	T	615	695	822	32	32	257		

Microstructure acc to ASTM A 923-A: **Satisfactory**
 PRE: Cr + 3.3Mo + 16N = 35.6
 Corrosion acc. EN ISO 9651-2C: **Satisfactory**
 Heat treatment / Solution annealed: Material temperature 1101 °C / Quenched (forced air + water)
 Steel grade verification (PMI-spectroscopic): **OK**
 Marking, visual insp. and gauge measurement: **Satisfactory**
 Certified acc. Pressure Equipment Directive (97/23/EC) by TÜV CERT-Certification body for pressure equipment of the TÜV NORD Systems; notified b.ody, reg-no. 0045.

Print marking: **26**
 -2205 430571-001 6.00 **AJA** AVESTA
 SWEDEN SA 240/A 240-S32205/S 32205
 320722-17 3493602



This material meets requirements of specifications **SA-240-2205** of ASME code **Sec II Part A** Edition / ADD **EDD10A1112016**


07/26/13
Date

Outokumpu Stainless AB
Business Unit Special Coil
BOX 14, S-741 32 AVESTA
SWEDEN
RegOffice: Stockholm SWEDEN, Regno: 559001-8748

Telephone: +46 (0)28 814 77
Fax: +46 (0)28 813 16
V.A.T no: 6559001874801

This material is used to comply with order requirements

Mats Hjelm
Mats Hjelm



Anexo 2. Registro de calificación de procedimiento de soldadura

No. de PQR: PQR-MARU-001-2014 Rev: 0 Fecha: 18-mar-14
 WPS Seguido (s): WPS-MARU-001-2014 Proceso de soldadura: GTAW Tipo: Manual

DISEÑO DE JUNTA (QW-402)
 Tipo: Ranura en V Sencillo Doble
 Respaldo Si No
 Material de respaldo Aluminio
 Abertura de la raíz 1/32 in
 Dimensión de la cara de raíz 1/32 in
 Ángulo de la ranura 63°
 Radio N/A
 Saneado de raíz Si No
 Método Disco

POSICIÓN (QW-405)
 Ranura 1G
 Filete N/A
 Progresión Vertical Ascendente Descendente

MATERIAL DE APORTE (QW-404)
 Especificación AWS A5.9
 Clasificación AWS ER2209
 A.No. 8
 F. No. 8
 Inserto Consumible N/A
 Diam. De electrodo o alambre 3/32 in y 1/8 in

PROTECCIÓN (QW-406)
 Gas Argon
 Composición 99.99%
 Velocidad de flujo 25 CFH
 Tamaño de boquilla 1/2 in
 Fundente N/A
 Clase de fundente N/A

METAL BASE (QW-403)
 Especificación del material / tipo SA-240, 2205
 o grado 1
 No. de grupo 1
 P. No. 10H a P. No. 10H

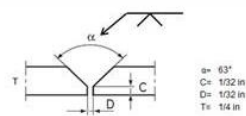
PRECALENTAMIENTO (QW-406)
 Temp de precalentamiento, Min N/A
 Temp de interpasso, Min N/A
 Max N/A

TECNICA (QW-410)
 Recta u oscilante Recta y oscilante
 Pasos múltiples o sencillo Múltiple
 Número de Electrodo N/A
 Espacio en electrodos N/A
 Distancia entre boquilla y pieza N/A
 Marfilado No permitido
 Limpieza inicial y entre pasos Cepillo, carda y disco de acero inoxidable
 Otros N/A

CARACTERÍSTICAS ELECTRICAS (QW-409)
 Modo de transferencia (GMAW) Corto Circuito Globular Spray
 AC DCEP Corriente DCEN Pulsada
 Electrodo de Tungsteno (GTAW) Tamaño 3/32 in Tipo ETVW-2

TRATAMIENTO TERMICO POST-SOLDADURA (QW-408)
 Temperatura N/A
 Tiempo N/A

1/2



Pasos	Proceso	Aporte		Tipo y Polaridad	Corriente		Volts	Vel. de Avance
		Clase	Diam		Amps o velocidad de alimentación alambre			
1	GTAW	ER2509	1/32 in	CCEN	165	17	3 in/min	
2	GTAW	ER2509	1/32 in	CCEN	165	17	3 in/min	
3-in	GTAW	ER2509	1/8 in	CCEN	190	18	3 in/min	

ENSAYO A LA TENSIÓN (QW-150)

Probeta No	Ancho (mm)	Espesor (mm)	Área	Carga ultima a la tensión, (kg-f)	Unidad del ultimo esfuerzo, Mpa (psi)	Características y localización de la falla
T1	19.1	9.95	190.236	13.580	700 (101.531)	Metal Base
T2	19.14	9.85	188.529	13.440	699 (101.391)	Metal Base

ENSAYO DE DOBLEZ GUIADO (QW-160)

Probeta No	Tipo de DobleZ	Resultado	Notas
1	Cara	Satisfactorio	Sin discontinuidad superficial
1	Ranura	Satisfactorio	Sin discontinuidad superficial
2	Cara	Satisfactorio	Sin discontinuidad superficial
2	Ranura	Satisfactorio	Sin discontinuidad superficial

INSPECCIÓN VISUAL
 Apariencia: Aceptable
 Socavado: No presenta
 Porosidad: No presenta
 Convexidad: Aceptable
 Día de la prueba: 07/03/2014
 Revisada por: [Signature]

EXAMINACIÓN RADIOGRAFIA / ULTRASONIDO
 No. reporte RT:
 Resultado:
 No. reporte UT:
 Resultado:
 Fecha de prueba:
 Revisada por:

PRUEBA DE MACROTAQUE (QW-160) FILETE
 Medida mínima de pasos múltiples: 1 2 3
 Medida máxima de pase sencillo: 1 2 3

Otros Ensayos:

Nombre del soldador: Identificación:
 Prueba conducida por: Laboratorio:
 Por: Reporte:

Notamos certificamos que los contenidos de este registro son correctos y que las soldaduras han sido preparadas, soldadas y ensayadas de acuerdo con los requerimientos del código ASME, sección IX, Ed 2010



PM-IFT/14-250
3/3

1. ANTECEDENTES

Se recibió por parte del área DESARROLLO HUMANON, DE LA CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES S.A DE C.V. El día 05 de agosto de 2014, una probeta de tensión unida con soldadura, identificada como Dúplex T, para ensayar de acuerdo al código de soldadura, ASME SECC. IX ed. 2010.

La probeta se recibió muestreada, cortada y maquinada por el cliente.

A continuación se presentan los resultados obtenidos.

2. RESULTADOS

2.1 ENSAYO DE RESISTENCIA A LA TENSION: ASTM E 8/E8 M-13a, ASME SECC. IX-2010

EQUIPO UTILIZADO: TINIUS-OLSEN 100 TON.
IDENTIFICACIÓN: EPM-002

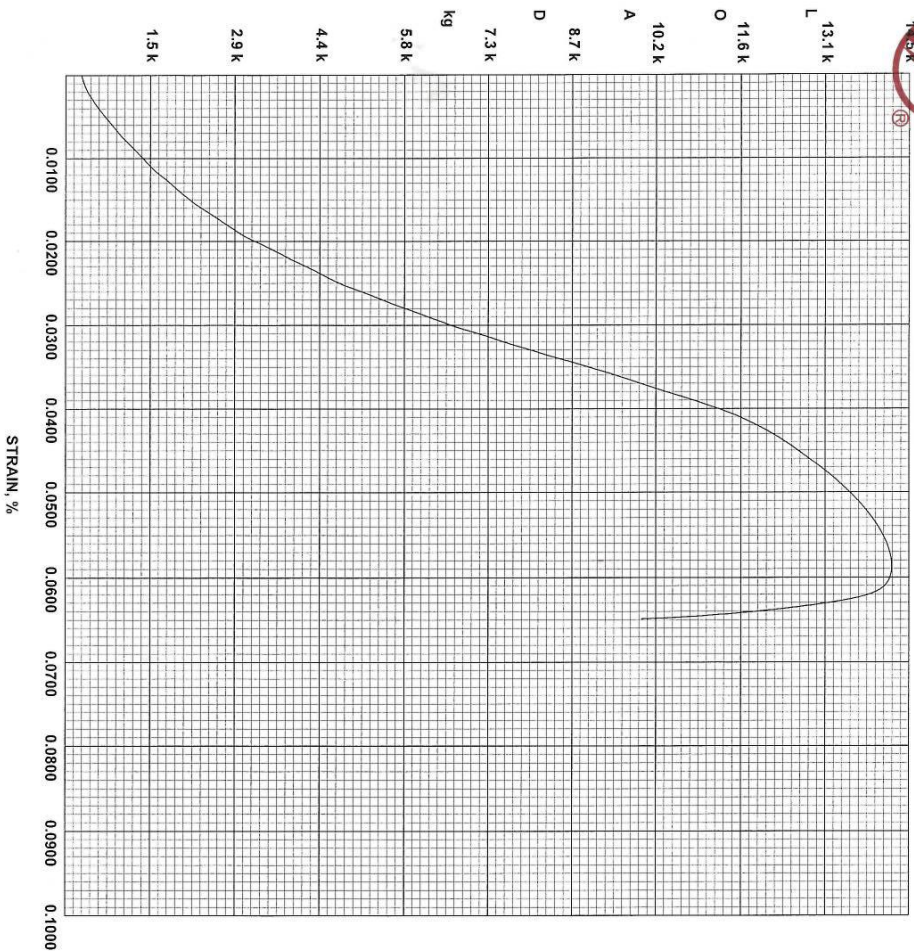
NÚMERO DE SERIE: MÁQUINA 1593330
NÚMERO DE SERIE DEL MÓDULO 602: 202654

IDENTIFICACIÓN CLIENTE	REGISTRO COMIMSA	PROBETA #	ESPESOR mm	ANCHO mm	CARGA MÁXIMA kgf	ESFUERZO MÁXIMO MPa (psi)	ZONA DE RUPTURA
DUPLEX T.	14PM0571	1	10,04	19,09	14 200	727 (105 376)	Metal Base

*SE ANEXA GRAFICA DE ENSAYO.

Fin de Informe.

1272/FO-04 Rev. 02



Corporación Mexicana de Investigación en
Materiales S.A. de C.V.
 Subgerencia de Laboratorios
 Laboratorio de Pruebas Mecánicas

ENSAYO DE TENSIÓN EN SOLDADURA

CLIENTE: DESARROLLO HUMANO
 MATERIAL: ACERO/SOLDADURA
 EQUIPO UTILIZADO: Tinius Olsen 100 Ton
 IDENTIFICACION: DUPLEX T

REGISTRO: 14PM0571
 N° DE PROBETA: T1
 NORMA UTILIZADA: ASTM-E8/E8M-13a
 CODIGO/EST.: ASME SECC. IX ED. 2010
 SOLDADURA: PM-IFT/14-250
 INFORME: PM-IFT/14-

INFORME: PM-IFT/14-250
 Espesor, mm: 10.04
 Ancho, mm: 19.09
 Area, mm²: 191.66
 Carga Máx, kg: 14200

Aug 5, 2014 3:25:03 PM
 SN: 202652 V7.02.11

BIBLIOGRAFÍA

1. **Mc Guire, Michel F.** *STAINLESS STEELS FOR DESIGN ENGINEERS.* United States of America : ASM, 2008.
2. **Chater, James.** *THE LAST FRONTIER: THE HUNT FOR DEEP SEA OIL AND GAS.* s.l. : Stainless Steel World, 2008.
3. **Grocki, J.** *A PRIMER FOR DUPLEX STAINLES STEEL.* s.l. : Arcelor Mittal, 2012.
4. **Sato. Y.S, Nelson T.W, Sterling C.J, Steel R.J, Peterson C.-O.** *MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF FRICTION STIR WELDING SAF 2507 SUPER DÚPLEX STAINLESS STEEL.* s.l. : Elsevier, 2005. pp. 376-384. Vol. 397.
5. **Sieurin H., Sandstöröm R.** *SIGMA PHASE PRECIPITATION IN DUPLEX STAINLESS STEEL 2205.* Estocolmo : Elsevier, 2006. pp. 271-276. Vol. 444.
6. **Michalska, J. Sozanska, M.** *QUALITATIVE AND QUANTITATVE ANALYSIS OF SIGMA AND CHI PHASES IN 2205 DUPLEX STAINLES STEEL.* Katowice : Elsevier, 2006. pp. 355-362.
7. **Lippold, John C. and Kotecki, Damian J.** *WELDING METELLURGY AND WELDABILITY OF STAINLESS STEELS.* United States of America : John Wiley & Sons, Inc., 2005. 0-471-47379-0.
8. **Campbell, Richard D.** *PROFESIONAL´S ADVISOR ON WELDING OF STAINLESS STEEL.* United States of America : American Welding Society, 1999.
9. **Krauss, G.** *STEELS. PROCESSING, STRUCTURE AND PERFORMANCE.* United States of America : ASM International, 2005.

10. **Outokumpu Corporation.** Outokumpu. [Online] 2013. [Cited: Enero 6, 2014.] <http://www.outokumpu.com/en/Pages/default.aspx>.
11. **Kotecki, D. J.** *ASM. HANDBOOK, VOLUME 6: WELDING, BRAZING AND SOLDERING.* s.l. : ASM International, 1993.
12. **Stephenson, N.** *WELDING STATUS OF DUPLEX STAINLES STEELS FOR OFFSOHRE APPLICATIONS.* United Kingdom : Nickel Development Institute, 1987.
13. **AWS.** *AWS WELDING HANDBOOK 9.4.* Estados Unidos : s.n., 2011.
14. **Ureña. A, Otero. E, Utrilla and M.V, Múñez. C.J.** *WELDABILITY OF A 2205 DUPLEX SATINLESS STEELS USING PLASMA ARC WELDING.* Madrid, España : Elsevier, 2006.
15. **Mourad, A-H.I. Khourshid, A. Sharef, T.** *GAS TUNGSTEN ARC AND LASER BEAM WELDING PROCESSES EFFECTS ON DUPLEX STAINLESS STEEL 2205 PROPERTIES.* Emiratos Árabes Unidos : Elsevier, 2012.
16. **Yousefieh. M, Shamaninan. M, Saatchi.A.** *INFLUENCE OF HEAT INPUT IN PULSED CURRENT GTAW PROCESS ON MICROSTRUCTURE AND CORROSION RESISTANCE OF DUPLEX STAINLESS STEEL WELDS.* Iran : Elsevier, 2011.
17. **Badaji, Riad. Bourabdallah, Mabrouk. Bacroix, Brigitte. Kahloun, Charlie. Belkessa, Brahim. Maza, Halim.** *PHASE TRANSFORMATION AND MECHANICAL BEHAVIOR IN ANNEALED 2205 DUPLEX STAINLESS STEEL WELDS.* París, Francia : Elsevier, 2007.
18. **Villalobos, Doris Ivette.** *PRECIPITACIÓN DE FASE SIGMA BAJO LA APLICACIÓN DE CICLOS TÉRMICOS EN UN ACEOR INOXIDABLE SUPERDÚPLEX SAF 2507.* Morelia, Michoacán. : Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo. Instituto de Investigaciones Metalúrgicas, 2011.

19. **Escriba, D.M. Materna-Morris, E. Plaut, R. L. Padilha, A. F.** *CHI-PHASE PRECIPITATION IN DUPLEX STAINLESS STEEL*. Sao Paulo : Elsevier, 2009.
20. **Gunn, R.** *STAINLESS STEELS. MICROSTRUCTURE, PROPERTIES AND APPLICATIONS*. Cambridge, Inglaterra : Abington Publishing, 2003. 1 85573 218 8.
21. **Ezuber, Hosni. El-Houd, A. El-Shawesh, F.** *EFFECTS OF SIGMA PRECIPITATION ON SEAWATER PITTING OF DUPLEX STAINLESS STEEL*. Tripoli, Lybia : Elsevier, 2006. 0011-9164/07.
22. **Louthan, M.** *METALLOGRAPHIC TECHNIQUES; OPTICAL METALLOGRAPHY*. United States of America : American Society for Metals. ASM International, 1998.
23. **Luo. J, Dong. Y, Li . L, Wang. X.** *MICROSTRUCTURE OF 2205 DUPLEX STAINLESS STEEL JOINT IN SUBMERGED AR WELDING BY POST WELD HEAT TREATMENT*. Chongin, China : Elsevier, 2013. 1526-6125/\$.
24. **Yu, X.** *MULTI-SCALE CHARACTERIZATION OF HEAT-AFFECTED ZONE IN MARTENSITIC STEELS*. Ohio, Estados Unidos de América : Ohio State Univeristy, 2012.
25. **Howe. J, Fultz. B, Miao. S.** *CHARACTERIZATION OF MATERIALS*. s.l. : John Wiley & Sons Inc., 2012.
26. **Bruce L. Bramfitt, Arlan O. Benschoter.** *METALLOGRAPHER'S GUIDE*. EUA : ASM International, 2002. 0-87170-748-9.
27. **Arias, Patricia.** *INDUSTRIA Y ESTADO EN LA VIDA DE MÉXICO*. México : El Colegio de Michoacán, 1990.
28. *ALLOY DIGEST-DATA ON WORLD WIDE METALS AND ALLOYS*. Orange, New Jersey : ASM. International, 2012. p. 10964.

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1. 1 Uso de aceros inoxidable en la industria petroquímica (2).....	4
Figura 2. 1 Diagrama de equilibrio fierro-cromo (9)	9
Figura 2. 2 Efecto del carbono en la expansión del campo de la fase austenita (7)	11
Figura 2. 3 Diagrama pseudobinario a (a) 13% de Cr y (b) 17% de Cr. C ₁ es un carburo.....	12
Figura 2. 4 Proyecciones liquidus y solidus de un sistema de aleación ternario Fe-Cr-Ni (7).....	13
Figura 2. 5 Secciones de un diagrama de fases de un sistema de aleación Fe-Cr-Ni ternario a (a) 70% de Fe y (b) 60% de Fe (7).....	14
Figura 2. 6 Clasificación de los aceros inoxidable (7).....	16
Figura 2. 7 Microestructura de un acero inoxidable dúplex 7Mo-Plus (UNS 532950). La fase en gris es la ferrita y la blanca es la austenita. Atacado electrolíticamente en 20% NaOH. (Microscopio de luz polarizada) (9).....	16
Figura 2. 8 Clasificación de los aceros inoxidable dúplex (3).....	17
Figura 2. 9 Ilustración esquemática del botón de soldadura producido por procesos por arco con los mismos parámetros (corriente, voltaje y velocidad de avance) en diferentes (8).....	27
Figura 2. 10 Esquema de la distorsión producida por procesos de arco empleando los mismos parámetros (corriente, voltaje y velocidad de avance) en diferentes materiales (8).....	28
Figura 2. 11 Principio de operación de GTAW (13)	33
Figura 2. 12 Principio de operación de PAW (13).....	34
Figura 2. 13 Principio de operación de GMAW (13).....	35
Figura 2. 14 Principio de operación SMAW (13).....	36
Figura 2. 15 Principio de operación de FCAW (13).....	38
Figura 2. 16 Principio de operación de SAW (13).....	39

Figura 2. 17 Microestructura de uniones de acero inoxidable dúplex soldados mediante PAW en modo de operación “Ojo de cerradura” (Key Hole). (a) Línea de fusión, (b) Detalle a mayor magnificación. Solución de ataque con ácido oxálico. Micrografías obtenidas de microscopio óptica (14).....	42
Figura 2. 18 Microestructura de uniones de acero inoxidable dúplex soldados mediante PAW en modo Melt In. (a) ZAC y (b) Zona de fusión. Solución de ataque con ácido oxálico (10%). Micrografías obtenidas de microscopio óptico (14).	43
Figura 2. 19. Formación de compuestos intermetálicos intergranulares en la ZAC en aceros inoxidables dúplex 2205 unidos por PAW en modo de operación “Ojo de cerradura”. Solución de ataque con ácido oxálico (10%). Micrografías obtenidas de microscopio óptico (14).	44
Figura 2. 20. Micrografías ópticas de uniones de acero inoxidable dúplex 2205 soldadas por GTAW. (a) MB, ZAC y soldadura, (b) y (c) ZAC a mayores magnificaciones. Los especímenes fueron atacados con una solución de 5 mg CuCl_2 , 100 ml de etanol, 100 ml de HCl (15).....	47
Figura 2. 21. Micrografías ópticas de uniones de acero inoxidable dúplex 2205 soldadas por LBW. (a) y (b) MB, ZAC y soldadura, (c) ZAC a mayores magnificaciones Los especímenes fueron atacados con una solución de 5 mg CuCl_2 , 100 ml de etanol, 100 ml de HCl (15).....	49
Figura 2. 22. Micrografías de la soldadura correspondientes a cada una de las muestras del estudio (a) Muestra 1, (b) Muestra 2, (c) Muestra 3, (d) Muestra 4. Imágenes tomadas del MEB. Ataque con 10M de KOH (16).....	51
Figura 2. 23 Región bifásica a elevada temperatura de los aceros inoxidables dúplex. La región punteada muestra las aleaciones dúplex comerciales (7)	55
Figura 2. 24 Diagrama de precipitación de fases secundarias en los aceros inoxidables dúplex (7)	56
Figura 2. 25 Precipitación de nitruros de cromo en los límites de grano de ferrita-austenita en una acero inoxidable dúplex 2205 (18).	57

Figura 2. 26 Micrografías de fases sigma y Chi en un acero inoxidable dúplex envejecido: 700°C por 2 hrs, con posterior templado en agua. Ataque: V2A-Beize (19)	58
Figura 2. 27 Macroestructura de acero inoxidable dúplex soldado mediante SAW con y sin tratamiento térmico post soldadura. Muestra atacada con aqua regia por 2-3 minutos. Microscopio Óptico XJP-6 ^a type OM (23).....	64
Figura 2. 28 Solidificación de morfologías usando microscopía óptica en 3D en soldaduras de aceros inoxidables austeníticos 308 (24)	64
Figura 2. 29 Resultados analizados mediante microscopia de difracción de rayos X en uniones soldadas de acero inoxidable dúplex 2205 mediante SAW con y sin tratamiento térmico post-soldadura (23).	66
Figura 2. 30. Microestructuras presentes en placas de acero inoxidable dúplex (13)	70
Figura 2. 31. Microestructuras presentes en uniones soldadas de aceros inoxidables dúplex (13)	71
Figura 2. 32. Regiones de la ZAC en un acero inoxidable dúplex (18).	72
Figura 2. 33. Región 1 de la ZAC en aceros inoxidables dúplex (18)	72
Figura 2. 34. Región 2 de la ZAC en aceros inoxidables dúplex (18)	73
Figura 2. 35. Región 3 de la ZAC en aceros inoxidables dúplex (18)	74
Figura 2. 36 Diagrama WRC-1992 (7)	76
Figura 2. 37. Solubilidad del nitrógeno en ferrita y austenita (7)	77
Figura 4. 1 Diagrama de la metodología empleada en el desarrollo del caso de estudio	83
Figura 4. 2 Preparación de la junta para las placas de acero inoxidable dúplex 2205 empleadas en el caso de estudio.....	84
Figura 4. 3 Regiones de la unión soldada de acero inoxidable dúplex 2205. Microscopio óptico. Ataque con reactivo Beraha. (A) Micrografía de las tres regiones de la unión soldada a 50X. (B) Soldadura a 200X. (C) ZAC a 200X. (D) MB a 500X	86

Figura 4. 4 Cuantificación de fases a en la soldadura a 200X mediante IMAGE PRO, (austenita azul y ferrita roja).....	87
Figura 4. 5 Soldadura en microscopía electrónica de barrido a 1,500X, 3,000X y 5,000X.	87
Figura 4. 6 Cuantificación de fases ZAC a 200X mediante IMAGE PRO (austenita azul, ferrita roja)	88
Figura 4. 7 ZAC en microscopía electrónica de barrido a 1,500X y 5,000X.....	89
Figura 4. 8 Cuantificación de fases en el metal base a 200X mediante IMAGE PRO (austenita azul, ferrita roja).....	89
Figura 4. 9 Metal base en microscopía electrónica de barrido a 1,500 X, 3,000X y 5000X.....	90
Figura 4. 10 Gráfica del ensayo de tensión en la soldadura de la probeta de dúplex 2205 de 10 mm de espesor empleada en el caso de estudio	92
Figura 4. 11 Probeta de tensión de AID 2205 unida mediante GTAW con ruptura en MB.	92
Figura 4. 12 Huella de indentación en contraste con la microestructura de soldaduras de AID 2205. Atacadas con Solución Beraha, a 200X. a) MB, b) ZAC y c) Soldadura.....	93
Figura 4. 13 Perfil de dureza practicado a la unión soldada de AID 2205 mediante GTAW	94
Figura 4. 14 Gráfica WRC-1992, para la determinación del Número de Ferrita (FN).....	96

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 1. 1 Evolución de mercado de los aceros inoxidable dúplex, cifras en KT. (3)	3
Tabla 2. 1 Composición química de aceros inoxidable dúplex en % e.p (7) ...	18
Tabla 2. 2 Composición química de aceros inoxidable Lean dúplex SS en % e.p (3)	18
Tabla 2. 3 Composición química de aceros inoxidable dúplex SS % e.p (3) ..	19
Tabla 2. 4 Composición química de aceros inoxidable Súper dúplex SS e Hiperdúplex % e.p (3)	19
Tabla 2. 5 Aceros inoxidable empleados en diferentes aplicaciones en la industria petroquímica (1)	22
Tabla 2. 6. Parámetros de soldadura empleados en el estudio de soldabilidad de aceros inoxidable dúplex por medio de PAW (14)	41
Tabla 2. 7. Composición química del acero inoxidable dúplex 2205 en %e.p (UNS S 32205) (14)	41
Tabla 2. 8. Valores de calor de entrada obtenidos en las soldaduras en modo “Melt-in” (14)	44
Tabla 2. 9. Valores de calor de entrada obtenidos en las soldaduras en modo “Ojo de cerradura” (14)	45
Tabla 2. 10. Composición química de acero inoxidable dúplex 2205 en % e.p. (UNS No. S31805) (15).....	46
Tabla 2. 11. Parámetros de soldadura empleados para soldar láminas de dúplex 2205 mediante GTAW (15)	46
Tabla 2. 12. Parámetros de soldadura empleados para soldar láminas de dúplex 2205 mediante LBW (15)	46
Tabla 2. 13. Composición química de metal base y metal de aporte en % e.p (16)	50
Tabla 2. 14. Parámetros de soldadura para unir acero inoxidable dúplex mediante PCGTAW (16)	50

Tabla 4. 1. Composición química del acero inoxidable dúplex 2205 empleado en el caso de estudio en % e.p.	83
Tabla 4. 2. Composición química del metal de aporte 2209 empleado en el caso de estudio.....	84
Tabla 4. 3. Parámetros de soldadura empleados en el caso de estudio.....	84
Tabla 4. 4 Calor de entrada aplicado en los distintos cordones de soldadura empleados en la soldadura del dúplex empleado en el caso de estudio	91
Tabla 4. 5 Ensayo de tensión en soldadura. Acero inoxidable dúplex 2205	91
Tabla 4. 6. Resultados de la prueba de dureza en las tres regiones de la soldadura	93
Tabla 4. 7 Valores promedio de dureza HV en las tres regiones de la soldadura	94
Tabla 4. 8. Cromo y níquel equivalente del metal base (MB) y del metal de aporte (MA).....	95