



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO**

---

**FACULTAD DE ESTUDIOS SUPERIORES**

**ARAGÓN**

***“ALGUNOS CASOS PRÁCTICOS EN LA SOLDADURA  
DE ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX”***

**TESIS**

Que para obtener el título de:

**INGENIERO MECÁNICO**

**P R E S E N T A N**

Gustavo Carcaño Torres

Víctor Hugo Gutiérrez González

**DIRECTOR DE TESIS**

Dr. Daniel Aldama Ávalos



Ciudad Nezahualcóyotl, Estado de México 2018



Universidad Nacional  
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

**Biblioteca Central**



**UNAM – Dirección General de Bibliotecas**  
**Tesis Digitales**  
**Restricciones de uso**

**DERECHOS RESERVADOS ©**  
**PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL**

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.



## Algunos casos prácticos en la soldadura de aceros inoxidable dúplex.

### ÍNDICE

<b>CAPÍTULO I</b> .....	3
<b>LOS ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX DENTRO DE LA FAMILIA DE LOS ACEROS EN GENERAL</b> .....	3
1.1 Clasificación del acero .....	3
1.1.1 Aceros al carbono.....	4
1.1.1.1 Diagrama de equilibrio Hierro-Carbono.....	4
1.1.2 Aceros aleados .....	5
1.1.3 Aceros inoxidables.....	8
1.1.3.1 Electronegatividad y pasivación de los aceros inoxidables.....	8
1.1.3.2 Diagrama Fe-Cr-C .....	11
1.1.3.3 Aceros inoxidables ferríticos .....	14
1.1.3.3.1 Características básicas de los aceros inoxidables ferríticos .....	15
1.1.3.3.2 Aplicaciones típicas de los aceros inoxidables ferríticos.....	16
1.1.3.4 Aceros Inoxidables austeníticos .....	17
1.1.3.4.1 Características básicas de los aceros inoxidables austeníticos .....	19
1.1.3.4.2 Aplicaciones típicas de los aceros inoxidables austeníticos.....	20
1.1.3.5 Aceros inoxidables martensíticos.....	21
1.1.3.5.1 Características básicas de los aceros inoxidables martensíticos.....	22
1.1.3.5.2 Aplicaciones típicas de los aceros inoxidables martensíticos .....	23
1.1.3.6 Aceros inoxidables endurecibles por precipitación .....	24
1.1.3.6.1 Propiedades de los aceros inoxidables endurecibles por precipitación .....	26
1.1.3.6.2 Tratamientos térmicos de los aceros inoxidables endurecibles por precipitación .....	27
1.1.3.7 Aceros inoxidables dúplex.....	29
<b>CAPÍTULO II</b> .....	32
<b>METALURGIA DE LOS ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX</b> .....	32
2.1 Producción de acero en México y el mundo. ....	32
2.2 Fabricación de acero. ....	33
2.3 Producción de acero inoxidable .....	34
2.4 Composición química de los aceros inoxidables dúplex. ....	38

2.5 Función de los elementos de aleación en los aceros inoxidables dúplex. ....	40
2.5.1 Cromo .....	40
2.5.2 Molibdeno .....	41
2.5.3 Nitrógeno .....	41
2.5.4 Níquel .....	42
2.6 Estructura de los aceros inoxidables dúplex. ....	43
2.7 Sección isotérmica para el equilibrio de fases en el sistema Fe-Cr, Ni-Mo-N.....	48
2.8 Fases intermetálicas.....	51
2.8.1 Fragilización a 475 °C.....	52
2.8.2 Fase sigma $\sigma$ .....	55
2.8.3 Fase chi ( $\chi$ ).....	57
2.8.4 Precipitación de carburos y nitruros .....	57
<b>CAPÍTULO III</b> .....	<b>60</b>
<b>SOLDADURA DE LOS ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX</b> .....	<b>60</b>
3.1 Estructura y transformaciones de fase en la soldadura de aceros inoxidables dúplex .....	61
3.2 Solidificación en aceros inoxidables y la precipitación de la ferrita.....	65
3.3 Diagrama de Schaeffler. ....	66
3.4 Directrices generales para la soldadura de los aceros inoxidables dúplex. ....	72
3.4.1 Limpieza antes de la soldadura .....	73
3.4.1.1 Procedimiento de limpieza del acero inoxidable dúplex 2205 con E-NOX Clean. ....	73
3.4.2 Pre calentamiento .....	75
3.4.3 Tratamientos térmicos posteriores a la soldadura .....	75
3.4.4 Procesos de soldadura más utilizados.....	76
3.4.4.1 SMAW .....	76
3.4.4.2 GMAW .....	79
3.4.4.3 GTAW .....	81
3.4.4.4 SAW .....	83
3.4.4.5 FCAW .....	85
<b>CAPITULO IV</b> .....	<b>88</b>
<b>ESTUDIO DE ALGUNOS CASOS PRÁCTICOS PARA LOS ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX</b> .....	<b>88</b>
4.1 Soldadura de un acero inoxidable dúplex 2205 por GMAW mediante el uso de la técnica de arco pulsado. ....	88
4.1.1 Determinación de los parámetros de soldadura.....	89

4.1.2 Resultados Experimentales. ....	90
4.2 Soldadura TIG de los aceros inoxidables dúplex del tipo 22-05 (Uranus 45N y Avesta). Estudio de la microestructura y de las propiedades mecánicas. ....	93
4.2.1 Condiciones experimentales: .....	93
4.2.2 Resultados y discusión .....	94
4.2.3 Cálculo de las dimensiones de los cordones .....	94
4.2.4 Ferritometría .....	95
4.2.5 Ensayos de dureza .....	96
4.3 Un nuevo rango de gas de protección para la soldadura TIG, plasma y MIG de aceros inoxidables dúplex y súper dúplex. ....	98
4.3.1 Efecto del contenido de nitrógeno sobre las propiedades metalúrgicas de la soldadura TIG. ....	98
4.3.2 Efecto tecnológico del nitrógeno y el helio en el gas de protección. ....	99
4.3.3 Transferencia de nitrógeno al metal de soldadura. ....	99
4.3.4 Soldadura MIG de aceros dúplex y super dúplex.....	101
4.3.5 Respuestas a los riesgos de falta de fusión. ....	101
4.3.6 Respuestas a los riesgos de porosidad.....	102
4.4 Estudio de la fragilización del acero inoxidable dúplex SAF 2205 envejecido. ....	103
4.4.1 Procedimiento experimental .....	103
4.4.1.1 Propiedades mecánicas.....	104
4.4.1.2 Tamaño de grano .....	105
4.4.1.3 Microscopía óptica y electrónica de barrido.....	105
4.4.1.4 Espectroscopía por difracción de energía de rayos X. ....	105
4.4.1.5 Resultados .....	105
4.4.1.6 Microscopía óptica y electrónica de barrido.....	106
<b>CAPÍTULO V</b> .....	<b>110</b>
<b>CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES</b> .....	<b>110</b>
<b>BIBLIOGRAFÍA</b> .....	<b>113</b>
<b>ANEXOS</b> .....	<b>116</b>

# INTRODUCCIÓN

El presente trabajo expone la importancia y ventajas que tienen los aceros inoxidable dúplex sobre los demás aceros inoxidable. Así mismo se presentan las dificultades encontradas al momento de someterlos a altas temperaturas y específicamente cuando se les realiza un proceso de soldadura.

El capítulo I, explica brevemente la clasificación de los diferentes tipos de aceros que podemos encontrar en la industria, como son: los aceros al carbón (su estructura cristalina es presentada mediante el diagrama de equilibrio hierro-carbono), los aceros aleados (de baja, alta y media aleación) y los aceros inoxidable (austeníticos, ferríticos, martensíticos, endurecibles por precipitación y dúplex).

De igual manera se aborda la electronegatividad de los aceros inoxidable, que ayuda a formar la película pasiva que los protege contra la corrosión; finalmente se muestra una clasificación de la composición química con base en normas de los diferentes tipos de aceros inoxidable.

El segundo capítulo menciona de manera general la producción de acero en el mundo, los principales fabricantes incluyendo el ranking en el cual se encuentra México; también se explica el proceso de fabricación del acero inoxidable dúplex, el cual se obtiene por medio de la chatarra en un horno eléctrico, aplicando los elementos necesarios para formar la doble fase, como el Cr, Ni, N, Mo, etcétera.

En el mismo apartado, se presenta la composición química de los aceros inoxidable dúplex, citando a varios autores y su punto de vista acerca de las propiedades que podemos encontrar en este tipo de materiales. Consecutivamente se exponen sus elementos de aleación más destacados y la importante función que conlleva cada uno de ellos.

Continúa con la estructura de los aceros inoxidable dúplex, en donde se explica la microestructura de las fases ferrítica, austenítica y dúplex, utilizando como apoyo principal el diagrama de fases ternario hierro-cromo-níquel que representa

el comportamiento metalúrgico de los aceros inoxidable dúplex; el capítulo finaliza con las fases intermetálicas perjudiciales, principalmente la fase sigma, alfa prima (fragilización a 475 °C), chi y la precipitación de carburos y nitruros.

El capítulo III profundiza el tema de la soldadura de los aceros inoxidable dúplex; que para una mejor comprensión se utilizó como apoyo un diagrama de fases Fe-Cr-Ni, explicando, por un lado; la estructura y transformaciones de fase que hay en la unión soldada de estos aceros y por el otro, la solidificación y la precipitación de la ferrita.

Posteriormente aparece manera gráfica el diagrama de Schaeffler, el cual muestra las composiciones de las aleaciones ferrítica, martensítica, austenítica y dúplex, así como las zonas críticas que se pueden encontrar en estos aceros, pero que principalmente ayuda a predecir de manera más eficaz el tipo de cordón que se obtendrá en la soldadura, de acuerdo a la composición química del metal base y del material de aporte (si es que lo hay).

Continúa con una postura a cerca de las mejores prácticas que se deben llevar a cabo para tener una soldadura de calidad, en donde se vislumbran aspectos importantes, tales como la limpieza antes de la soldadura, el precalentamiento y los tratamientos térmicos posteriores a la misma. Es imprescindible conocer los procesos más utilizados para soldar aceros inoxidable dúplex, como son: shielded metal arc welding (SMAW), gas metal arc welding (GMAW), gas tungsten arc welding (GTAW), submerged arc welding (SAW) y flux core arc welding (FCAW).

Finalmente el capítulo IV presentan algunos casos prácticos relacionados con la soldadura, estudios de microestructura y propiedades mecánicas mencionando las fases intermetálicas y algunos otros problemas que pueden llegar a presentarse en los aceros dúplex.



## CAPÍTULO I

### LOS ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX DENTRO DE LA FAMILIA DE LOS ACEROS EN GENERAL

A continuación se presenta la clasificación del acero; nombrando algunos métodos comúnmente utilizados; igualmente mediante el diagrama de equilibrio hierro-carbono, se menciona la importancia del hierro como elemento primordial en las principales aleaciones de la ingeniería, aceros aleados y el comportamiento de los elementos de aleación.

También se aborda el efecto del cromo por medio de la electronegatividad originando la pasivación y los grupos de los cuales se componen los aceros inoxidable.

#### 1.1 Clasificación del acero

Avner (1979) propone que para clasificar al acero se pueden utilizar varios métodos:

Método de manufactura: éste da lugar al acero Bessemer, de hogar abierto, horno abierto, horno eléctrico, crisol, etc.

Uso: generalmente se refiere al uso final que se le dará al acero, como para máquinas, resortes, calderas, estructural o para herramientas.

Composición química: indica, por medio de un sistema numérico, el contenido aproximado de los elementos importantes en el acero. Es el método de clasificación más conocido.

Las especificaciones para los aceros representan los resultados del esfuerzo conjunto de la American Iron and Steel Institute (AISI) y de la Society of Automotive Engineers (SAE) en un programa de simplificación destinado a lograr mayor eficiencia para satisfacer las necesidades de acero en la industria.

El primero de los cuatro o cinco dígitos de la designación numérica señala el tipo al que pertenece el acero. De este modo, 1 indica un acero al carbono; 2 un acero al níquel, 3 un acero al níquel-cromo, etc. En el caso de acero de aleación simple, el segundo dígito indica el porcentaje aproximado del elemento predominante en la aleación. Los dos o tres últimos dígitos generalmente indican el contenido medio dividido entre 100.

### 1.1.1 Aceros al carbono

“Son aquellos en los que está presente el Carbono y los elementos residuales, como el Manganeso, Silicio, Fósforo y Azufre, en cantidades consideradas como normales. (Avner, 1979). La definición que nos da William F. Smith (2004), es que “la aleación de hierro-carbono con 0.02 % a 2% de carbono todos los aceros comerciales al carbono contienen alrededor de 0.3 a 0.9 % de manganeso junto con impurezas de azufre, fosforo y silicio.”

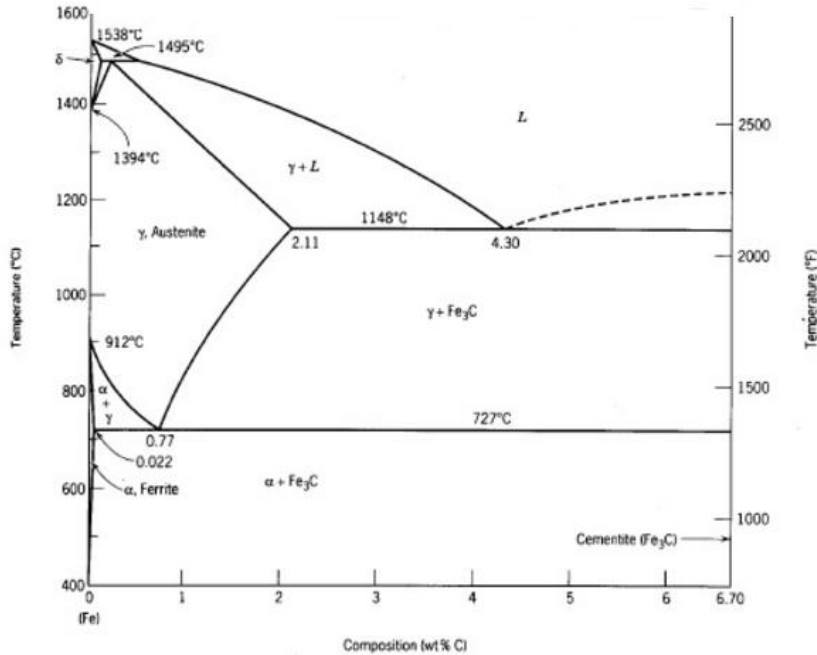
#### 1.1.1.1 Diagrama de equilibrio Hierro-Carbono.

El hierro es un constituyente fundamental de algunas de las más importantes aleaciones de la ingeniería. Es un metal alotrópico, lo cual significa que puede existir en más de un tipo de estructura reticular dependiendo de la temperatura.

En el diagrama 1 hierro-carbono, se observa que el hierro primero solidifica a 1538 °C (2800 °F), está en la forma B.C.C. (Cúbica Centrada en el Cuerpo)  $\delta$  (delta). Posteriormente a 1400 °C (2554 °F), ocurre un cambio de fase y los átomos se reacomodan por sí mismos en la forma  $\gamma$  (gamma), que es F.C.C (Cúbica Centrada en la Cara) y no magnética. Cuando la temperatura alcanza 912°C (1666 °F), ocurre otro cambio de fase de hierro y F.C.C no magnético a hierro  $\alpha$  (alfa)

B.C.C. no magnético. Finalmente, a 768 °C (1414 °F), el hierro  $\alpha$  se hace magnético sin cambio en la estructura reticular. (Avner, 1979)

Diagrama 1 Fe-C



### 1.1.2 Aceros aleados

Askeland (2016) señala que “los aceros se pueden clasificar con base en su composición o en la forma en que han sido procesados; los aceros al carbono contienen hasta ~ 2% de este elemento. Estos aceros pueden también contener otros elementos, por ejemplo, Si (máx. 0.6%), Cu (hasta 0.6%) y Mn (hasta 1.65%). Los aceros descarburizados contienen menos de 0.005% de carbono. Los aceros al carbono ultra bajo contienen un máximo de 0.03% de carbono. También contienen muy bajos niveles de otros elementos, como Si y Mn. Los aceros al bajo carbono contienen 0.04 al .15 % de carbono. Estos aceros se emplean para fabricar carrocerías de automóviles y cientos de otras aplicaciones”.

AISI define los aceros aleados como aceros que exceden uno o más de los siguientes límites de composición  $\geq 1.65\%$  Mn,  $0.6\%$  Si o  $0.6\%$  Cu. El contenido total de carbono es de hasta  $1\%$  y el contenido total de elementos de aleaciones está por debajo de  $5\%$ . Un material es también un acero aleado si se especifica

una concentración definida de elementos de aleación como Ni, Cr, Mo, Ti, etc. Estos materiales se usan para fabricar herramientas (martillos, cinceles, etc.) y también piezas como ejes, flechas y engranes.

Ciertos aceros de calidad especial pueden contener niveles más altos de azufre ( $>0.1\%$ ) o ( $\sim 0.15$  a  $0.35\%$ ) para facilitar su maquinado. Sin embargo, estos aceros no pueden soldarse con facilidad. Recientemente, investigadores han ideado un “acero verde” en el que el plomo, una toxina ambiental, es sustituido con estaño y antimonio.

Avner (1979) menciona que un acero aleado puede definirse como aquel cuyas propiedades se deben a algún elemento diferente del carbono. Aunque todos los aceros al carbono contienen moderadas cantidades de manganeso (hasta del  $0.90\%$ ) y silicio (hasta del  $0.30\%$ ) no se consideran aleados, porque la función principal del manganeso y del silicio es actuar como desoxidadores. Ellos se combinan con el oxígeno y con el azufre, para reducir el efecto nocivo de dichos elementos.

Propósito de la aleación:

- Aumentar la templabilidad
- Mejorar la resistencia a temperaturas comunes
- Mejorar las propiedades mecánicas tanto a altas como a bajas temperaturas
- Mejorar la tenacidad a cualquier dureza o resistencia mínima
- Aumentar la resistencia al desgaste
- Aumentar la resistencia a la corrosión y
- Mejorar las propiedades magnéticas.

La tabla 1 muestra la composición de algunos elementos AISI-SAE.

Tabla 1 Composiciones de algunos aceros AISI-SAE

Número AISI-SAE	% C		% Mn	% Si	% Ni	% Cr	Otros
1020	0.18-0.23		0.30-0.60				
1040	0.37-0.44		0.60-0.90				
1060	0.55-0.65		0.60-0.90				
1080	0.75-0.88		0.60-0.90				
1095	0.90-1.03		0.30-0.50				
1140	0.37-0.44		0.70-1.00				0.08-0.13% S
4140	0.38-0.43		0.75-1.00	0.15-0.30		0.80-1.10	0.15-0.25% Mo
4340	0.38-0.43		0.60-0.80	0.15-0.30	1.65-2.00	0.70-0.90	0.20-0.30% Mo
4620	0.17-0.22		0.45-0.65	0.15-0.30	1.65-2.00		0.20-0.30% Mo
52100	0.98-1.10		0.25-0.45	0.15-0.30		1.30-1.60	
8620	0.18-0.23		0.70-0.90	0.15-0.30	0.40-0.70	0.40-0.60	0.15-0.25 % Y
9260	0.56-0.64		0.75-1.00	1.80-2.20			

Fuente: Askeland, D., (2016) p. 464

AZA, G. (2000) realiza la siguiente clasificación de los aceros aleados:

- **Aceros aleados de baja aleación:** aquellos en que los elementos residuales están presentes arriba de cantidades normales, o donde están presentes nuevos elementos aleantes, cuya cantidad total no sobrepasa un valor determinado (normalmente un 3,0 al 3,5%). En este tipo de acero, la cantidad total de elementos aleantes no es suficiente para alterar la microestructura de los aceros resultantes, así como la naturaleza de los tratamientos térmicos a que deben ser sometidos.
- **Aceros aleados de alta aleación:** en los que la cantidad total de elementos aleantes se encuentra, en el mínimo, de un 10 a 12%. En estas condiciones, no sólo la microestructura de los aceros correspondientes puede ser profundamente alterada, sino que igualmente los tratamientos térmicos comerciales sufren modificaciones, exigiendo técnicas, cuidados especiales y frecuentemente, múltiples operaciones.

- **Aceros aleados de media aleación:** estos pueden ser considerados un grupo intermedio entre los dos anteriores.

### 1.1.3 Aceros inoxidable

De acuerdo con Ibarra, M. (2010) “los aceros inoxidable son aleaciones a base de hierro, con bajo contenido de carbono y un mínimo de 11% de cromo. La mayoría de los grados comerciales contiene al menos 11% de cromo y hasta 0.8% de carbono. Algunos grados contienen níquel como segundo elemento de aleación”.

Por su parte Askeland, R. (2016) explica que “los aceros inoxidable se seleccionan debido a su excelente resistencia a la corrosión”. También coincide que “todos los aceros verdaderamente inoxidable contienen un mínimo de alrededor de 11% Cr, lo cual permite que se forme una capa delgada y protectora de óxido de cromo cuando el acero se expone al oxígeno”.

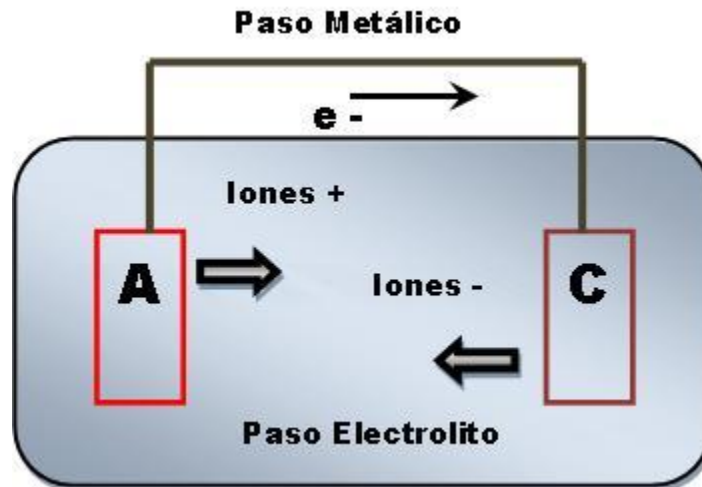
Aunque es extremadamente fina, esta película invisible está firmemente adherida al metal y es extremadamente protectora en una amplia gama de medios corrosivos. Dicha película es rápidamente restaurada en presencia del oxígeno, y así daños por abrasión, corte o mecanizados son reparados rápidamente.

#### 1.1.3.1 Electronegatividad y pasivación de los aceros inoxidable

Gomplewicz, (2016) señala que “la electronegatividad de cada elemento cumple un papel muy importante. Recordemos que un metal es un conjunto de enlaces metálicos que forma una gran molécula en la cual cada átomo metálico tendrá cierta electronegatividad. Los elementos más electronegativos tienden a ganar electrones reduciéndose y los de menor electronegatividad entregan electrones oxidándose y corroyéndose.”

En la figura 1 se muestra al ánodo (reacción de oxidación) cediendo electrones al cátodo (reacción de reducción).

Figura 1 Representación de una celda de corrosión básica



Fuente: Indisa.com

Smith (2006) menciona que “la pasivación de un metal respecto a la corrosión se refiere a la formación de una capa superficial protectora de productos de la reacción que inhibe las reacciones adicionales. En otras palabras, la pasivación de los metales se refiere a la pérdida de su reactividad química en presencia de una condición ambiental específica. Muchos metales y aleaciones importantes para la ingeniería se vuelven pasivos y, por tanto, muy resistentes a la corrosión en ambientes oxidantes de moderados a intensos”.

La empresa Surfox, en un artículo titulado pasivación explica que “el acero inoxidable puede resistir la corrosión gracias a la capa pasiva de óxido de cromo que se forma en su superficie. La abrasión o el calor excesivo (causado por la soldadura) destruyen esta capa protectora y exponen al metal a la corrosión. La pasivación sucede cuando el cromo presente en el acero inoxidable entra en contacto con el oxígeno en el aire. Esta reacción química forma una capa pasiva de óxido de cromo, la cual protege la superficie de acero inoxidable.

Para formar una capa gruesa y uniforme de óxido de cromo, la superficie debe estar completamente limpia y libre de cualquier contaminante. La abrasión mecánica, el tratamiento térmico, la soldadura, las sales, los ácidos fuertes y la contaminación galvánica dañan la capa de óxido de cromo y provocan la indeseable oxidación. Para restaurar completamente la resistencia a la corrosión del acero inoxidable y evitar cualquier interferencia con el proceso de pasivación, tanto la decoloración por calor como cualquier otro contaminante deben ser removidos”.

En la figura 2 se muestra el inicio del proceso de pasivación, donde el cromo reacciona con el oxígeno del aire, y la figura 3 presenta el final del proceso donde se aprecia la capa de óxido de cromo ya formada.

Figura 3 Inicio del proceso de pasivación

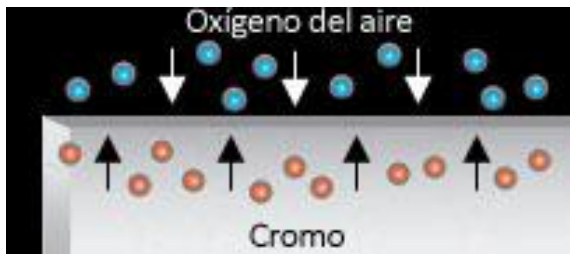
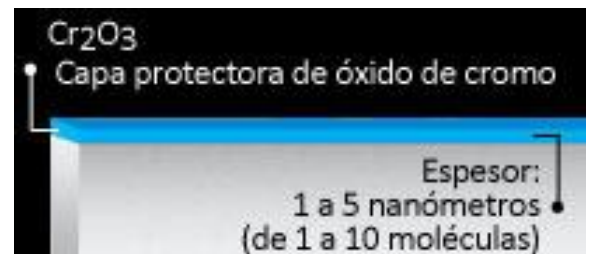


Figura 2 Final del proceso de pasivación



Fuente de las figuras 2 y 3: surfox.com

Para aumentar la resistencia a la corrosión o para requerimientos de fabricación específicos, el cromo puede aumentarse y pueden añadirse otros elementos tales como níquel o molibdeno. Con aproximadamente 11% de Cromo, se formará una película protectora suficiente para soportar un ambiente poco agresivo como puede ser el interior de una vivienda, pero con el tiempo, si este acero presta servicio a la intemperie, acabará corroyéndose.

Con alrededor de 18% de Cromo, el acero está en condiciones de soportar las más rigurosas condiciones atmosféricas. El grado de impenetrabilidad de la capa de óxido en ciertos ambientes depende no sólo de la composición de la aleación,



sino también en el medio específico, de la temperatura de éste, y de la concentración del agente corrosivo.

Avner (1979) clasifica los aceros inoxidable de la siguiente forma:

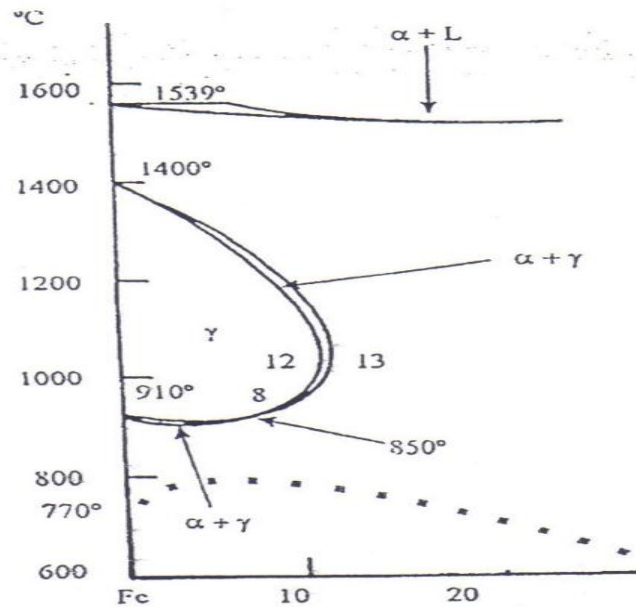
Tabla 2 Clasificación de aceros inoxidable según Avner

<b>Designación de la serie</b>	<b>Grupos</b>
<b>2xx</b>	Cromo-níquel-manganeso; no endurecibles, austeníticos, no magnéticos
<b>3xx</b>	Cromo- níquel; no endurecibles, austeníticos, nomagnéticos
<b>4xx</b>	Cromo; endurecibles, martensíticos, magnéticos
<b>4xx</b>	Cromo; no endurecibles, ferríticos, magnéticos
<b>5xx</b>	Cromo; bajo cromo, resistentes al calor

#### 1.1.3.2 Diagrama Fe-Cr-C

Si partimos del diagrama Fe-Cr que muestra Roa en el Vol. 8 del Metals Handbook (Diagrama 2), apreciamos que el área para generar un recocido intercritico es demasiado pequeña; también se debe considerar, que para que llegue a tener las características de los aceros, es necesaria la presencia del soluto intersticial (C) que los caracteriza y por lo tanto tendremos que analizar el trio Fe-C-Cr.

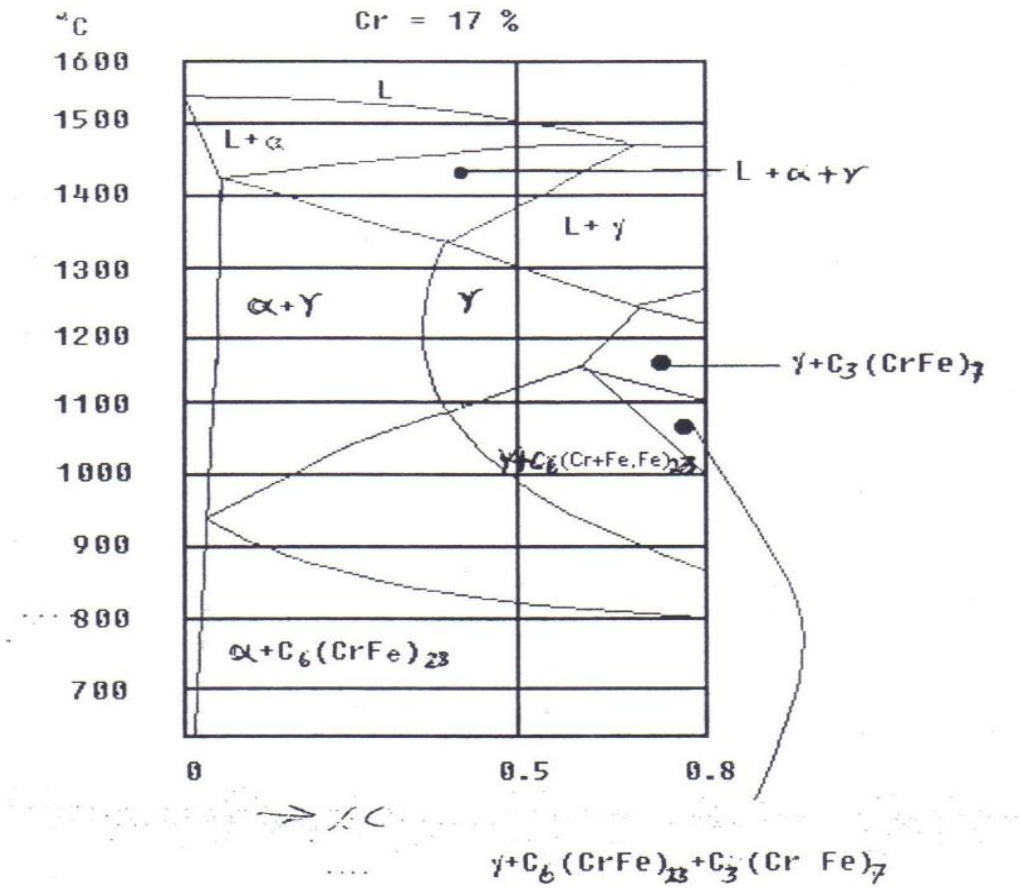
Diagrama 2 Hierro-Cromo



Fuente: Roa. Vol. 8 Metals Handbook

Ávila (1993) muestra al referirse a este trio, un diagrama que de alguna forma tiene el área  $\alpha+\gamma$  más grande. Inchaurreza (1984) se apoya en un diagrama cuasi binario en donde se aprecia una zona muy amplia  $\alpha+\gamma$  (diagrama 3) en la que se nota muy claramente que si el contenido de carbono se incrementa, será muy difícil liberarnos de los carburos, especialmente del  $C_6 (Cr Fe)_{23}$ .

Diagrama 3 Hierro-Carbono (17% cromo)



Askeland (2016) apunta que “el cromo es un estabilizador de ferrita. Existen varias categorías de aceros inoxidables basados en su estructura cristalina y en el mecanismo de endurecimiento”. Las propiedades comunes y composiciones de los aceros inoxidables se presentan en la tabla 3.

Tabla 3 Composiciones y propiedades comunes de los aceros inoxidable.

Acero	% C	% Cr	% Ni	Otros	Resistencia a la tensión (MPa)	Resistencia a la fluencia (MPa)	Porcentaje de elongación	Condición
<b>Austenítico</b>								
201	0.15	17	5	6.5% Mn	665	310	40	Recocido
304	0.08	19	10		517	207	30	Recocido
					275	965	9	Deformación en frío
304L	0.03	19	10		517	207	30	Recocido
316	0.08	17	12	2.5% Mo	517	207	30	Recocido
321	0.08	18	10	0.4% Ti	586	241	55	Recocido
347	0.08	18	11	0.08 Nb	620	241	50	Recocido
<b>Ferrítico</b>								
430	0.12	17			448	207	22	Recocido
442	0.12	20			517	275	20	Recocido
<b>Martensítico</b>								
416	0.15	13		0.6% Mo	1240	965	18	Templado y revenido
431	0.20	16	2		1380	1035	16	Templado y revenido
440C	1.10	17		0.7% Mo	1965	1895	2	Templado y revenido
<b>Endurecimiento por precipitación</b>								
17-4	0.07	17	4	0.4% Nb	1310	1170	10	Endurecido por envejecimiento
17-7	0.09	17	7	1.0 Al	1655	1585	6	Endurecido por envejecimiento

Fuente: Askeland, D. (2016, p. 485)

### 1.1.3.3 Aceros inoxidable ferríticos

Ibarra (2010) menciona que “los aceros inoxidable ferríticos se caracterizan por una estructura ferrítica a cualquier temperatura ya que no presentan transformación de ferrita en austenita durante el calentamiento ni transformación martensítica en el enfriamiento. Por esta razón no hay posibilidad de cambios de fase”.

Avner (1979) señala que “este grupo de aceros inoxidable aleado sólo con cromo, contiene aproximadamente de 14 a 27% de cromo e incluye los tipos 405, 430 y 446. Como estos aceros contienen poco carbono pero generalmente más cromo que los de grado martensíticos, no se pueden endurecer por tratamiento

térmico, sino sólo moderadamente mediante trabajo en frío. Son magnéticos y pueden trabajarse en frío o en caliente, pero alcanzan su máxima suavidad, ductilidad y resistencia a la corrosión en la condición de recocido”.

Por su parte Ferrer (2000) dice que “la estructura permanece en su mayor parte, BCC correspondiente al Fe  $\alpha$ , en condiciones normales de tratamiento térmico. El Cr, tiene la misma estructura cristalina que el hierro, extendiendo la región de fase  $\alpha$  y suprimiendo la región de fase  $\gamma$ . Como resultado se forma un bucle de austenita que a partir del 12% de Cr desaparece completamente”.

En la tabla 4 se muestran las designaciones de los aceros inoxidable ferríticos por su composición química y equivalencias en distintas normas.

Tabla 4 Clasificación de aceros inoxidable ferríticos por composición y peso (%).

Designación de acero					Composición química típica. % por peso.				
Ferríticos	EN	ASTM	UNS	ISO	C	Cr	Ni	Mo	Otros
	1.4600	-	-	-	0.02	11.2	0.85		Ti
	1.4512	409	-	-	0.02	11.5	0.2		Ti
	1.4003	-	S40977	4003-410-77-I	0.02	11.5	0.5		Ti
	1.4000	410S	S41008	4000-410-08-I	0.03	12.5			
	1.4589	-	S42035	-	0.045	14	1.65	0.25	Ti
	1.4016	430	S43000	4016-430-00-I	0.05	16.2			
	1.4511	-	-	4511-430-71-I	0.02	16.2			Nb
	1.4520	-	-	4520-430-70-I	0.02	16.2			Ti
	1.4510	430	S43035	4510-430-35-I	0.02	17			Ti
	1.4509	-	S43940	4509-439-40-X	0.02	18			Ti Nb
	1.4607 <sup>1</sup>	-	-	-	0.02	19			Ti Nb
	1.4113	434	S43400	4113-434-00-I	0.045	16.5		1	
	1.4513	-	S43600	4513-436-00-J	0.02	17		1	Ti
1.4521	444	S44400	4521-444-00-I	0.02	18		2	Ti Nb	

Fuente: Outokumpu

#### 1.1.3.3.1 Características básicas de los aceros inoxidable ferríticos

- Soldabilidad frecuentemente mayor que los grados martensíticos pero menor que los grados austeníticos.
- Resistencia a la corrosión algo superior a la de los aceros inoxidable martensíticos, pero inferior a la de los grados austeníticos. La presencia de cromo

incrementa dicha resistencia. La ausencia de níquel reduce la resistencia general a la corrosión y los hace susceptibles en muchos medios como por ejemplo en  $H_2S$ ,  $NH_4Cl$ ,  $NH_4NO_3$  y soluciones de  $H_6Cl_2$ . Los aceros con menor contenido de cromo (10,5%) se les suele denominar inoxidable al agua, pues no resisten sostenidamente medios más agresivos.

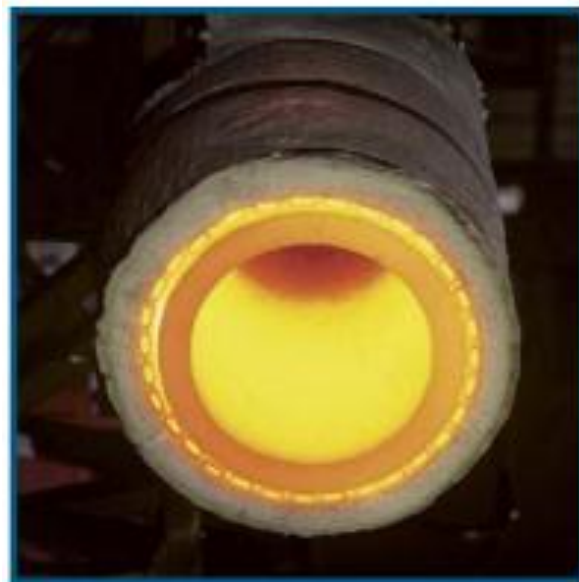
- Es propenso a aumentar el tamaño del grano a temperaturas elevadas y adquiere cierta fragilidad con permanencias prolongadas entre  $450^\circ$  y  $500^\circ C$  (fragilidad a  $475^\circ C$ ).
- Aceros de 25-30% de cromo presentan buena resistencia a la corrosión y en atmósferas sulfurosas en caliente.
- Buena resistencia a la corrosión bajo tensión SCC, especialmente en cloruros a alta temperatura, comparada con los grados austeníticos. Pequeñas cantidades de níquel, tan bajas como 1,5% son suficientes para inducir SCC.
- Menor ductilidad que los aceros austeníticos, debido a la inherente menor plasticidad de la estructura cúbica centrada en el cuerpo del hierro alfa. Maleabilidad no tan buena como los grados austeníticos pero suficiente para trabajarlos fácilmente en frío.
- Menor tenacidad que los grados austeníticos.
- Alcanzan su máxima ductilidad y resistencia a la corrosión en la condición de recocido.
- La ferrita generalmente disminuye la dureza y la resistencia al impacto.
- Se les prefiere en general por su resistencia a la corrosión y bajo costo, más que por sus propiedades mecánicas.

#### 1.1.3.3.2 Aplicaciones típicas de los aceros inoxidables ferríticos

- Estampado profundos de piezas como recipientes para industrias químicas, alimenticias y para adornos arquitectónicos o automotrices.

- Aplicaciones de resistencia al agrietamiento por corrosión de tensiones de cloruro, corrosión en medios acuosos, oxidación a alta temperatura y corrosión por picadura y por hendidura por medios de cloruro.
- Tubos de escape de automóviles, tanques de radiadores, reactores catalíticos y alcantarillas.
- Adornos decorativos y tanques de ácido nítrico.
- Componentes que requieren protección contra subidas de temperatura tales como partes de hornos, boquillas y cámaras de combustión.
- Tanques de agua caliente.
- Tubos de intercambiadores de calor (figura 4) donde el SCC sea un problema, por ejemplo en plantas de procesamiento de petróleo o gas natural.

Figura 4, Tubo de intercambiador de calor.



Fuente: Ibarra (2010, p. 19)

#### 1.1.3.4 Aceros Inoxidables austeníticos

Avner, H. (1979) señala que estos “son los aceros inoxidable al cromo-níquel (tipo 3xx) y al cromo-níquel-manganeso (tipo 2xx) que resultan austeníticos; son

esencialmente no magnéticos en la condición de recocido y no endurecen por tratamiento térmico. El contenido total de níquel es de por lo menos 23%.

Se pueden trabajar fácilmente en caliente o en frío cuando se toman precauciones adecuadas para que en forma rápida endurezcan por trabajo. El trabajo en frío les desarrolla una amplia variedad de propiedades mecánicas y en esta condición, el acero puede llegar a ser ligeramente magnético”.

Ibarra, M. (2010) comenta que “la clase austenítica contiene níquel como segundo elemento principal de aleación. El Ni se utiliza para suprimir la transformación de la austenita y hacerla estable incluso a temperatura ambiente y más baja. Así, cuando el níquel se agrega al acero inoxidable en cantidades suficientes, la estructura cambia a austenita. Los metales de aporte serie 300 de acero inoxidable austenítico (con contenido de Cr que varía desde 15-32% y contenido de Ni de 8-37% aproximadamente) se utilizan en la mayor parte de las aplicaciones de soldadura ya que ellos son mucho más soldables que los aceros inoxidables ferríticos, martensíticos o de endurecimiento por precipitación”.

A continuación se observa la tabla 5 donde se encuentra la clasificación de aceros inoxidables austeníticos por composición y peso en porcentaje.

Tabla 5 Clasificación de aceros inoxidables austeníticos por composición y peso (%).

	Designación de acero				Composición química típica. % por peso.				
	EN	ASTM	UNS	ISO	C	N	Cr	Ni	Otros
<b>Austeníticos</b>	1.4310	301	S30100	4310-301-00-I	0.1		17	7	1.7Cu 7.9Mn
	1.4618			4618-201-76-E	0.06		16.6	4.6	
	1.4318	301LN	S30153	4318-301-53-I	0.02	0.14	16.7	6.5	6.8Mn
	1.4376				0.035	0.2	17.5	4	7Mn
	1.4372	201	S20100	4372-201-00-I	0.05	0.2	17	4	
	1.4301	304	S30400	4301-304-00-I	0.04		18.1	8.1	
	1.4307	304L	S30403	4307-304-03-I	0.02		18.1	8.1	
	1.4311	304LN	S30453	4311-304-53-I	0.02	0.14	18.5	9.2	Ti
	1.4541	321	S32100	4541-321-00-I	0.04		17.3	9.1	Nb
	1.4550	347	S34700	4550-347-00-I	0.05		17.5	9.5	
	1.4305	303	S30300	4305-303-00-I	0.05		17.3	8.2	S
	1.4303	305	S30500	4303-305-00-I	0.04		17.7	12.5	
	1.4306	304L	S30403	4306-304-03-I	0.02		18.2	10.1	
	1.4567		S30430	4567-304-30-I	0.01		17.7	9.7	3.0Cu
1.4640				0.06		18	6.5	1.7Cu 1.8Mn	

Fuente: Outokumpu

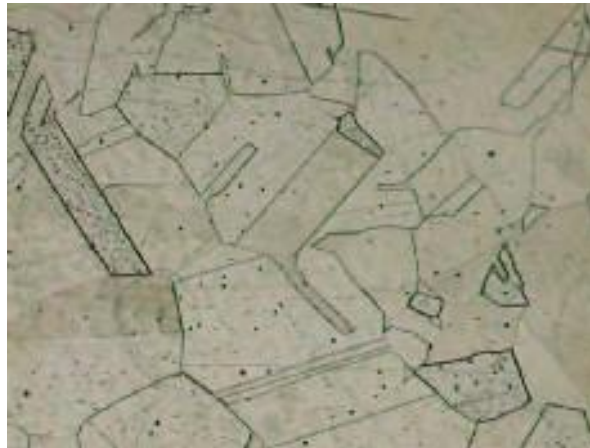


Ferrer (2000) agrega que los aceros inoxidable austeníticos tienen normalmente mejor resistencia a la corrosión que los ferríticos y martensíticos, ya que se evita la formación de carburos precipitados. Sin embargo, si estos aceros son calentados o enfriados lentamente desde altas temperaturas, a través del rango de 900 a 500 °C, se produce una difusión de carbono hacia el borde de grano que al combinarse con el cromo de las inmediaciones para formar carburos, disminuye el contenido de cromo en una estrecha franja inmediata al borde de grano produciendo una susceptibilidad a la corrosión intergranular.

Esta dificultad puede evitarse descendiendo al máximo el contenido de carbono por debajo del 0.03%, lo que reduce la migración del mismo al borde de grano, y añadiendo elementos como el V, Ti o Nb, formadores preferenciales de carburos, que impidan la combinación del cromo con el carbono”.

En la figura 5 se muestra la microestructura del acero inoxidable austenítico AISI 304.

Figura 5 Microestructura del acero inoxidable austenítico AISI 304.



Fuente: Ferrer, C. (2000)

#### 1.1.3.4.1 Características básicas de los aceros inoxidables austeníticos

- Elevada resistencia a la corrosión en una amplia gama de ambientes corrosivos, generalmente mejor que la de los aceros martensíticos o ferríticos, pero son

vulnerables al agrietamiento por corrosión bajo tensiones (SCC) en ambientes de cloruro.

- Excelente soldabilidad, mejor que los grados ferríticos y martensíticos.
- Sobresaliente maleabilidad y ductilidad, mejor que los grados ferríticos y martensíticos.
- Muy buenas propiedades criogénicas y buena resistencia a alta temperatura. La plasticidad de la estructura de la austenita, transmite a estos aceros, su tenacidad, reducción en área y excelente resistencia al impacto aun a temperaturas criogénicas.
- Endurecible solamente por trabajo en frío. Los aceros inoxidable austeníticos no pueden ser templados para obtener martensita, ya que el níquel estabiliza la austenita a temperatura ambiente e incluso por debajo de ella.
- Comparado con el acero al carbono posee menor punto de fusión, menor conductividad térmica, mayor resistencia eléctrica y coeficientes de expansión térmica aproximadamente 50% mayores.
- Las características magnéticas de los metales de aporte de acero inoxidable austenítico varían desde no magnéticos como en los tipos 310, 320 y 330 completamente austeníticos a notablemente magnéticos como en el tipo 312, que contiene más de un 25% de ferrita. La mayoría de los aceros inoxidable austeníticos comunes tales como 308(L), 309(L), 316(L) y 347 son levemente magnéticos debido a la presencia de algo de ferrita.

#### 1.1.3.4.2 Aplicaciones típicas de los aceros inoxidable austeníticos

- Algunos aceros completamente austeníticos pueden ser usados a temperaturas tan bajas como  $-270^{\circ}\text{C}$ .
- Plantas y equipos químicos.

- Equipos para procesamiento de alimentos.
- Usos arquitectónicos.

#### 1.1.3.5 Aceros inoxidable martensíticos

Ibarra (2010) apunta que “son aleaciones que atraviesan el campo gamma del diagrama de equilibrio Fe-Cr debido a lo cual pueden austenizarse y templarse. Pueden estar aleados con pequeñas cantidades de otros elementos. Son ferríticos en estado de recocido pero martensíticos con un enfriamiento más rápido ya sea en aire o en un medio líquido desde una temperatura superior a la crítica.

Fueron los primeros aceros inoxidable desarrollados comercialmente (como cuchillería) y tienen contenido relativamente alto del carbono (0.1 – 1.2%) comparado a otros aceros inoxidable. Aceros de este grupo en general no contienen más de 14% de Cr, excepto los tipos 440 A, B, y C que contienen 16-18%Cr y una cantidad de Carbono suficiente para producir el endurecimiento. Junto con la clase de aceros inoxidable ferríticos comparten la denominada serie AISI 400. En contraste con los aceros inoxidable auténticos, no contienen níquel como elemento de aleación. Algunos ejemplos son aceros tipo AISI 410, 416, 420, 431, 501 y 502”.

A su vez Brostow (1981) indica que los aceros martensíticos “contienen de 0.07% a 0.10% de C y 13% de Cr; se emplean para fabricar cuchillas de turbinas, remaches, pasadores de aleta y también para cubiertos. Los aceros que contiene de 0.2 a 0.4% de C y de 13% de Cr se utilizan para manufacturar resortes, cojinetes de bola e instrumentos quirúrgicos. También existen aceros martensíticos que contienen de 0.1% de C, 18% de Cr y 2% de Ni, y son empleados en la fabricación de ejes de transmisión de bombas, válvulas reguladoras, accesorios de aeronaves y cuchillas de turbinas”.

Asimismo Avner (1979) señala que los “aceros inoxidable martensíticos son magnéticos, pueden trabajarse en frío sin dificultad, especialmente con bajo

contenido de carbono, pueden maquinarse satisfactoriamente, tienen buena tenacidad, gran resistencia a la corrosión atmosférica y a algunos agentes químicos y se trabajan fácilmente en caliente.

Alcanzan su óptima resistencia a la corrosión cuando se endurecen desde la temperatura recomendada, pero no son tan buenos como los aceros austeníticos o ferríticos inoxidables”.

#### 1.1.3.5.1 Características básicas de los aceros inoxidables martensíticos

- Moderada resistencia a la corrosión. Usualmente menor que la de los aceros austeníticos y ferríticos.
- Baja soldabilidad, variando con el contenido de carbono. A mayor contenido de carbono, mayor será la necesidad de precalentar y realizar tratamientos térmicos posteriores, para producir soldaduras libres de defectos.
- Excelente resistencia mecánica.
- Puede ser endurecido por el tratamiento térmico y así alcanzar altos niveles de resistencia y dureza. Son endurecidos por aire cuando se enfrían rápidamente desde el rango de temperatura de austenizado (871°C-1010°C) en donde la fase austenítica es predominante. Ligeramente endurecibles por trabajo en frío.
- Son bastante magnéticos al igual que los aceros inoxidables ferríticos, por lo tanto están sujetos al desvío del arco en la soldadura.
- Son adecuados para temperatura moderadamente alta debido a la buena resistencia a la fluencia lenta y a la tensión en dicho rango de temperatura.
- Cuando reciben tratamiento térmico apropiado tienen la resistencia a la corrosión adecuada en muchos ambientes, ofrecen mayor resistencia y buenas propiedades de fatiga junto con excelente resistencia a la oxidación y al desgaste.

- Estas aleaciones se seleccionan a menudo por sus buenas propiedades mecánicas y bajo costo.

#### 1.1.3.5.2 Aplicaciones típicas de los aceros inoxidables martensíticos

- En piezas que están sometidas a corrosión y que requieren cierta resistencia mecánica.
- Revestimiento de asientos para válvulas.
- Carcazas de bombas.
- Cuerpos de válvulas y compresores.
- Cuchillería, Hojas de afeitar e instrumentos quirúrgicos (Tipos 420 y 431).
- Ejes, husos y pernos.
- Aspas de turbinas tipo 403 (Figura 6)

Figura 6. Aspas de turbina tipo 403



Fuente: Ibarra (2010, p. 20)

A continuación se muestra la tabla 6 con la clasificación de aceros inoxidables martensíticos y endurecibles por precipitación y sus equivalencias en normas EN, ASTM, UNS e ISO.

Tabla 6 Clasificación de los aceros inoxidables martensíticos y endurecibles por precipitación por composición y peso (%)

	Designación de acero					Típica composición química. % por peso.				
		EN	ASTM	UNS	ISO	C	Cr	Ni	Mo	Otros
<b>Martensíticos y endurecidos por precipitación</b>	4006	1.4006	410	S41000	4006-410-00-I	0.12	12			
	4005	1.4005	416	S41600	4005-416-00-I	0.1	13			
	4021	1.4021	420	S42000	4021-420-00-I	0.2	13			
	4031	1.4031	420	S42000	4031-420-00-I	0.38	13.5			
	4034	1.4034	420	S42000	4034-420-00-I	0.45	13.7			
	4028	1.4028	420	S42000	4028-420-00-I	0.3	12.5			
	4313	1.4313	434	S41500	4313-415-00-I	0.03	12.5	4.1	0.6	
	4542	1.4542	630	S17400 <sup>1</sup>	-	0.02	15.5	4.8		3.4 Cu Nb
	4116	1.4116	-	-	4116-420-77-E	0.5	14.4		0.55	V
	4110	1.4110	-	-	4110-420-69-E	0.5	14.8		0.63	
	4568	1.4568	631	S17700	-	0.08	17	7		1.0 Al
	4122	1.4122	-	-	4122-434-09-I	0.41	16.1		1	
	4574	1.4574	-	-	-	0.08	14.5	7.5	2.2	1.0 Al

Fuente: Outokumpu

### 1.1.3.6 Aceros inoxidables endurecibles por precipitación

La Universidad Tecnológica Nacional (s.f.) localizada en Argentina, afirma en un documento publicado en su página web que “los aceros inoxidables endurecibles por precipitación o PH (Precipitation Hardening) son aleaciones de hierro, carbono, cromo y níquel que se caracterizan por la resistencia obtenida a partir de un tratamiento térmico de envejecimiento.

El primer acero inoxidable PH comercial, fue el denominado Stainless W. Se comenzó a fabricar en el año 1946. Desde entonces, se han desarrollado muchos aceros PH, en parte debido a los requerimientos exigidos por las industrias aeronáutica y aeroespacial, que demandaban aceros con una buena relación entre peso y alta resistencia a la corrosión.

Pueden ser martensíticos, austeníticos o intermedios entre ambos, dependiendo de la proporción Cr/Ni. Lo que realmente los distingue es la adición de ciertos elementos como Al, Ti, Mo y Cu, que dan lugar a la formación de compuestos intermetálicos de manera controlada. Así, el endurecimiento por medio de estos compuestos se puede realizar por precipitación desde una matriz martensítica (ver tabla 1.6).

Los aceros inoxidables endurecibles por precipitación contienen cantidades suficientes de Cr y Ni, que les confieren las propiedades de los austeníticos y de los martensíticos. Al igual que los martensíticos, poseen la capacidad de adquirir alta resistencia mediante tratamientos térmicos, y al igual que los austeníticos poseen una alta resistencia a la corrosión. Uno de los aceros inoxidables PH más populares es el acero 17-4PH. Esta designación se debe al contenido de 17% de Cr y 4% de Ni. Además contiene 4% de Cu y 0,3% de Nb.

Se pueden clasificar en función de su estructura en estado de recocido, y del comportamiento resultante después del tratamiento térmico de envejecimiento, en austeníticos, martensíticos y semiausteníticos. Se encuentran patentados y normalmente se les designa por su nombre comercial”.

Por su parte Askeland (2016) coincide en que los aceros inoxidables endurecidos por precipitación contienen Al, Nb o Ti y derivan sus propiedades a partir del endurecimiento por solución sólida, endurecimiento por deformación, endurecimiento por envejecimiento y la reacción martensítica. Primero, el acero se calienta y se temple para permitir que la austenita se transforme en martensita. Un recalentamiento permite que se formen precipitados como el  $Ni_3Al$  a partir de la martensita. Se obtienen altas resistencias incluso con un bajo contenido de carbono.

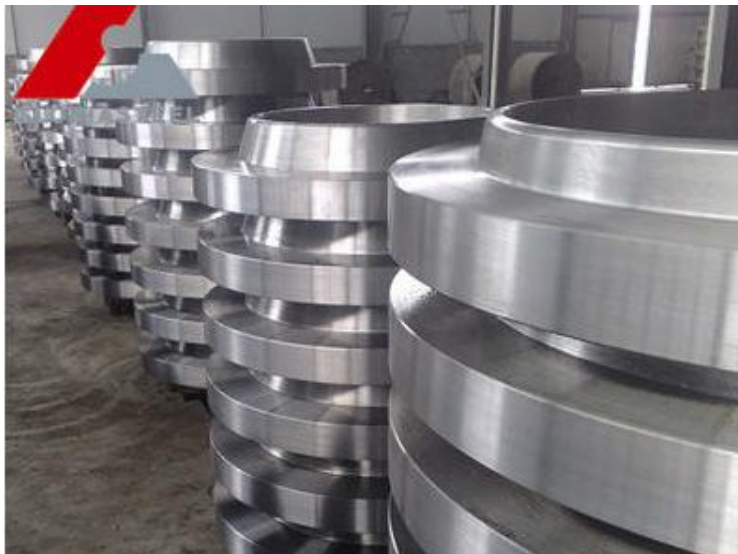
#### 1.1.3.6.1 Propiedades de los aceros inoxidable endurecibles por precipitación

Además de su gran inoxidable a temperatura ambiente y a elevadas temperaturas, las principales propiedades de este grupo de aceros son:

- Muy alta resistencia a la tracción en caliente, lo que permite emplearlos con éxito en la fabricación de álabes de turbinas y otras piezas de motores de aviación.
- Elevada dureza, resistencia mecánica y límite de elasticidad a temperatura ambiente. El límite elástico de los aceros inoxidable PH varía entre 515 y 1415 MPa, y la resistencia mecánica entre 860 y 1520 MPa. Cuando son trabajados en frío antes de los tratamientos de envejecimiento, se consiguen aún mayores resistencias. Sus propiedades se basan en los tratamientos térmicos a los que son sometidos.

A continuación se muestra en la figura 7 un acero inoxidable endurecible por precipitación 17-4 PH.

Figura 7. Planchuelas de acero Inoxidable endurecido por precipitación 17-4 PH (UNS S17400)



Fuente: GSL tisco



#### 1.1.3.6.2 Tratamientos térmicos de los aceros inoxidables endurecibles por precipitación

Para ello se somete al material a un tratamiento de solubilización a una temperatura de 1050 °C con posterior enfriamiento al aire, dando lugar a una matriz martensítica sobresaturada. Posteriormente, se envejece el acero a una temperatura comprendida entre 455 °C y 565 °C, donde precipitan los compuestos intermetálicos endurecedores. El endurecimiento se logrará si se obtienen los precipitados en el interior de los granos homogéneamente distribuidos y que cada uno constituya un obstáculo eficaz para el deslizamiento de las dislocaciones.

Como aspecto negativo debe destacarse que estas aleaciones se trabajan mal en frío. Cuando se parte de una matriz austenítica sobresaturada, después de la precipitación por envejecimiento se obtienen menores resistencias mecánicas pero una considerable mejoría de la ductilidad. (Universidad Tecnológica Nacional, s.f.)

Por su parte la ASM International (1990) dice que “estos aceros tienen una estructura predominantemente austenítica a la temperatura de recocido de solución de aproximadamente 1040 a 1065 ° C (1900 a 1950 ° F), pero sufren una transformación de austenita a martensita cuando se enfrían a temperatura ambiente. La temperatura a la que la martensita comienza a formarse a partir del enfriamiento de la austenita, está usualmente en el intervalo de 95 a 150 ° C (200 a 300 ° F).

Cuando la martensita se recalienta a 480 a 595 ° C (900 a 1100 ° F), se produce endurecimiento y fortalecimiento por precipitación, promovido por la presencia de una o más adiciones de aleación. El molibdeno, el cobre, el titanio, el niobio y el aluminio (y sus compuestos) se disuelven durante el recocido y se conservan en solución sólida por enfriamiento rápido, produciendo precipitado (usualmente

partículas submicroscópicas) que aumenta tanto la resistencia como la dureza de la matriz martensítica”.

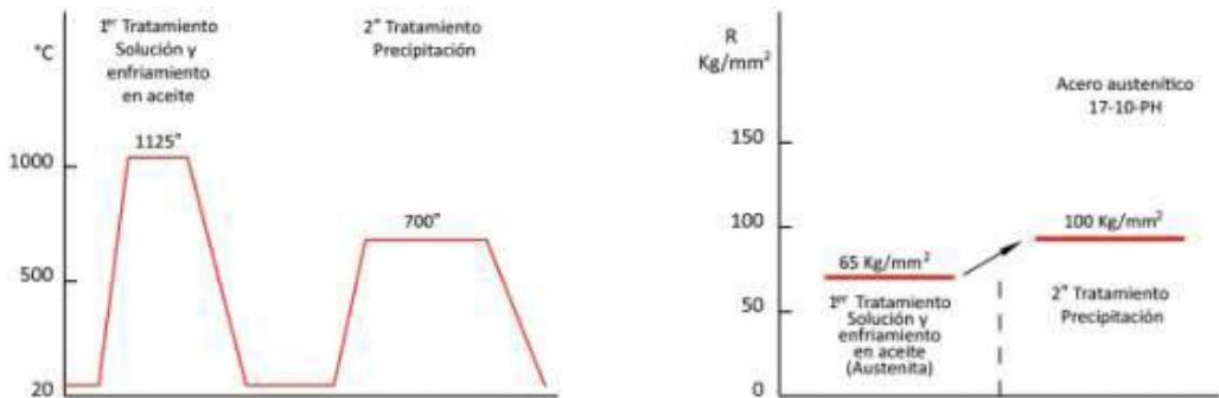
Debe prestarse atención a:

- La limpieza previa al tratamiento térmico
- La atmósfera del horno
- El efecto de las variaciones en los ciclos
- La limpieza superficial luego del tratamiento Los procedimientos más recomendados para recocido total, austenización, enfriamientos y tratamiento de precipitación.

Los tratamientos térmicos que normalmente se le dan a los aceros PH austeníticos, de acuerdo a Dominguez (2016) son los siguientes:

- Un tratamiento de solución a 1125°C aproximadamente, con enfriamiento en aceite para obtener la estructura austenítica.
- Un tratamiento de precipitación a 700°C aproximadamente con enfriamiento al aire que sirve para endurecer al material. Con el primer tratamiento de solución se alcanza una resistencia variable de 70 a 100 Kg/mm<sup>2</sup> y después del segundo tratamiento de precipitación suelen quedar estos aceros con 90 a 120 Kg/mm<sup>2</sup>.

Diagrama 4. Representación esquemática de los tratamientos térmicos correspondientes a los aceros austeníticos endurecibles por precipitación.



Fuente: Domínguez (2016) p. 14

#### 1.1.3.7 Aceros inoxidables dúplex.

Colás (1994) dice que los aceros inoxidables dúplex “están constituidos por mezclas de ferrita y austenita, la cantidad de cada fase depende de la composición química del acero y del tratamiento térmico impartido, aunque los aceros se procesan para tener igual cantidad de ambas fases en su condición de recocido. Los principales aleantes son el cromo y níquel, aunque se adiciona nitrógeno, cobre, molibdeno, silicio y tungsteno para balancear la microestructura y asegurar la resistencia a la corrosión”.

A su vez, Vazquez (1996) agrega que: “la cantidad exacta de cada fase puede ser variada con la introducción de otros estabilizadores de  $\alpha$  o  $\gamma$ . El límite elástico de estas aleaciones es muy variado, tiene tamaño de grano muy fino, son muy maleables, su resistencia a la corrosión es casi la misma que la de los aceros inoxidables austeníticos y tienen buena soldabilidad, las principales desventajas son la dificultad de trabajarlos en caliente y a la susceptibilidad al desarrollo de las fases  $\alpha'$  y  $\sigma$ , las cuales son indeseables debido a que son muy frágiles”.

Al igual que los aceros inoxidables austeníticos, la International Molybdenum Association (2012) explica en su manual de aceros inoxidables dúplex, que estos “son una familia de tipos que varían en su comportamiento ante la corrosión en

función del contenido de aleantes. El desarrollo de los aceros inoxidable dúplex en la actualidad, se ha dividido en 5 grupos:

- Dúplex de baja aleación, como el EN 1.4362 (2304), al que deliberadamente no se añade molibdeno
- Dúplex estándar, como el EN 1.4462 (2205), el más utilizado representando más del 80% del uso de aceros dúplex
- 25% Cr dúplex, como aleación 255 con PREN\* inferior a 40; agregar preñ de tablas
- Súper dúplex (PREN 40-45), con 25-26% de Cr y mayor cantidad de Mo y N en comparación con los tipos 25% Cr, tal como el EN 1.4410 (2507)
- Híper dúplex, definido como un acero inoxidable dúplex de alta aleación con un PREN mayor de 45”.

\*PREN = Número equivalente de resistencia a las picaduras (Pitting Resistance Equivalent Number).

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

La tabla 7 muestra las composiciones químicas de los aceros inoxidable dúplex laminados o colados de segunda generación. Los tipos de acero dúplex de primera generación y los aceros inoxidable austeníticos comunes se incluyen con fines comparativos.

Tabla 7. Composición química por peso de aceros inoxidable dúplex (%)

Tipos de acero	UNS No.	EN No.	C	Cr	Ni	Mo	N	Mn	Cu	W
<b>Aceros inoxidables dúplex laminados</b>										
<b>Tipos de aceros dúplex de primera generación</b>										
329	S32900	1.4460	0.08	23-28	2.5-5	1-2	-	1	-	-
**	S31500	1.4424	0.03	18-19	4.3-5.2	2.5-3	0.05-0.1		-	-
	S32404		0.04	20.5-22.5	5.5-8.5	2-3	0.2	2	1-2	-
<b>Tipos de acero dúplex de segunda generación</b>										
<b>De baja aleación</b>										
	S32001	1.4482	0.03	19.5-21.5	1-3	0.6	0.05-0.17-	4-6	1	-
	S32101	1.4162	0.04	21-22	1.35-1.7	0.1-0.8	0.2-0.25	4-6	0.01-0.8	-
	S32202	1.4062	0.03	21.5-24	1-2.8	0.45	0.18-0.26	2	-	-
	S82011		0.03	20.5-23.5	1-2	0.1-1	0.15-0.27	2-3	0.5	-
2304	S32304	1.4362	0.03	21.5-24.5	3-5.5	0.05-0.6	0.05-0.20	2.5	0.05-0.06	-
		1.4645	0.03	22-24	3.5-5.5	0.1-0.6	0.05-0.2	2	1-3	-
<b>Estándar</b>										
	S32003		0.03	19.5-22.5	3-4	1.5-2	0.14-0.2	2	-	-
2205	S31803	1.4462	0.03	21-23	4.5-6.5	2.5-3.5	0.08-0.2	2	-	-
2205	S32205	1.4462	0.03	21-23	4.5-6.5	3-3.5	0.14-0.2	2	-	-
<b>25 Cr</b>										
	S31200		0.03	24-26	5.5-6.5	1.2-2	0.14-0.2	2	-	-
	S31260		0.03	24-26	5.5-7.5	2.5-3.5	0.1-0.3	1	0.2-0.8	0.1-0.5
	S32506		0.03	24-26	5.5-7.2	3-3.5	0.08-0.2	1	-	0.05-0.3
	S32520	1.4507	0.03	24-26	5.5-8	3-4	0.2-0.35	1.5	0.5-2	-
255	S32550	1.4507	0.04	24-27	4.5-6.5	2.9-3.9	0.1-0.25	1.5	1.5-2.5	-
<b>Súper dúplex</b>										
2507	S32750	1.4410	0.03	24-26	6-8	3-5	0.24-0.32	1.2	0.5	-
	S32760	1.4501	0.03	24-26	6-8	3-4	0.2-0.3	1	0.5-1	0.5-1
	S32808		0.03	27-27.9	7-8.2	0.8-1.2	0.3-0.4	1.1	-	2.1-2.5
	S32906		0.03	28-30	5.8-7.5	1.5-2.6	0.3-0.4	0.8-1.5	0.8	-
	S32950		0.03	26-29	3.5-5.2	1-2.5	0.15-0.35	2	-	-
	S39274		0.03	24-26	6.8-8	2.5-3.5	0.24-0.32	1	0.2-0.8	1.5-2.5
	S39277		0.025	24-26	6.5-8	3-4	0.23-0.33	0.8	1.2-2	0.8-1.2
		1.4477	0.03	28-30	5.8-7.5	1.5-2.6	0.3-0.4	0.8-1.5	≤0.8	-
<b>Híper dúplex</b>										
	S32707		0.03	26-29	5.5-9.5	4-5	0.3-0.5	1.5	1	-
	S33207		0.03	29-33	6-9	3-5	0.4-0.6	1.5	1	-

Fuente: International Molybdenum Association (2012)

\*Máximo a menos que se indique el rango o el mínimo.

- No definido en las especificaciones.

\*\* Este tipo de aceros se produjo originalmente sin adición de nitrógeno, sin esta adición se considera un dúplex de primera generación.

## CAPÍTULO II

### METALURGIA DE LOS ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX

En el presente capítulo se expone la producción del acero a nivel mundial y nacional así como las principales compañías productoras y algunos procesos de producción de acero.

Continúa con la composición química y la función de los elementos de aleación utilizados en los aceros inoxidable dúplex, principalmente: cromo, molibdeno, nitrógeno y níquel. Estos factores le proporcionan excelente resistencia a la corrosión y demás propiedades a los aceros inoxidable dúplex.

Finalmente trata sobre la estructura de estos aceros por medio de un diagrama de fases ternario hierro-cromo-níquel que describe el comportamiento metalúrgico de los aceros inoxidable dúplex, tomando en cuenta la existencia de fases perjudiciales para dichas estructuras llamadas fases intermetálicas, como son: fragilización a 475 °C, fase sigma, fase chi y precipitación de carburos y nitruros.

#### 2.1 Producción de acero en México y el mundo.

La producción de acero a nivel mundial ha sido liderada por China, su producción total en millones de toneladas en el año 2015 fue de 803.8, seguida de Japón con 105.2, en tercer lugar se encuentra India con 89.4, en cuarto lugar está Estados Unidos de América con 78.8 y en quinto lugar se encuentra Rusia con 70.9. Cabe mencionar que México se encuentra ubicado en el décimo tercer lugar con una producción de 18.2, lo cual representa el 1.1% de la producción mundial total.

En la tabla 8 se observan los principales países productores de acero, incluyendo en la comparativa a México; mostrando el ranking, la producción por país y el porcentaje.

Tabla 8. Principales países productores de acero en el 2015

País	2015		
	Ranking mundial	Millones de toneladas	%
<b>China</b>	1	803.8	49.6
<b>Japón</b>	2	105.2	6.5
<b>Estados Unidos</b>	3	89.4	4.9
<b>India</b>	4	78.8	5.5
<b>Rusia</b>	5	70.9	4.4
<b>México</b>	13	18.2	1.1

Fuente: World Steel Association

## 2.2 Fabricación de acero.

En un alto horno se efectúa la fusión y la reducción de minerales de hierro, con el objetivo de obtener arrabio (hierro de primera fusión) para la elaboración de acero.

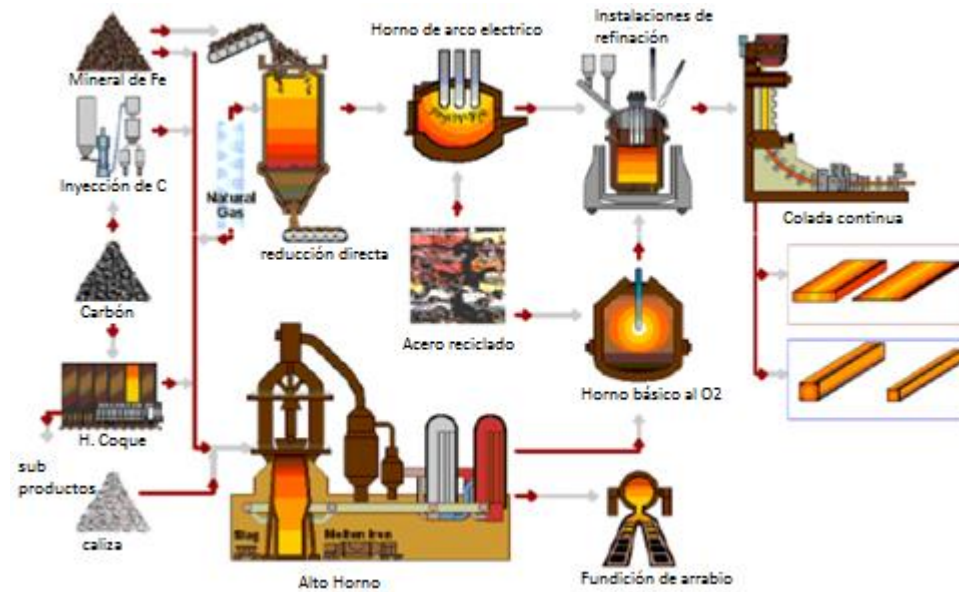
La obtención de acero se lleva a cabo por los siguientes procesos

Alto horno: Mineral en trozos, pélets, sínter, coque y fundentes son cargados por la parte superior del alto horno. Al descender se funden por la combustión del coque y la introducción del aire caliente. El crisol inferior recibe el arrabio para su carga en carros termo (Figura 8).

BOF: El acero líquido se produce en los BOF (Horno Básico al Oxígeno). En un gran recipiente en forma de pera, recubierto con ladrillo refractario, se cargan arrabio (80%) y chatarra sólida (20%) y se inyecta oxígeno para remover las impurezas como carbón, fósforo, azufre y silicio. (AHMSA, 2017)

Reducción directa: El horno de reducción directa es alimentado por la parte superior con mineral de hierro generalmente en forma de pellets inyectándole un gas reductor rico en monóxido de carbono e hidrógeno que reacciona con el óxido de hierro removiendo el oxígeno y convirtiéndolo en hierro metálico, que puede ser producido en forma de hierro esponja o en briquetas, las que posteriormente son procesadas en el horno eléctrico al arco. (Arquitectura en Acero, 2017).

Figura 8. Procesos siderúrgicos



Fuente: arquitecturaenacero.org

En la tabla 9 se muestra la producción de acero por procesos en México y el mundo del año 2014.

Tabla 9. Producción de acero por procesos 2014

	<b>México</b>	<b>Mundo</b>
	% de producción de acero por procesos	
<b>Alto Horno</b>	30	74
<b>Reducción directa</b>	36	4
<b>Reciclaje de acero</b>	34	22

Fuente: CANACERO

### 2.3 Producción de acero inoxidable

China es el principal productor de acero en el mundo, asimismo, lo es de acero inoxidable. Tan sólo en el año 2013 produjo 20,5 millones de toneladas de acero inoxidable crudo, de un total global de 40 millones de toneladas, según un estudio



de Steel Market Intelligence GmbH (s.f.). La producción de China en el 2013 subió un 17 por ciento interanual, de acuerdo con el informe.

Para tener un ejemplo real de lo que está sucediendo con el proceso de fabricación de acero inoxidable recurrimos a la compañía CEDINOX de España, que nos dice lo siguiente: como materia prima principal partimos de chatarras férricas a las que se les añade cierta cantidad de ferroaleaciones y otros minerales, que han pasado por un riguroso proceso de control que garantiza la seguridad y la calidad de los productos fabricados. El acero inoxidable es un material reciclable al 100%, como tantas veces se requiera.

El proceso de fabricación de ferrocromo consiste en reducir en horno de arco eléctrico el cromo y el hierro presentes en la cromita mediante un agente reductor (carbón).

Arangurent (1963) menciona que “durante el proceso de reducción de la cromita sucede que se forman carburos de hierro a partir de sus óxidos con una gran eficacia (entre el 95 y 97 %), simultáneamente con el producto de reducción del óxido cromico con una recuperación de 90 - 92% aproximadamente.

El hierro reducido líquido disuelve al carburo de cromo ( $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ) formándose un carburo complejo  $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ , debido a que contribuye adicionalmente a favorecer la reducción del óxido de cromo y a disminuir la temperatura de fusión de la aleación, por tanto favorece al proceso de fusión de la parte metálica.

Al igual que en cualquier otro proceso metalúrgico de producción de ferroaleaciones, en este proceso se obtiene ferrocromo y escoria, los que deben reunir los requisitos imprescindibles para su empleo en la formulación de un fundente aglomerado aleado, el ferrocromo y la escoria van a constituir las partes esenciales de la carga aleante y la matriz del fundente respectivamente”.

El proceso comienza con la selección y acopio del material que se va a fundir. La primera fase es la acería, donde las chatarras se funden en hornos de arco eléctrico (figura 9) de más de 100 toneladas de capacidad.

Figura 9. Cesta de carga volcando en Horno Eléctrico



Fuente: CEDINOX

El propósito del horno eléctrico, es la fusión de las materias primas (de manera sobresaliente están constituidas por chatarra). Una vez cargado el horno eléctrico, se cierra la bóveda, descienden los electrodos y al entrar en contacto con la chatarra se inicia el arco eléctrico. Una vez concluida la fusión se vuelca el acero líquido en un recipiente llamado cuchara de trasvase. Posteriormente pasa al convertidor AOD (Argon Oxygen Decarburization).

Figura 10. Operación de descarga de la cuchara de trasvase al convertidor AOD



Fuente: CEDINOX

Es donde tienen lugar las operaciones de descarburación y afinado del acero. Durante el proceso se llevan a cabo diversos controles de composición y temperatura. Al final, se realiza el soplado de argón para homogeneizar temperatura y favorecer la flotación de inclusiones.

El acero líquido pasa a sólido (desbastes). El acero líquido contenido en la cuchara de colada se vierte en un recipiente llamado “tundish”, el cual gradúa el metal líquido que va a una lingotera de cobre muy refrigerada, con cuyo contacto el metal fundido se solidifica en su capa exterior.

El acero va bajando por gravedad y por la presión del metal encima, guiado por unos cilindros y sometido a una cortina de agua que produce la solidificación de la parte interior.

En la información que proporciona CEDINOX, respecto al trabajo en frío y en caliente se menciona que “el material que se obtiene se le nombra palanquilla, la cual es la materia prima para fabricar los distintos productos largos de acero inoxidable. Posteriormente se lleva a hornos de precalentamiento para la laminación en caliente y a continuación pasa a la laminación en frío a hornos de atmósfera reductora, donde se lleva a cabo un recocido y decapado brillante generalmente de amoniaco disociado donde se obtiene un excelente acabado”.

En la figura 11 se aprecia la colada continua previa a los procesos de laminación.

Figura 11. Colada continua de desbastes



Fuente: CEDINOX

#### 2.4 Composición química de los aceros inoxidable dúplex.

La International Molybdenum Association (2012) indica que los aceros inoxidable dúplex “son una familia que combina buena resistencia a la corrosión con alta resistencia y facilidad de fabricación. Sus propiedades físicas se sitúan entre las de los aceros inoxidable austeníticos y ferríticos, pero con tendencias a estar más próximas a las de los aceros ferríticos y aceros al carbono.

Todos los aceros inoxidable dúplex tienen una resistencia a la corrosión cuando se encuentran bajo tensiones en presencia de cloruros muy superior a la de los aceros inoxidable austeníticos de la serie 300. Todos ellos poseen una resistencia mecánica significativamente mayor que la de los tipos austeníticos, además de una buena ductilidad y tenacidad”. La ASM International (1990) continua con la comparación con la serie 300 y al respecto dice: “se pueden

obtener resistencias de rendimiento aproximadamente el doble, con respecto a los aceros inoxidable dúplex recocidos. Es posible mejorar los niveles de resistencia mediante el trabajo en frío. Es posible obtener menor ductilidad transversal y resistencia al impacto debido a la naturaleza direccional de la microestructura laminada (típicamente islas de austenita alargadas en una matriz de ferrita)”.

En la fabricación de los aceros inoxidable dúplex y los austeníticos se encuentran bastantes similitudes, aunque también existen importantes diferencias. La International Molybdenum Association (2012)<sup>41</sup> menciona que “el alto contenido de aleantes y la elevada resistencia mecánica de los tipos de acero dúplex requieren algunos cambios en el proceso de fabricación”.

En el manual de la ASM<sup>42</sup>, se explica que “la mayoría de los aceros inoxidable dúplex forjados contienen aproximadamente 50% de ferrita y 50% de austenita, debido al equilibrio de elementos que estabilizan la austenita (carbono, nitrógeno, níquel, cobre y manganeso) y ferrita (cromo, molibdeno y silicio). El bajo contenido de carbono se mantiene en la mayoría de los grados para minimizar la precipitación de carburo intergranular.

El balance de austenita-ferrita proporciona material forjado con los niveles óptimos de propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión. Debido a que típicamente hay menos austenita presente como fundición, los consumibles de soldadura con níquel enriquecido se usan generalmente para mantener la austenita en el metal de soldadura a niveles generalmente similares a los del material de base”.

Normalmente se acepta que las favorables propiedades de los aceros inoxidable dúplex pueden conseguirse con equilibrios de fases del 30% al 70% de ferrita y austenita. Sin embargo, es habitual considerar que los aceros inoxidable dúplex tienen cantidades aproximadamente iguales de ferrita y austenita, favoreciéndose ligeramente en la actualidad a la austenita para mejorar la tenacidad y las características de procesado.

Las interacciones de los elementos de aleación más importantes especialmente el cromo, molibdeno, nitrógeno y níquel, son bastante complejas. Para conseguir una

estructura dúplex estable que responda bien al procesado y a la fabricación, se debe cuidar la obtención del nivel correcto de cada uno de estos elementos.<sup>41</sup>

## 2.5 Función de los elementos de aleación en los aceros inoxidable dúplex.

En el manual mencionado<sup>41</sup>, se presenta brevemente el efecto de los elementos de aleación más importantes sobre las propiedades mecánicas, físicas y de corrosión de los aceros inoxidable dúplex.

### 2.5.1 Cromo

Es necesario un mínimo de alrededor del 11% de cromo para formar una película pasiva de óxido de cromo estable que proteja eficazmente un acero contra la corrosión atmosférica leve. La resistencia a la corrosión del acero inoxidable aumenta con el contenido de cromo.

El cromo es un formador de ferrita, promoviendo la estructura cúbica centrada en el cuerpo del hierro. A mayores contenidos de cromo, se necesita más níquel para crear una estructura austenítica o dúplex (austenítica-ferrítica). Un contenido alto de cromo también favorece la formación de fases intermetálicas. Normalmente, el contenido mínimo de cromo en los aceros inoxidable austeníticos es del 16% y en los tipos dúplex del 20%.

El cromo también aumenta la resistencia a la oxidación a altas temperaturas. Este efecto es importante debido a su influencia en la formación y eliminación de la cascarilla de óxido o de la coloración resultante tras un tratamiento térmico o la soldadura. El decapado y la retirada de la coloración son más difíciles con los inoxidable dúplex que con los inoxidable austeníticos.

Ibarra (2010) concuerda en que el cromo es el principal responsable de la resistencia a la corrosión y de la formación de la película de óxido, y añade que no presenta aporte significativo en la resistencia a altas temperaturas y a la fluencia.

### 2.5.2 Molibdeno

El molibdeno actúa para apoyar al cromo en la resistencia contra la corrosión por picaduras de los aceros inoxidable. Cuando el contenido mínimo de cromo es del 18%, la adición del molibdeno resulta aproximadamente tres veces más eficaz que la del cromo contra la corrosión por picaduras y por intersticios en presencia de cloruros. El molibdeno es un formador de ferrita y también aumenta la tendencia de los aceros inoxidable a formar fases intermetálicas perjudiciales. Por ello, su contenido se reduce normalmente a menos del 7.5% en los inoxidable austeníticos y del 4% en los inoxidable dúplex.

Ibarra (2010) añade que el molibdeno mejora la resistencia a temperaturas elevadas y a la fluencia, a su vez coincide que mejora la resistencia general a la corrosión en medios no oxidantes y por picaduras en todos los medios.

### 2.5.3 Nitrógeno

El nitrógeno aumenta la resistencia a la corrosión por picaduras y por intersticios de los aceros inoxidable austeníticos y dúplex. También aumenta sustancialmente su resistencia mecánica y es, de hecho, el elemento reforzado de la solución sólida más eficaz y un aleante de bajo costo. La mejor tenacidad de los inoxidable dúplex con nitrógeno se debe a su mayor contenido de austenita y al menor contenido intermetálico.

El nitrógeno no impide la precipitación de fases intermetálicas, pero retrasa su formación lo suficiente como para permitir el proceso de fabricación de los tipos dúplex. El nitrógeno se añade a los aceros inoxidable dúplex y austeníticos de alta resistencia a la corrosión con elevados contenidos de cromo y molibdeno para compensar su tendencia a formar la fase sigma.

El nitrógeno es un potente formador de austenita y puede reemplazar algo de níquel en los aceros inoxidable austeníticos. El nitrógeno reduce la energía de los

defectos de apilamiento y aumenta la velocidad de endurecimiento por deformación de la austenita.

También aumenta la resistencia mecánica de la austenita por endurecimiento de la solución sólida. En los aceros inoxidable dúplex normalmente se añade nitrógeno y se ajusta el níquel con el fin de conseguir el equilibrio de fases deseado. Los formadores de ferrita, cromo y molibdeno, se equilibran con los formadores de austenita, níquel y nitrógeno, para desarrollar la estructura dúplex.<sup>41</sup>

#### 2.5.4 Níquel

El níquel es un estabilizador de la austenita, que promueve el cambio de la estructura cristalina del acero inoxidable de cúbica centrada en el cuerpo (ferrítica) a cúbica centrada en las caras (austenítica).

Los inoxidables ferríticos contienen poco o nada de níquel, los inoxidables dúplex contienen una cantidad reducida e intermedia del 1.5% al 7%, y los inoxidables austeníticos de la serie 300 contienen al menos un 6%. La adición de níquel retrasa la formación de fases intermetálicas perjudiciales en los aceros inoxidables austeníticos, pero es mucho menos eficaz que el nitrógeno en el retraso de su formación en los inoxidables austeníticos.

La estructura cúbica centrada en las caras es la responsable de la excelente tenacidad de los inoxidables austeníticos. Su presencia es aproximadamente la mitad de la microestructura de los tipos dúplex, aumenta en gran medida su tenacidad en comparación con los inoxidables ferríticos.

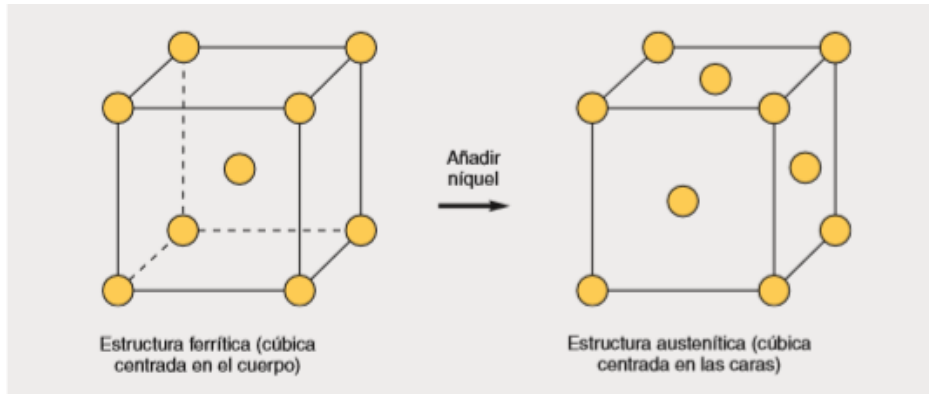
Añadiendo níquel, la estructura cristalográfica cambia de cúbica centrada en el cuerpo (poco o nada de níquel) a cúbica centrada en las caras (figura 12). La microestructura de los inoxidables dúplex, con contenido intermedio de níquel, contiene algunos granos ferrítico y otros austeníticos, idealmente en las mismas cantidades.

Ibarra (2010)<sup>43</sup> agrega que el níquel mejora la resistencia general a la corrosión en líquidos no oxidantes, mejora la tenacidad y la ductilidad, reduce la conductividad



del calor, aumenta la resistencia eléctrica, la resistencia a la fatiga y la soldabilidad.

Figura 12 Estructura ferrítica a estructura austenítica agregando níquel

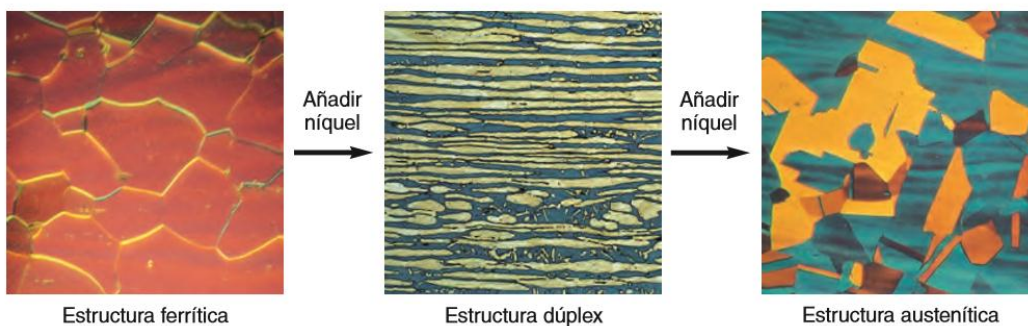


Fuente: International Molybdenum Association

## 2.6 Estructura de los aceros inoxidable dúplex.

En la figura 13 se muestran probetas pulidas y atacadas, aumentadas bajo un microscopio óptico. En la estructura dúplex, la ferrita se ha teñido de manera que aparece como la fase más oscura. (International Molybdenum Association, 2012)

Figura 13 Representación de la microestructura ferrítica



Fuente: International Molybdenum Association

El diagrama de fases ternario hierro-cromo-níquel es un mapa de carreteras del comportamiento metalúrgico de los aceros inoxidable dúplex.

En el trabajo realizado por (Ibañez, 2005) apunta que “la primera fase en solidificar (austenita o ferrita), se determina por la posición de la aleación con respecto a la línea del liquidus (temperatura de inicio de la solidificación), ya sea en el campo de la austenita ( $\gamma$ ) o ferrita ( $\delta$ ) y de acuerdo a la composición puede experimentar una reacción peritética o eutéctica”.

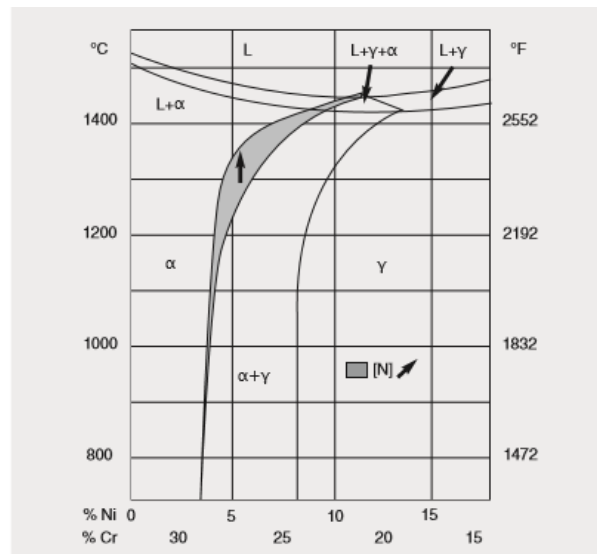
Una sección con el 68% de hierro muestra que estas aleaciones solidifican como ferrita ( $\alpha$ ), transformándose parcialmente en austenita ( $\gamma$ ) conforme la temperatura se reduce aproximadamente a 1000 °C dependiendo de la composición de la aleación.

Fredriksson (1988) menciona que “la transición desde la reacción peritética hacia la eutéctica en las aleaciones Fe-Cr-Ni ocurren para el 17,2% de cromo y 11.9% de níquel”.

A temperaturas más bajas se producen pocos cambios adicionales en el equilibrio ferrita-austenita.

En el diagrama 5 también se muestra el efecto del aumento del nitrógeno. Termodinámicamente, puesto que la austenita se forma a partir de la ferrita, es imposible que la aleación sobrepase el nivel de equilibrio de la austenita. Sin embargo, según se alcanzan temperaturas más bajas, carburos, nitruros, fase sigma y otras fases intermetálicas son posibles constituyentes microestructurales.

Diagrama 5 Sección a través del diagrama de fases ternario Fe-Cr-Ni con 68% de hierro (pequeños cambios en el contenido de níquel y de cromo ejercen gran influencia en la cantidad de austenita y ferrita de los aceros inoxidable dúplex).



Fuente: International Molybdenum Association

Las cantidades relativas de ferrita y austenita en el material producido o fabricado dependen de la composición y del historial térmico del acero. Pequeños cambios en la composición pueden tener un gran efecto sobre la fracción de volumen relativa de estas dos fases.

Las tendencias de los elementos individuales de promover la formación de austenita o de ferrita son de aplicación a los tipos dúplex. El equilibrio de las fases ferrita/austenita en la microestructura puede predecirse con regresión lineal multivariable:

$$\text{Cr eq} = \% \text{Cr} + 1,73\% \text{Si} + 0,88\% \text{Mo}$$

$$\text{Ni eq} = \% \text{Ni} - 24,55\% \text{C} + 21,75\% \text{N} + 0,4\% \text{Cu}$$

$$\% \text{Ferrita} = -20,93 + 4,01 \text{Cr eq} - 5,6 \text{Ni eq} + 0,016 \text{T}$$

Donde T (en grados Celsius) es la temperatura de recocido de 1050 °C y las composiciones de los elementos en % en peso. El objetivo de mantener el equilibrio de fases deseado en un acero inoxidable dúplex se consigue, fundamentalmente, ajustando los contenidos de cromo, molibdeno, níquel y nitrógeno y, posteriormente, controlando el historial térmico.

Sin embargo, puesto que la velocidad de enfriamiento determina la cantidad de ferrita que puede transformarse en austenita, tras exposiciones a altas temperaturas las velocidades de enfriamiento influyen sobre el equilibrio de fases.

Debido a que las velocidades de enfriamiento altas favorecen la retención de ferrita, es posible tener más cantidad de ferrita que la de equilibrio. Por ejemplo, la soldadura de bajo aporte térmico de una sección gruesa puede provocar un exceso de ferrita en la Zona Afectada Térmicamente (ZAT).

Otro efecto beneficioso del nitrógeno, es que eleva la temperatura a la que la austenita comienza a formarse a partir de la ferrita. Esto aumenta la velocidad de la transformación de ferrita a austenita. Por lo tanto, incluso a velocidades de enfriamiento relativamente rápidas, se puede alcanzar el nivel de equilibrio de la austenita. En los inoxidables dúplex de segunda generación, este efecto reduce el problema de exceso de ferrita en la ZAT.

Una investigación dirigida por Perren (1997), refiere a un acero inoxidable súper dúplex de alta aleación con ligeras variaciones en el contenido de nitrógeno molar y manganeso en comparación con un SAF 2507 comercialmente disponible. La nueva aleación (aleación número 879) se introduce en un horno de inducción a vacío de 10 kg homogeneizado a 1230 °C durante 10 horas y es forjado en probetas de dimensiones 15 x 65 mm.

El recocido en solución se realizó de dos maneras diferentes (Diagrama 2.2). En primer lugar, en una etapa de tratamiento a temperaturas comprendidas entre 1300 ° C y 1100 ° C, seguido de enfriamiento en agua. En segundo lugar, en un tratamiento en dos etapas, comenzando a 1200 ° C durante 30 minutos, seguido por enfriamiento del horno a temperaturas entre 1050 y 900°C.

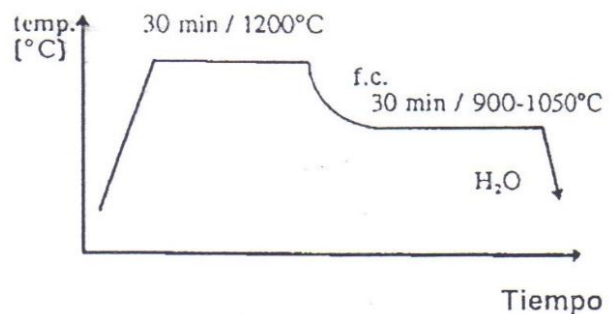
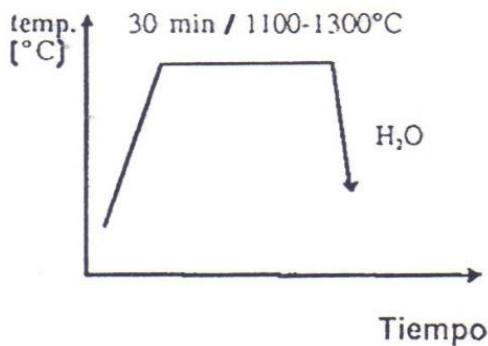
Después de un tratamiento de 30 min, los especímenes se apagaron en agua. El objetivo del procedimiento en dos etapas era evitar la formación de austenita secundaria y acercarse al estado de equilibrio. Para comparar el comportamiento de precipitación de la nueva aleación 879 con la SAF 2507 comercialmente disponible, ambas aleaciones fueron sometidas a los mismos tratamientos térmicos.

A continuación el diagrama 6 muestra los ciclos térmicos a los que fueron sometidos los aceros súper dúplex SAF 2507 (24.4% de Cr, 7% de Ni y 0.28% N) y aleación 879 (25.1% Cr, 7.1% Ni y 0.38% N).

Diagrama 6 Ciclos térmicos para los aceros súper dúplex SAF 2507 y aleación 879.

Primera etapa de tratamiento a temperaturas comprendidas en 1100-1300 °C durante 30 min, seguido de enfriamiento en agua.

Segunda etapa en dos partes, comenzando a 1200 °C durante 30 min, continuado por enfriamiento del horno a temperaturas en 900-1050 °C, seguido de enfriamiento en agua.



Fuente: 5th World conference DSS (1997)

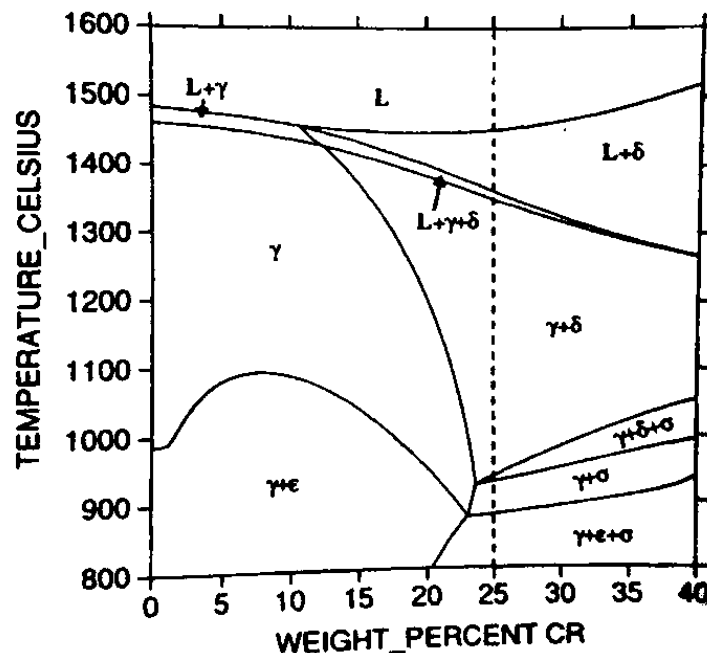
## 2.7 Sección isotérmica para el equilibrio de fases en el sistema Fe-Cr, Ni-Mo-N.

Nilsson (1997) se basó en los diagramas pseudo binarios que describen las fases que están en equilibrio, cuando las aleaciones se encuentran en ambientes con altas temperaturas. Hasta ahora, que se puede modelar por computadora, es posible predecir con las restricciones correspondientes, la microestructura y el diagrama correspondiente que representan mejor a nuevas aleaciones de aceros inoxidable dúplex.

En el diagrama 7 se aprecia el comportamiento de las fases de un acero dúplex SAF 2507 que se ubica con una línea punteada por encima de 800°C.

El diagrama debe interpretarse de la siguiente manera; La ferrita ( $\delta$ ) se forma primero en el líquido, en el que una mezcla de ferrita y austenita se forma a temperaturas ligeramente más bajas en un intervalo de temperatura estrecho.

Diagrama 7 obtenido por computadora, donde la línea punteada representa la composición para un acero superdúplex SAF 2507 (25% de Cr).



Fuente: 5th World Conference DSS (1997)



En este ejemplo la composición SAF 2507 puede ser representada en el diagrama por el cuadrado negro. Esta sección isotérmica muestra que la austenita, la fase  $\sigma$  y el  $\text{Cr}_2\text{N}$  se predicen termodinámicamente estables a  $800^\circ\text{C}$ . Se concluye con el auxilio de la figura, que también en dicho acero esté incluida la fase  $\chi$  que se explicará más adelante.

Los aceros súper dúplex desarrollaron una alta resistencia a la corrosión cuando se incrementaron los contenidos de Cr, Mo y N. Así, ahora la resistencia a la corrosión la consideran como:

PREN:  $\%Cr + 3.3\%Mo + 20\%N$ , también con valores arriba de 40.

La metalurgia física de los aceros DSS fue revisada en 1984 por Solomon y Devine. Igualmente, a principios de los 80's, Charles y Nilsson mostraron las ventajas de los súper dúplex (SDSS). En los 90's lo que se maneja de estos aceros es su resistencia a la formación de pequeñas cavidades superficiales por corrosión con el factor PREN, por arriba de 40. Herbsleb y Okamoto en diferentes participaciones consideraron que el PREN para el tungsteno se obtenía de la manera siguiente:  $\text{PREN} = \%Cr + 3.3 \times (\%Mo + 0.5\%W) + 16 \times (\%N)$ .

Actualmente se usa la computadora para predecir la microestructura y, por lo tanto, para observar las posibilidades de que estos aceros sean utilizados. Hoy en día pueden ser considerados como los aceros dúplex más usados los siguientes:

1. Molibdeno de bajo costo (Free DSS) del tipo 23Cr-4Ni-0.1 N que se usa como alternativa de los AISI 304, 316 y PRE-25
2. DSS del tipo 22Cr-5Ni-3Mo-0.17N con una resistencia a corrosión entre el AISI316 y el súper austenítico 6%Mo+N, PRE-35
3. DSS con 25% de Cr y diferentes contenidos de Mo y N; además, algunas veces contiene W y Cu (su PREN se encuentra en el rango de 35 a 39)
4. Súper DSS del tipo 25Cr-7Ni-4Mo-0.27N, algunas veces aleado con W (con un valor PREN por encima de 40)



Como la resistencia a la corrosión de los aceros SDSS se determina por la fase de menor proporción, se considera que un acero con características óptimas es aquel en el que el valor del PREN es igual para ambas fases ( $\alpha$  y  $\gamma$ ). La influencia del Cr y Mo es considerada dentro de la fracción de volumen de la ferrita y la austenita; estos elementos tienen gran influencia en la resistencia a la corrosión, entonces decimos que un incremento de Cr y/o Mo generarán un alto valor de PREN en la ferrita.

## 2.8 Fases intermetálicas

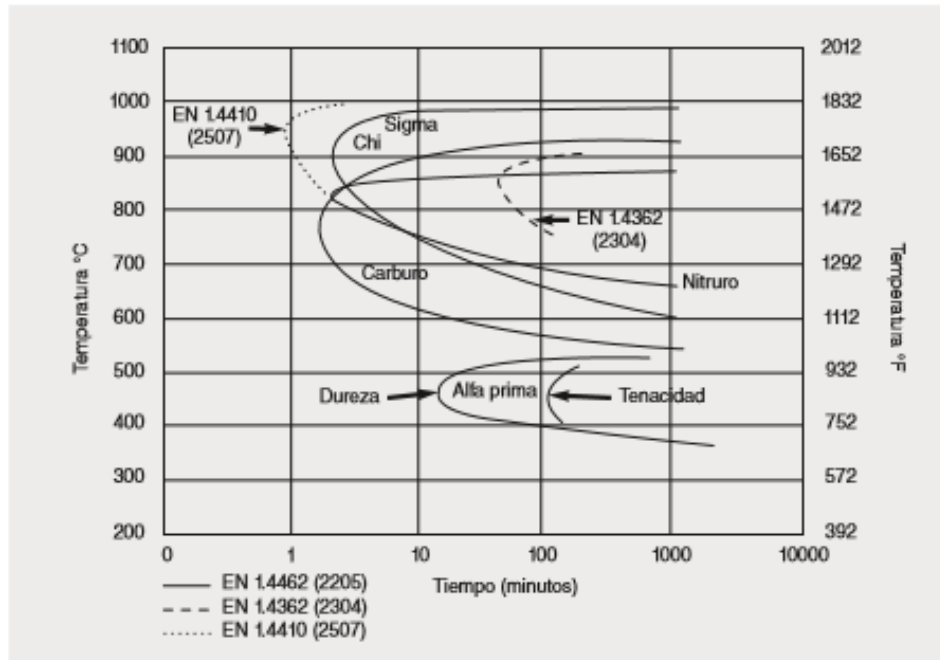
La International Molybdenum Association (2012) afirma que existe un problema importante con los aceros inoxidable dúplex y su composición química: la formación de fases intermetálicas perjudiciales a temperaturas elevadas. La fase sigma se forma en aceros inoxidables con alto contenido de cromo y molibdeno, precipitándose preferentemente en la ferrita.

La adición de nitrógeno retarda significativamente la formación de ésta fase. Por lo tanto, es esencial que haya suficiente nitrógeno en solución sólida. La importancia de rangos estrechos de composición química se ha puesto de manifiesto conforme ha aumentado la experiencia con los aceros inoxidables dúplex.

Fases perjudiciales como sigma, alfa prima y la precipitación de carburos y nitruros pueden formarse en minutos a ciertas temperaturas. Por lo tanto, los tratamientos térmicos necesarios en el procesado y la fabricación, así como los ciclos de servicio, deben tener en cuenta la cinética de reacción de la formación de estas fases para asegurar la obtención de las propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión deseadas. Estos aceros duplex se han desarrollado para maximizar la resistencia a la corrosión y retardar lo suficiente las reacciones de precipitación para permitir una fabricación satisfactoria.

A continuación puede verse el diagrama 9 de precipitación isotérmico de los inoxidables dúplex EN 1.4362 (2304), EN 1.4462 (2205) y EN 1.4410 (2507).

Diagrama 9. Diagrama de precipitación isotérmico para el acero inoxidable dúplex EN 1.4462 (2205), recocido a 1050 °C (1920 °F). (Los tipos dúplex EN 1.4362 (2304) y EN 1.4410 (2507) se muestra con fines comparativos).



Fuente: International Molybdenum Association. (2012)

La precipitación de sigma y chi (diagrama 9) se producen a temperaturas algo más altas, pero en aproximadamente el mismo tiempo que la de los carburos y nitruros. Los tipos dúplex con un mayor nivel de aleación de cromo, molibdeno y níquel tendrán una cinética sigma y chi más rápida que el EN 1.4462 (2205); en los que tengan un contenido de aleación menor será más lenta. Esto se ilustra con curvas discontinuas (diagrama 2.6), que muestran un inicio más temprano de la formación sigma y chi en el EN 1.4410 (2507), más aleado, y más tardío en el EN 1.4362 (2304).<sup>50</sup>

### 2.8.1 Fragilización a 475 °C

La International Molybdenum Association (2012)<sup>50</sup> comenta que la “fase alfa prima es estable en las aleaciones dúplex, formándose en la fase ferrita por debajo de unos 525 °C (950 °F) de la misma manera que se forma en aleaciones totalmente

ferríticas. Alfa prima provoca la pérdida de tenacidad a temperaturas ambiente en aceros inoxidable ferríticos después de mucho tiempo a unos 475 °C (885 °F); este comportamiento se conoce como fragilización a 475 °C/885 °F.

Alfa prima precipita en la fase ferrita endureciéndola y fragilizándola. Afortunadamente, como los aceros inoxidable dúplex contienen un 50% de austenita, este endurecimiento y fragilización no es tan perjudicial como en los aceros totalmente ferríticos. La pérdida de tenacidad (fragilización) por la precipitación de alfa prima es más lenta que la velocidad de endurecimiento (diagrama 9).

La fragilización alfa prima raramente es un problema durante la fabricación debido a los largos tiempos necesarios para que se produzca. Sin embargo, el límite de temperatura superior en servicio se controla por la formación de alfa prima, ya que una exposición prolongada a alta temperatura puede producir pérdida de tenacidad a temperatura ambiente”.

Los aceros inoxidable ferríticos y dúplex experimentan fragilización cuando son expuestos a temperaturas en el rango de 275 a 500 °C. El efecto es más intenso cuanto mayor es la cantidad de ferrita presente, de manera que en los aceros inoxidable 100% austeníticos este fenómeno no ocurre. Sin embargo, los aceros austeníticos moldeados o los utilizados como material de aporte en soldadura tienen una estructura que consiste en una matriz de austenita con cantidades de ferrita que oscilan entre 5 y 30%, por lo que serían susceptibles de presentar fragilización a 475 °C.

Numerosos estudios de la microestructura en soldaduras de estos aceros han puesto de manifiesto que formación de ferrita primaria durante la solidificación reduce la sensibilidad a la fisuración en caliente. Por tanto, la composición del metal de aportación suele ajustarse a la del metal que se debe soldar para provocar la solidificación de ferrita primaria.

Durante el enfriamiento, gran parte de la ferrita primaria se transforma en austenita, pero una pequeña cantidad queda retenida a temperatura ambiente.

Esta ferrita residual proporciona otros beneficios adicionales: aumenta la resistencia a la tracción y a la corrosión bajo tensión. (Anglada, 2002)

La fragilización a 475°C referida anteriormente, al estudiar los aceros inoxidable es posible danos cuenta que no sólo se refiere a los aceros dúplex, en este caso Anglada considera el mismo fenómeno para los aceros inoxidable ferríticos. Se ha podido comprobar que el principal cambio microestructural responsable de la fragilización es la descomposición espinodal de la fase ferrítica en zonas ricas en Fe y zonas ricas en Cr.

Además, existen otros procesos metalúrgicos que pueden ocurrir simultáneamente con la descomposición espinodal. Estos procesos pueden ser calificados como secundarios, ya que sólo se producen en limitadas circunstancias y, por otra parte, su presencia no suele correlacionarse claramente con los cambios en las propiedades del material.

La descomposición espinodal provoca tensiones internas incrementando considerablemente la resistencia al movimiento de dislocaciones. Esto se manifiesta mediante un aumento en el límite elástico y en la microdureza de la fase ferrítica, así como en una drástica reducción en la energía absorbida en la rotura por impacto.

El modo de deformación de la ferrita descompuesta espinodalmente cambia, apreciándose una mayor tendencia a un deslizamiento localizado y planar de dislocaciones, así como una importante contribución de la deformación por el efecto de la descomposición espinodal sobre las propiedades mecánicas se manifiesta al cabo de tiempos cortos (menos de 1 hora), a temperaturas alrededor de 475 °C, pero cerca de 300 °C la degradación de las propiedades solamente se pone de relieve al cabo de años, siendo su efecto tanto más rápido y acusado cuanto mayor es la cantidad de Cr.

La rotura de los aceros fragilizados es similar a aquella que tiene lugar por debajo de la temperatura de transición dúctil frágil típica de los aceros ferríticos. Es decir, el efecto del envejecimiento térmico sobre el micro mecanismo de fractura se

puede asociar al aumento en el límite elástico inducido por la descomposición espinodal, de la misma manera que en los metales BCC el micromecanismo de rotura a bajas temperaturas se relaciona fundamentalmente con el incremento en el límite elástico debido a que la resistencia al deslizamiento es un proceso térmicamente activado.<sup>51</sup>

### 2.8.2 Fase sigma $\sigma$

Debido a la fuerte tendencia de los aceros inoxidable dúplex a la precipitación de la fase sigma  $\sigma$ , es esencial estudiar las temperaturas a las que estos materiales se vuelven sensibles. El tiempo de "incubación" para la precipitación de la fase  $\sigma$  es de 5 minutos entre 850 ° C y 900 ° C. La ductilidad del material es fuertemente reducida por precipitación en fase  $\sigma$ .

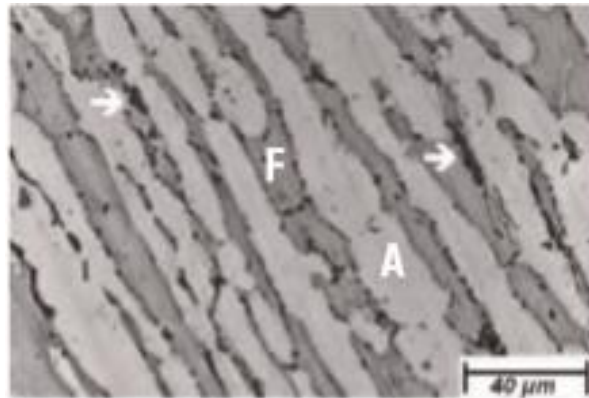
El efecto de este fenómeno aumenta a medida que aumenta la fracción volumétrica de la fase  $\sigma$ . La fase  $\sigma$  es la más exhaustivamente estudiada de todas las fases intermetálicas que aparecen en la microestructura de estos aceros, ya que, además de aparecer en una proporción más alta, afecta drásticamente la resistencia al impacto del material y su resistencia a la corrosión. Los elementos que estabilizan la ferrita favorecen la formación de  $\sigma$ . (Martins, 2005)

Como la fase sigma precipita durante el enfriamiento a temperaturas por debajo de la formación de austenita a partir de ferrita, el objetivo de evitar la fase sigma en los productos laminados se consigue controlando la temperatura de recocido y asegurando que el acero se enfríe lo más rápidamente posible desde esta temperatura.

La velocidad de enfriamiento necesaria es bastante rápida (menor a 1 minuto), lo que permite utilizar el temple con agua. Las velocidades de enfriamiento excesivas durante la fabricación sólo se requieren cuando se sueldan dimensiones muy diferentes o muy gruesas con aportes térmicos muy bajos.

En la figura 14 la microestructura de un acero inoxidable dúplex 2205 envejecido a 850 °C durante 40 minutos mostrando la fase sigma.

Figura 14 Microestructura de una muestra de 2205 envejecido a 850 °C durante 40 minutos mostrando la precipitación de la fase sigma (flechas) en los bordes de granos austenita/ferrita. La ferrita (F) aparece más oscura que la austenita (A) en la micrografía.



Fuente: International Molybdenum Association (2012)

Esta fase consiste en un compuesto intermetálico de Fe y Cr con contenidos menores de Mo. Dicha fase presenta una estructura cristalina tetragonal. Dado que su composición química efectiva en las aleaciones FeCr es aproximadamente  $\text{Cr}_6\text{Fe}_7$ .

La complejidad del arreglo atómico involucra un gran número de enlaces covalentes direccionales, lo cual causa la rigidez del marco cristalino y, de esta forma, su nula capacidad de deformación. La fase sigma precipita inicialmente en los bordes de grano que involucran a la ferrita, y luego crece hacia el interior de dicha fase, la cual es más rica en Cr y Mo. Los contenidos relativos de Cr y Mo causan un aumento en la rapidez de precipitación de sigma y en la máxima cantidad formada; a su vez, el contenido de Ni disminuye la cantidad máxima de sigma y acelera el proceso de formación. Las principales fases encontradas en el sistema ternario Fe-Cr-Ni son las soluciones sólidas ferrita (Fe, Cr, Ni), austenita (Fe, Cr, Ni) y la fase intermedia sigma ( $\text{Cr}_6\text{Fe}_7$ ). (Yaquel, H. L., 1983)

### 2.8.3 Fase chi ( $\chi$ )

La fase chi ( $\chi$ ) precipita a temperatura entre 700° C y 900°C en cantidades menores que la fase  $\sigma$ , además de que ocurre en tiempos menores, y es considerada metaestable ya que actúa como facilitadora para la formación de fase  $\sigma$ , descomponiéndose completamente en ella después de largos tiempos de exposición. (Universidad Tecnológica de Pereira, 2007)

En cuanto a su estructura cristalina, tiene una forma tipo BCC (cúbica centrada en el cuerpo). La celda unitaria contiene 58 átomos por celda. Una típica composición es  $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$ , la cual tiene como principales elementos al hierro, cromo y molibdeno, aunque también puede presentarse níquel y titanio. Generalmente esta fase precipita en los límites de grano, pero también en sitios intragranulares sobre las dislocaciones (Sourmail, 2001).

En cuanto a su precipitación, se presenta en un acero 321 pero en pequeñas cantidades. Como se mencionó anteriormente, la fase  $\chi$  es una fase importante en el acero 316, cuando el tiempo de permanencia es muy prolongado. Se ha reportado su aparición para tiempos de 25 000 horas y temperaturas entre 700 y 850°C, también junto con la fase sigma entre 715 y 850°C, para tiempos hasta 5000 horas. Sin embargo, en una investigación realizada por Stoter (1981) no se reportó después de 28 000 y 60 000 horas a 650°C.

### 2.8.4 Precipitación de carburos y nitruros

“El inicio de la precipitación de los nitruros y carburos de cromo se produce en un tiempo relativamente “lento” de 1-2 minutos, que es más lento que en los tipos ferríticos o los austeníticos altamente aleados y se debe, en parte, a la alta solubilidad del carbono y del nitrógeno en la fase austenita con poco níquel y, posiblemente, a un efecto de retraso del nitrógeno en la precipitación de carburos.

Como resultado, los tipos dúplex son relativamente resistentes a la sensibilización en el enfriamiento. La cinética de formación de carburos y nitruros en estos tipos sólo es marginalmente afectada por el cromo, molibdeno y níquel, de manera que todos los tipos de inoxidable dúplex aleados con nitrógeno tienen una cinética similar a la del 2205 respecto a estos precipitados.

El uso de nitrógeno como elemento de aleación en los inoxidables dúplex significa que pueden aparecer nitruros de cromo en los bordes de granos ferrita-ferrita y austenita-ferrita de la zona afectada térmicamente de las soldaduras. Si se forman en gran cantidad bajo condiciones en las que las zonas pobres de cromo no tienen tiempo para homogeneizarse durante el recocido, estos nitruros de cromo pueden reducir la resistencia a la corrosión.

Sin embargo, como un mayor contenido de nitrógeno promueve la austenita, que tiene alta solubilidad para el nitrógeno, los inoxidables dúplex de segunda generación raras veces contienen significativas cantidades de nitruros de cromo. Además se fabrican con contenido de carbono muy bajo, por lo que la formación de carburos perjudiciales no es normalmente un problema práctico". (International Molybdenum Association, 2012)

La precipitación de nitruros de cromo ( $\text{Cr}_2\text{N}$ ) son favorecidos por el aumento en la cantidad de nitrógeno, sucediendo en el intervalo de temperaturas entre 700°C y 900°C por el enfriamiento rápido desde altas temperaturas de solubilización como consecuencia de una sobresaturación de nitrógeno en la ferrita. Ocurre preferencialmente en los límites de grano ferrita/ferrita, pero también puede ocurrir intergranularmente. (Universidad Tecnológica de Pereira, 2007)

Los aceros inoxidables austeníticos contienen de 16 a 25% Cr, de 8 a 20% Ni y entre 0.03 y 1% C. El límite de solubilidad del carbono en austenita es de aproximadamente 0.05% a 800°C y crece hasta alcanzar el 0.5% a 1000°C (Fig. 1.3). Los tratamientos de solubilización entre 1050 y 1150°C absorben en solución a todo el carbono presente y con un enfriamiento rápido desde estas temperaturas se retiene el carbono en sobresaturación dentro de la austenita hasta la temperatura ambiente.



Sin embargo, los enfriamientos lentos por debajo de la línea de solvus, particularmente entre 500 y 850°C, producen una difusión del carbono fuera de la austenita, usualmente en la forma de carburos ricos en cromo; este fenómeno puede llegar a suceder aun cuando el contenido de carbono sea bajo (0.02%). (Honeycombe, 1981)

La tabla 10 resume varias reacciones de precipitación y límites de temperatura importantes para los aceros inoxidable dúplex.

Tabla 10 Temperaturas típicas para reacciones de precipitación y otras reacciones características en aceros inoxidable dúplex

	<b>EN 1.4462 (2205)</b>		<b>EN 1.4410 (2507)</b>	
	°C	°F	°C	°F
<b>Rango de solidificación</b>	1470 a 1380	2680 a 2515	1450 a 1350	2640 a 2460
<b>Temperatura de oxidación en aire</b>	1000	1830	1000	1830
<b>Formación de fase sigma</b>	700 a 950	1300 a 1740	700 a 1000	1300 a 1830
<b>Precipitación de carburos</b>	450 a 800	840 a 1470	450 a 800	840 a 1470
<b>Fragilización 475°C/885°F</b>	300 a 525	575 a 980	300 a 525	575 a 980

Fuente: International Molybdenum Association. (2012)

## CAPÍTULO III

### SOLDADURA DE LOS ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX

En este capítulo se analizan las características y los procesos más adecuados de soldadura para los aceros inoxidable dúplex, así como las ventajas y desventajas que pueden existir con cada uno de ellos.

De acuerdo a la International Molybdenum Association (2012) los aceros inoxidable dúplex de primera generación ofrecían buenos rendimientos, pero presentaban limitaciones en las zonas soldadas. La zona afectada térmicamente (ZAT) tiene una tenacidad reducida, debido al exceso de ferrita y una resistencia a la corrosión considerablemente menor que la del metal base.

Estos problemas limitaban el uso de los aceros inoxidable dúplex de primera generación, normalmente sin soldarlos, a algunas aplicaciones específicas. La invención en 1968 del proceso de afinado del acero inoxidable por descarburación con argón y oxígeno (AOD, siglas en inglés) amplió el espectro de posibilidades de nuevos aceros inoxidable. Entre los avances obtenidos gracias al proceso AOD se incluía la adición deliberada de nitrógeno como elemento de aleación. La aleación con nitrógeno de los aceros inoxidable dúplex permite que la tenacidad de la ZAT y la resistencia a la corrosión de la unión soldada sean similares a las del metal base.

Como ya se mencionó con anterioridad, con frecuencia se afirma que el equilibrio de fases de los inoxidable dúplex es del "50-50", cantidades iguales de austenita y ferrita. Sin embargo, esto no es estrictamente cierto ya que los inoxidable dúplex modernos contienen un 40-50 % de ferrita, siendo el resto austenita. Se acepta generalmente que los beneficios característicos de los inoxidable dúplex se consiguen cuando contienen al menos un 25 % de ferrita y el resto de austenita.

En algunos de los procesos de soldadura, especialmente los que utilizan fundente protector, el equilibrio de fases se ha ajustado con un aumento de austenita para

mejorar la tenacidad, compensando la pérdida de esta propiedad asociada a la absorción de oxígeno del fundente. La tenacidad de estos metales de aporte se sitúa muy por debajo de los altos valores posibles en chapas o tubos recocidos, pero la tenacidad del metal de soldadura puede seguir siendo adecuada para el servicio previsto.

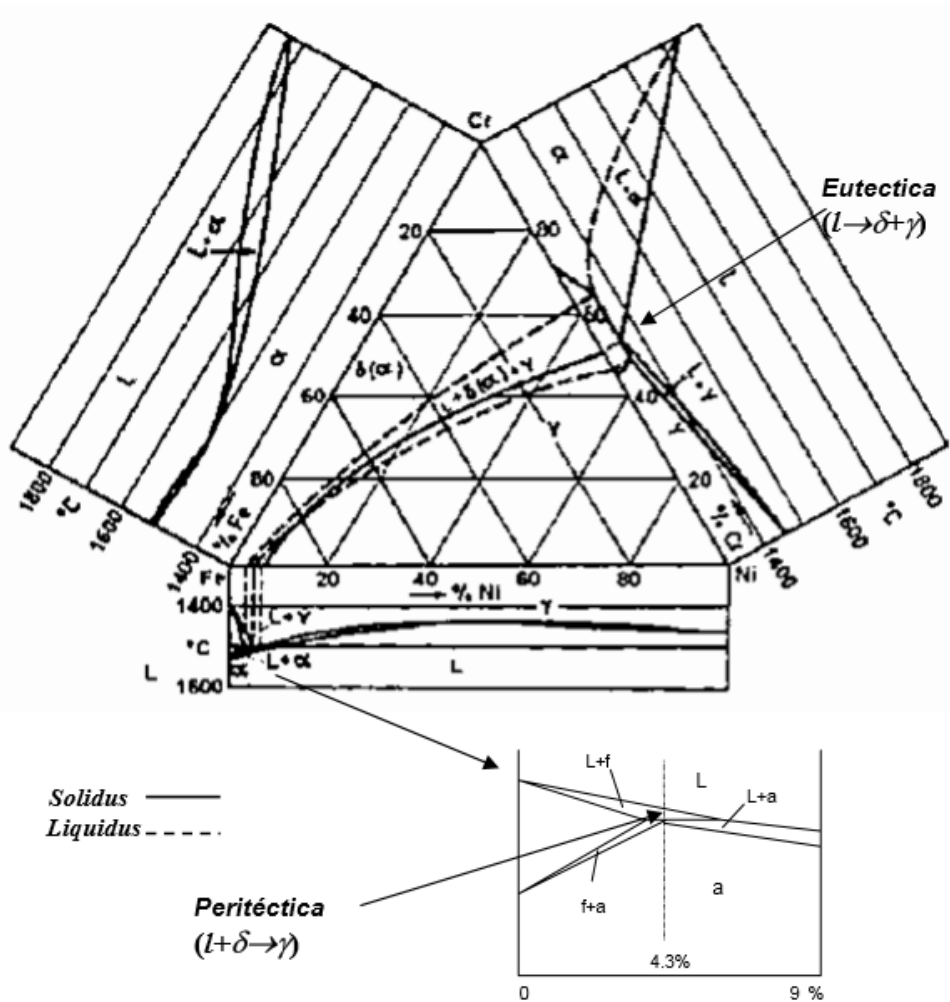
Ninguno de los procesos de soldadura producirá una tenacidad tan alta como la del producto forjado totalmente recocido. Solicitar que el contenido de ferrita del metal de soldadura tenga un valor mayor que el mínimo requerido al inoxidable dúplex recocido, podría ser una limitación innecesaria sobre los procesos de soldadura aplicables. (International Molybdenum Association, 2012)

### 3.1 Estructura y transformaciones de fase en la soldadura de aceros inoxidables dúplex

Normalmente el equilibrio de fases en la ZAT, partiendo de chapa o tubo forjado con un ciclo térmico adicional, es ligeramente más férrico que el material original. La determinación metalográfica precisa del equilibrio de fases en la ZAT es casi imposible. Si esta zona es altamente ferrítica, podría ser indicativo de un inusual temple extremadamente rápido que produjese exceso de ferrita y pérdida de tenacidad. (International Molybdenum Association, 2012).

En la tesis titulada Estudio de la soldadura en aceros austeníticos (Ibañez, 2005), dirigida por la Dra. Ing. Rosalba Guerrero Aslla, nos dice que para comprender el mecanismo de solidificación, en la soldadura de aceros inoxidables dúplex, es necesario un estudio del diagrama de fases Fe-Cr-Ni. Las proyecciones líquido y sólido del diagrama ternario Fe-Cr-Ni, junto con sus constituyentes binarios (Fe-Cr, Cr-Ni, Fe-Ni) se muestran en el diagrama 10.

Diagrama 10 Proyecciones del liquidus y solidus en el sistema Fe-Cr-Ni, junto con sus constituyentes binarios.



Fuente: Folkhard (1988)

El sistema Fe-Cr es isomorfo (presenta una sola fase  $\alpha$ ) a temperaturas por debajo del rango de solidificación hasta temperatura ambiente. El diagrama Cr-Ni presenta una reacción eutéctica a 1345 °C y al 49% de níquel. En el sistema Fe-Ni, la fase ferrita delta forma un corto bucle peritético en el lado del Fe (diagrama 10), después el sistema es completamente soluble hasta el 100% de níquel.

Debido a esta reacción, la proyección líquido en el diagrama ternario empieza en la reacción peritética en el diagrama Fe-Ni ( $l$  (líquido) +  $\delta$  (ferrita)  $\rightarrow$   $\gamma$  (austenita) y se dirige hacia la reacción eutéctica ( $l \rightarrow \delta + \gamma$ ) en el sistema Cr-Ni. En la zona del

cromo y níquel enriquecido la reacción eutéctica ternaria ocurre a aproximadamente a los 1300°C para el 49% Ni y 51% Cr.

“La primera fase en solidificar (austenita o ferrita), se determina por la posición de la aleación con respecto a la línea del liquidus (temperatura de inicio de la solidificación), ya sea en el campo de la austenita ( $\gamma$ ) o ferrita ( $\delta$ ) y de acuerdo a la composición puede experimentar una reacción peritética o eutéctica.

La transición desde la reacción peritética hacia la eutéctica en las aleaciones Fe-Cr-Ni ocurren para el 17,2% de cromo y 11.9% de níquel. Bajo condiciones de equilibrio la reacción peritética ocurre para composiciones mayores al 75% de Fe. Sin embargo, experimentos han revelado que esta reacción puede ocurrir para composiciones muy aleadas probablemente debido a la micro segregación.

Se cree que la ocurrencia de la reacción peritética es importante desde el punto de vista del agrietamiento en caliente, en la soldadura. Una reacción peritética provoca una interfaz de dos fases líquido + ferrita = austenita, por lo que se contará con dos fases en contacto con líquido. Esto disminuye la "adherencia" de líquido en los límites de granos heterogéneos, lo cual retardaría la formación de microfisuras.” (Shankar, 2003)

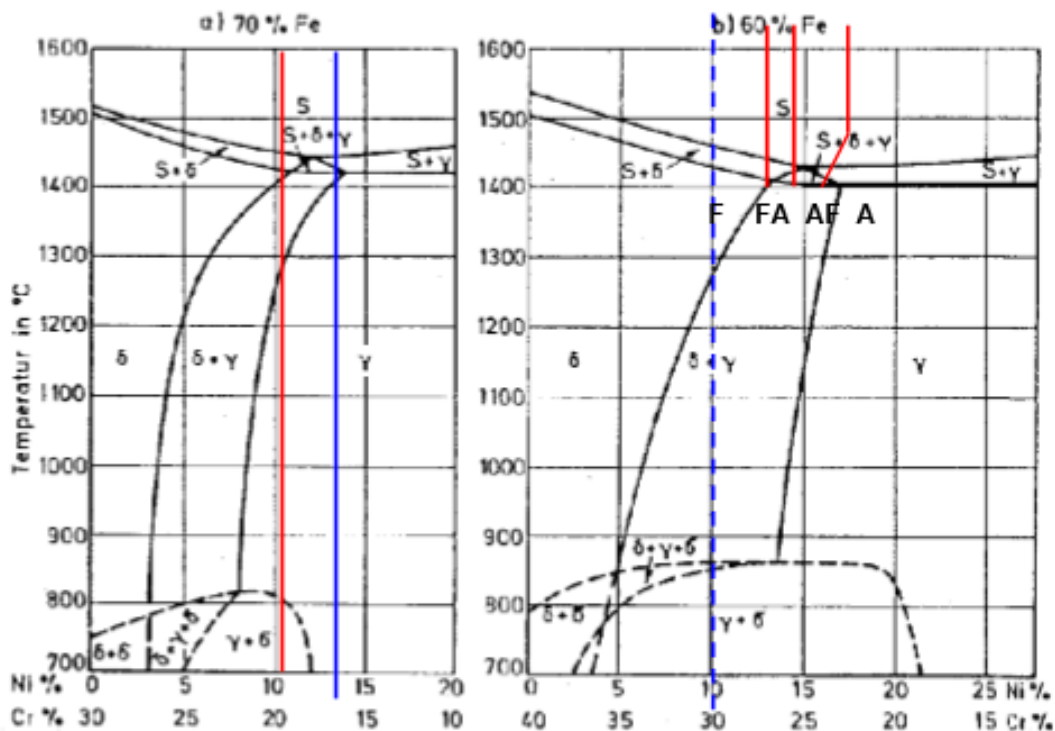
Por ejemplo, para una aleación de 30% Cr, 10% de Ni, 60% de hierro, el diagrama predice que la aleación solidifica primero como ferrita. Conforme disminuye la temperatura, pasa del campo monofásico ferrita a la región bifásica austenita-ferrita ( $\delta+\gamma$ ). Así, la microestructura resultante en la zona de fusión será una mezcla entre austenita y ferrita. Es importante señalar que, al disminuir la temperatura, disminuye la estabilidad térmica de la ferrita transformándose en austenita. Además, debido a las condiciones de no equilibrio (enfriamiento rápido), propias de la soldadura, se presenta un determinado porcentaje de ferrita retenida a temperatura ambiente. Este porcentaje generalmente está determinado por la composición de la aleación.

“Existen cuatro modos de solidificación: Austenítico (A), austenítico primario (AF), ferrítico primario (FA) y ferrítico (F). Los rangos aproximados de la composición en los cuales ocurren estos modos se tratarán en el punto 3.2.

Las aleaciones que solidifican en el modo A presentan una sola fase a temperatura ambiente, mientras que aquellas que se encuentran cerca del ring peritéctico ( $\delta+\gamma$ ) solidificarán en el modo austenítico primario AF, formando ferrita eutéctica.

Las composiciones que solidifican en los modos FA (Ferrítico primario) y F (Ferrítico), pasan a través de la región bifásica ( $\delta+\gamma$ ) aproximadamente a 1300°C, ingresando nuevamente al campo de la austenita, por ejemplo: 25 %Cr, 10% Ni, 60% Fe. Esto se debe a la asimetría del campo bifásico, donde están presentes las dos fases (austenita, ferrita), hacia el lado enriquecido en cromo, tal como se aprecia en el diagrama 11.”

Diagrama 11. Diagrama de constitución Fe-Cr-Ni para el hierro al 70% y 60%.



Fuente: Nassau (1993)

Aleaciones como los tipos AISI 304 (18 %Cr, 8 %Ni) y 316 (16-18%Cr, 10-14 %Ni), presentan los modos de solidificación FA, AF respectivamente (ver diagrama 11 al 70% Fe). Sin embargo, una ligera diferencia en la composición ocasionaría un cambio del modo de solidificación. También se observa que, después de pasar por el campo bifásico ( $\gamma+\delta$ ), podrían sufrir transformaciones en estado sólido a una estructura completamente austenítica. Para altos porcentajes de cromo sobre níquel, la microestructura a temperatura ambiente podría retener considerable cantidad de ferrita, como por ejemplo en los aceros austeno-ferríticos. (Shankar, 2003)

### 3.2 Solidificación en aceros inoxidable y la precipitación de la ferrita.

La micro segregación es un fenómeno que no puede evitarse durante la soldadura. Este fenómeno provoca cambios en las fases resultantes de la solidificación, además de alterar sus composiciones.

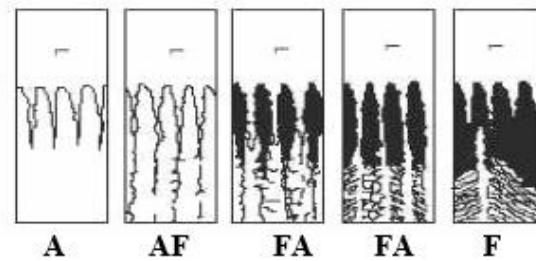
La micro segregación de los principales elementos (Cr, Ni) en los aceros inoxidable soldados, se ha investigado por Koseky (1996). Teniendo en cuenta los diferentes modos de solidificación se puede comentar que, en los aceros con modo de solidificación austenítico, las regiones interdendríticas están ligeramente enriquecidas en cromo y níquel.

Para el modo de solidificación austenítico-ferrítico (AF), la austenita solidifica primero y la ferrita delta se forma del líquido retenido entre las dendritas de austenita, presentando un significativo enriquecimiento de cromo y carencia de níquel. Cuando los modos FA y F toman lugar, el núcleo dendrítico está significativamente enriquecido en cromo y carente de níquel.

Los núcleos de ferrita en las zonas ricas en cromo y carentes de níquel se presentan como una fase en no-equilibrio. La segregación del cromo a ferrita y del níquel a austenita juega un rol principal en estabilizar la ferrita en la subsiguiente transformación en estado sólido (posterior a la solidificación).

Tal como se comentó anteriormente, la austenita crece dentro de la fase ferrita delta, provocando una disminución de la fracción en volumen de ferrita. A temperatura ambiente la estructura será austenítica con un pequeño volumen de ferrita delta.

Figura 15 Representación esquemática de los modos de solidificación en los



Fuente: Tesis “Estudio de la soldadura en aceros austeníticos” (2005)

En los modos de solidificación AF y F, el 70-100% de ferrita delta podría formarse al final de la solidificación, donde la ferrita se transforma casi completamente a austenita en estado sólido durante el enfriamiento. En los aceros austeníticos la cantidad de ferrita retenida puede variar desde pequeños porcentajes a valores tan altos como 15-20%.

Esto se debe por dos factores:

Primero al modelo de segregación del cromo y níquel posterior a la solidificación. Segundo, a las rápidas tasas de enfriamiento durante la soldadura.

En la figura 15 se observa una representación esquemática de los cinco modos de solidificación.

### 3.3 Diagrama de Schaeffler.

Existen varios trabajos de investigación enfocados a predecir los modos de solidificación y la cantidad de ferrita delta de los aceros inoxidables. Es decir, se



enfocan en el efecto de la composición química en la ocurrencia de los distintos modos de solidificación a partir de los conceptos del cromo y níquel equivalente.

Los conceptos del cromo y níquel equivalente, representan una suma ponderada de los elementos estabilizadores de ferrita (Cr, Mo, Si, Nb) y de los elementos estabilizadores de austenita (Mn, Ni, N, C, Cu) respectivamente, determinados en función de los elementos de aleación y la observación directa de la microestructura post-soldada.

La composición de una soldadura se ve afectada por la composición del metal base, la composición de cualquier metal de relleno usado (y la dilución entre los dos), las reacciones con el flujo o el gas de protección y cualquier pérdida de material asociada con el proceso. Estos factores son, a su vez, controlados en gran medida por la configuración de la soldadura, la selección del proceso, los parámetros y la estabilidad.

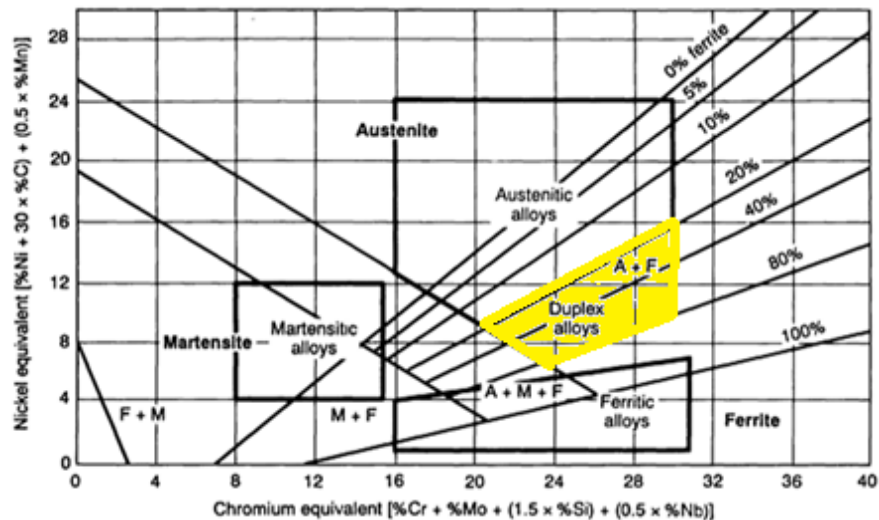
El diagrama de Schaeffler para los aceros inoxidable es un ejemplo de composición controlada por dilución. La composición de los metales de soldadura y la microestructura se predice con base en el "estabilizador de ferrita" y el contenido de "estabilizador de austenita" del metal base, el equivalente de níquel y el equivalente de cromo del metal de aporte y el nivel de dilución.

La microestructura se pronosticará como martensítica, ferrítica o austenítica, y se estimará el nivel de ferrita en la soldadura. En estas soldaduras, los números de ferrita por debajo de 4 indican microestructuras en las que pueden formarse compuestos de bajo punto de fusión en los límites de grano, y las soldaduras pueden ser propensas al craqueo en caliente.

Por el contrario, las soldaduras con números de ferrita superiores a 10 tienen una resistencia a la corrosión reducida y pueden ser susceptibles a la formación de fase sigma ( $\sigma$ ) a altas temperaturas. El diagrama de Schaeffler ha sido revisado muchas veces para adaptarse a diferentes modificaciones de aleaciones. El diagrama de Schaeffler (Diagrama 12) se ha convertido en el "mapa de ruta" de los aceros inoxidable. Los márgenes de composición de las aleaciones ferrítica,

martensítica, austenítica y dúplex se han superpuesto en este diagrama. (ASM International, 1990)

Diagrama 12. Diagrama de Schaeffler que muestra las composiciones de las aleaciones ferrítica, martensítica, austenítica y dúplex.



Fuente: ASM Vol. 6 (1991)

En color amarillo se resalta la zona dúplex.

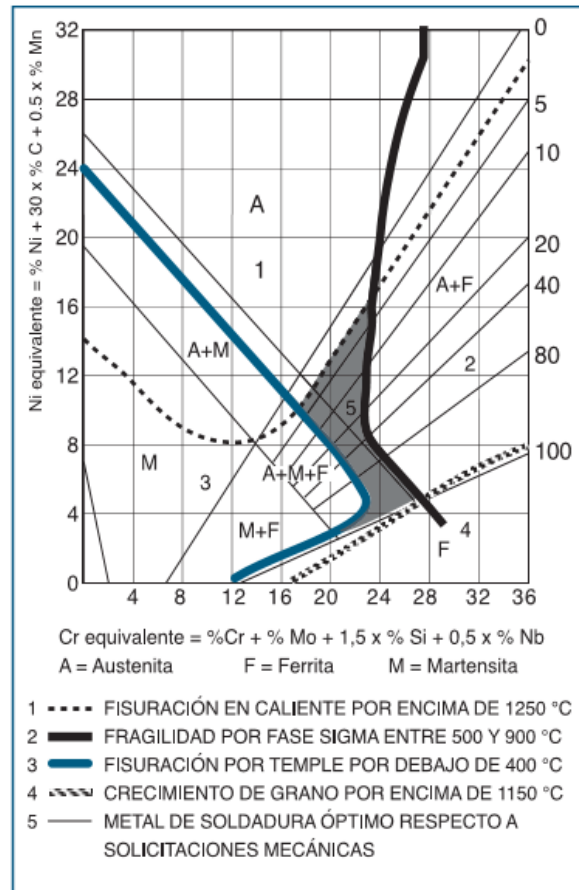
El cromo equivalente incorpora los elementos alfa generadores (formadores de ferrita) y el níquel equivalente los elementos gamma generadores (formadores de austenita). Cada elemento va multiplicado por un factor que depende de su grado de influencia en la formación de ferrita o austenita, respectivamente.

Cromo equivalente:  $\%Cr + \%Mo + (1,5 \times \%Si) + (0,5 \times \%Nb)$ .

Níquel Equivalente:  $\%Ni + (30 \times \%C) + (0,5 \times \%Mn)$ .

El diagrama de Schaeffler muestra la presencia de las fases austenítica, ferrítica, martensítica y dúplex propias de los aceros inoxidables cuando son enfriados a las velocidades normales de soldadura. Además presenta las zonas de fragilización en frío debido a la presencia de martensita, la zona de fragilidad en caliente originada por la presencia de austenita, la zona de fragilidad por presencia de fase sigma y la zona de crecimiento de grano ferrítico (ver diagrama 13). (Ibarra, 2010)

Diagrama 13 Zonas críticas diagrama de Schaeffler



Fuente: Ibarra (2010)

Suponemos que la mejor manera de tener una buena soldadura en AID, es cuando el proceso se apoya en el diagrama de Schaeffler, en el cual se puede predecir el tipo de soldadura que vamos a obtener, tomando en cuenta el material base y el material de aporte.

Al soldar se genera un gran aporte térmico en la Zona Afectada Térmicamente (ZAT), lo cual hace que se eleve la temperatura hasta el grado de austenización, entonces gran parte del porcentaje de ferrita que había en el material se convierte en austenita, mientras se mantiene a esa temperatura. Para poder conservar el equilibrio de fase austenita-ferrita es necesario tener una adecuada velocidad de enfriamiento, ya que las velocidades de enfriamiento altas, favorecen la retención de ferrita. De igual manera, las velocidades de enfriamiento bajas, producen fases

intermetálicas. A su vez si agregamos nitrógeno, este influye en un incremento de la temperatura a la que la ferrita comienza a transformarse en austenita, por lo cual a velocidades de enfriamiento altas se puede alcanzar el equilibrio de fases.

Soldar en AID tal vez tenga un grado de complejidad mayor que en cualquier otra aleación, pero si se elige el material de aporte correcto y el soldador tiene la experiencia necesaria, se tendrá una soldadura de calidad.

La zona bifásica

La zona 5 del diagrama 13 es pequeña y representa estructuras tenaces, la zona de alta austenítica y poca ferrita es la más apreciada (entre 5% y 10%), posterior a la línea oscura del diagrama de fragilidad por fase sigma, se encuentran los aceros dúplex (zona 2), y queda en evidencia la importancia de una cuidadosa selección del metal de aporte.

En la gráfica 14 podemos explicar de una manera más clara el papel que juegan tanto el metal de aporte como el metal base.

Para determinar el punto del gráfico que representa al metal depositado se procede de la siguiente manera:

1.- A partir de bajas porciones de cromo y níquel equivalente, es posible precisar las mejores condiciones para depositar el metal base.

Cromo Equivalente:  $\%Cr + \%Mo + 1,5x \% Si + 0,5x \% Nb$

Níquel Equivalente:  $\% Ni + 30 x \% C + 0,5x \% Mn$

2.- El punto del gráfico que representa la composición química de la mezcla de los dos metales base, se encontrará en la recta que une los puntos 1 y 2 independientemente del porcentaje de dilución de cada uno durante el proceso de soldadura. Si se dan las condiciones para que ambos materiales participen en similar proporción (igual espesor, igual bisel, arco simétricamente direccionado, igual precalentamiento de ambos materiales), el punto que representa la mezcla de ambos materiales se ubicara en el medio de dicha recta. Punto 3.

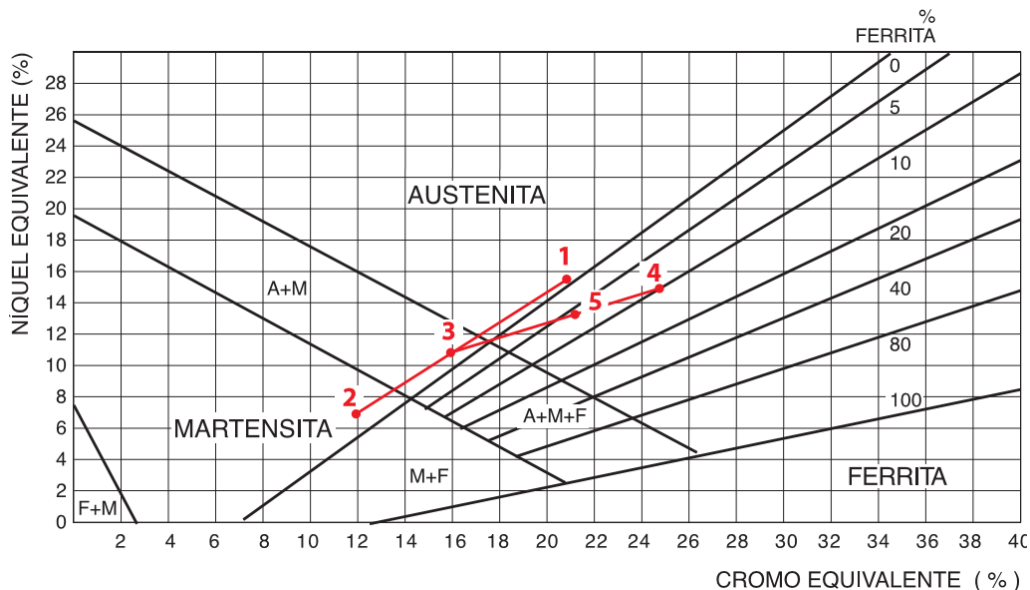
3.- Se calcula el cromo y níquel equivalente del metal de aporte y se ubica en el diagrama el punto que representa dicho metal. Punto 4.

4.- El punto del diagrama que representa la mezcla final de los 3 metales se ubicará en la recta que une el punto 3 y 4, más cerca o lejos del material de aporte de acuerdo al porcentaje de dilución del material base, lo cual a su vez es función del proceso de soldadura y sus parámetros (intensidad de corriente, longitud de arco, etc.).

Generalmente, para un proceso de soldadura con electrodo revestido (SMAW), se considera un porcentaje de dilución de 30% de metal base. Luego el punto del diagrama que representa la mezcla final del cordón de soldadura (Punto 5) se encontrará más cerca del punto 4 (metal de aporte).

5.- Las propiedades mecánicas del metal depositado pueden estimarse de acuerdo a la ubicación del punto 5 en el diagrama de fase. Dicho punto idealmente debe evitar las 4 zonas críticas del diagrama de Schaeffler, esto puede variar dependiendo de la aplicación específica de la unión soldada”. (Ibarra, 2010)

Diagrama 14 Representación mediante el diagrama de Schaeffler del material depositado en la soldadura.



Fuente: Ibarra (2010)

### 3.4 Directrices generales para la soldadura de los aceros inoxidable dúplex.

Los problemas más importantes con los inoxidable dúplex están relacionados con la ZAT y no con el metal de soldadura. Los problemas de la ZAT son pérdida de resistencia a la corrosión, tenacidad o agrietamiento posterior la soldadura. Para evitar estos problemas, el procedimiento de soldadura se debe centrar en minimizar el tiempo total a temperatura en el rango del "rojo vivo", más que en el aporte térmico de cada pasada.

La experiencia ha demostrado que con este enfoque se pueden conseguir procedimientos óptimos desde un punto de vista técnico y económico. (International Molybdenum Association, 2012)

Si los niveles de ferrita se encuentran entre 20 y 70% en el acero dúplex es una cantidad aceptable, dado que aún conserva propiedades mecánicas elevadas y una buena resistencia a la corrosión. En el momento en que la soldadura ha sido realizada, la resistencia de la unión soldada es un poco inferior a la del metal base, debido al ciclo de temperatura al que se expone la soldadura a la ZAT, la forma de la superficie soldada y a los defectos e impurezas generados al soldar.

Por tal motivo, para obtener una resistencia óptima a la corrosión, en la zona soldada, es importante que las superficies de la chapa y la soldadura estén limpias y lisas. Es recomendable eliminar o decapar el metal de soldadura y la ZAT de la misma. Se deben tener presente los cuidados necesarios para realizar la soldadura, elegir el método que mejor convenga para efectuarla, puesto que esto también influye de forma significativa en la calidad final del producto realizado con acero dúplex. (Giachino, 1981)

### 3.4.1 Limpieza antes de la soldadura

La medida de limpiar antes de la soldadura todas las zonas que vayan a calentarse es aplicable tanto a los inoxidables dúplex, como a todos los aceros inoxidables. Las composiciones químicas del metal base y de aporte se han desarrollado suponiendo que no hay fuentes adicionales de contaminación.

La suciedad grasa, aceite, pintura y las fuentes de humedad de cualquier tipo interferirán con las operaciones de soldadura afectando adversamente a la resistencia a la corrosión y a las propiedades mecánicas de la construcción soldada. La cualificación de los procedimientos no es eficaz si no se limpia cuidadosamente el material antes de la soldadura.

Para este procedimiento, el ingeniero Hugo Cárdenas experto en aceros inoxidables dúplex que integran el cuerpo de algunos recipientes a presión (PCL Industrial Services, California, USA), comenta que hay otras consideraciones en los aceros dúplex, como evitar la contaminación de otros productos ajenos a la aleación que se trabaja. Recomendó utilizar el siguiente proceso:

#### 3.4.1.1 Procedimiento de limpieza del acero inoxidable dúplex 2205 con E-NOX Clean.

Figura 17. Paso 1: Aplique E-NOX Clean y dejarlo reposar durante 3 minutos



Figura 167 Paso 2: Eliminar la herrumbre (No fibras metálicas)





Figura 18. Paso 3: Limpie el exceso

Figura 19. Paso 4: Enjuague con agua



Figura 20 Paso 5: Neutralizar con matriz (clasificada con el color oro en la marca del spray que se utiliza, familia uno).



Figura 21 Paso 6: Enjuague con agua corriente una vez mas



#### 3.4.2 Pre calentamiento

Un aspecto a tener en cuenta en la soldadura de acuerdo a Sepúlveda (2016) es la generación de calor, puesto que, si es considerable, puede dar lugar a que en la ferrita se forme entes fragilizantes como las fases sigma y alfa prima, mencionadas con anterioridad. Por ejemplo, cuando se trabaja con materiales que tienen un espesor de 6 mm no es necesario precalentarlo, aún menos si el material de aporte posee gran contenido de Níquel. Cuando el material tiene mayor grosor, es recomendable realizar un precalentamiento para evitar fisuras en la soldadura. Si la soldadura genera poco calor (0.6kJ/mm) lo ideal es precalentar a 95°C – 205°C, con el objetivo de minimizar el enfriamiento acelerado y disminuir la cantidad de ferrita en la soldadura.

#### 3.4.3 Tratamientos térmicos posteriores a la soldadura

De acuerdo a Giachino (1981), debemos tener en cuenta que variables como temperatura, el material utilizado y la posición en que es llevado a cabo el procedimiento, influyen para que el acero dúplex pierda o no sus propiedades físicas y mecánicas. Es importante saber que cuando existe un alto contenido de

ferrita en la soldadura, es posible que se reduzca notoriamente la resistencia del acero dúplex a la corrosión en ambientes hostiles.

En caso de que ocurra este problema es necesario realizar un templado entre 1040°C y 1150°C, para que la estructura del material vuelva a un porcentaje ferrita-austenita equilibrado, aunque, vale decir, que este proceso además de ser poco práctico es costoso. También es posible incrementar el contenido de níquel en el metal de aporte con el fin de formar más niveles de austenita, para que, una vez realizada la soldadura, posea entre 30 y 60 por ciento de ferrita.

Así mismo, cuando se producen chapas, tuberías o bobinas de este material, es posible que se implemente un tratamiento térmico que logre un equilibrio de austenita y ferrita. Aunque, al soldar dichas piezas las circunstancias de enfriamiento puede que no sean idóneas, por lo que el enfriamiento es apresurado y no da lugar a que se forme la austenita; por ende, con el fin de obtener una estructura equilibrada, los metales de aporte pueden sobre-alearse con níquel, elemento que causa un efecto estabilizador en la austenita.

#### 3.4.4 Procesos de soldadura más utilizados

Existen muchos tipos de soldadura, pero no en todos los casos se puede utilizar para soldar AID. A continuación, se presentan los tipos aplicables para los aceros bifásicos.

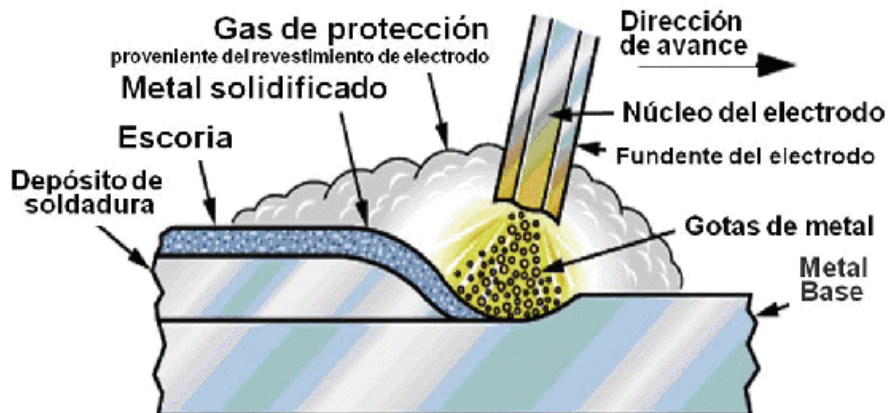
##### 3.4.4.1 SMAW

Es un proceso que incluye un arco entre un electrodo cubierto y el charco de soldadura. Este proceso se usa con protección de la descomposición de la cobertura del electrodo, sin la aplicación de presión y con el metal de aporte proveniente del electrodo.

En la figura 22 se muestra el proceso de soldadura por arco metálico protegido. El arco se inicia tocando momentáneamente el electrodo con el metal base. El calor del arco funde la superficie del metal base para formar un charco fundido.

El metal del electrodo fundido se transfiere a través del arco hacia el charco fundido y se convierte en el metal de soldadura depositado. El depósito se cubre con escoria proveniente del revestimiento del electrodo. El arco y el área inmediatamente quedan envueltos por una atmosfera de gas de protección producida por la desintegración del revestimiento del electrodo. (Cary H. , 1992)

Figura 22 Esquema del proceso de soldadura SMAW



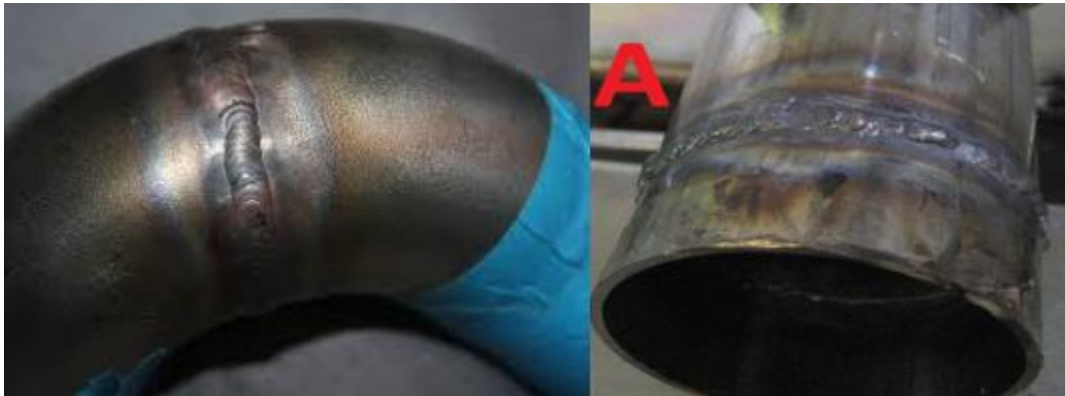
Fuente: Universidad De Magdalena

La soldadura SMAW es idónea para soldar en diversas posiciones, en lugares donde hay acceso limitado y por una sola cara. Es importante que el operario, con el fin de no captar nitrógeno, utilice un arco corto, puesto que, de no hacerlo, puede ocasionar la generación de poros y oxidación del material. (Giachino, 1981)

El Ing. Hugo Cárdenas, menciona que “este método presenta muchas desventajas por la limitación en la longitud de la varilla, aunque no es el método de preferencia también puede ser usado, sólo que el soldador tiene que tratar de unir el cordón de soldadura cada vez que empieza con un nuevo electrodo.

No todos los soldadores tienen esta habilidad (en la figura 23 se observa un cordón de soldadura hecha por un soldador con poca habilidad) y tratan de esmerilar el final de cada cordón producido para poder difuminar la conexión entre cordones. Esto no es recomendable a menos que se haga en pequeñas pausas para evitar el calentamiento por fricción que es uno de los factores para el endurecimiento por formación de ferrita.”

Figura 23. Imágenes de un equipo fabricado con el proceso de SMAW, en las cuales se puede observar una mala calidad en la soldadura.



Fuente: PCL Industrial Services

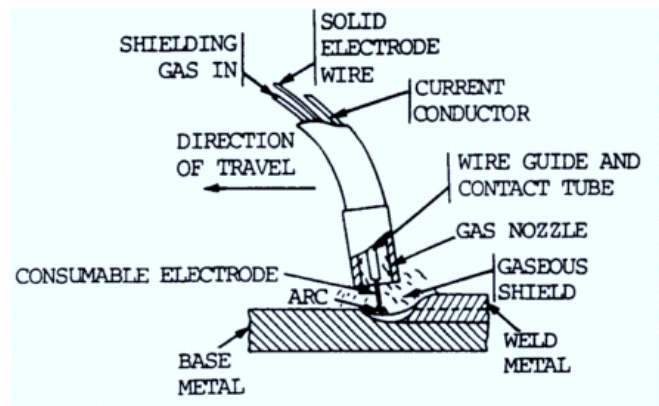
En resumen las juntas en el acero inoxidable dúplex son comparables con el concreto ya que una vez se ha fraguado (solidificado en el acero) cuando existe agrietamiento la reparación siempre será notable y no existirá una estructura homogénea en el material.

Este procedimiento es también costoso ya que también es un procedimiento lento además de que se está limitado por la longitud de la varilla, lo cual obliga la intermitencia del proceso.

### 3.4.4.2 GMAW

La soldadura MIG/MAG (Metal Inert Gas) o (Metal Active Gas), dependiendo del gas que se inyecte, también denominada GMAW es un proceso de soldadura por arco bajo gas protector con electrodo consumible. El arco se produce mediante un electrodo formado por un hilo continuo y las piezas a unir, quedando este protegido de la atmósfera circundante por un gas inerte (soldadura MIG) o por un gas activo (soldadura MAG), en la figura 24 se muestra este proceso. (Giachino, 1981)

Figura 24. Esquema del proceso de soldadura GMAW



Fuente: [www.roadkillcustoms.com](http://www.roadkillcustoms.com)

Hay algunas variantes de este proceso, se le han dado muchos y distintos nombres comerciales. Por ejemplo, las variantes se denominan soldadura MIG, CO<sub>2</sub>, con alambre delgado, por arco de rocío, por arco pulsado, de transferencia por inmersión, por arco de corto circuito. Estas variaciones son de suficiente importancia y por tanto cada una será claramente definida y explicada.

El proceso de soldadura por arco de metal con gas se empezó a desarrollar para soldar aluminio utilizando un gas inerte como protección (MIG). Para soldar aceros los gases inertes eran costosos y se seleccionó un gas activo, CO<sub>2</sub>. La selección

de CO<sub>2</sub> se basó en el análisis de los gases que se forman por la desintegración de los revestimientos de electrodos cubiertos.

Esta variación se denominó soldadura CO<sub>2</sub>. Nunca fue demasiado popular entre soldadores debido a la alta temperatura y a la necesidad de altas velocidades de desplazamiento. La transferencia de metal era globular y las salpicaduras eran mayores que lo deseado. Los esfuerzos para refinar esta variación condujeron a otra variedad adaptable a todas las posiciones, utilizando aun protección de gas CO<sub>2</sub> pero con electrodo de diámetro más pequeño.

Esta variación se denomina transferencia de metal encorto circuito o soldadura de transferencia por inmersión. La necesidad de mejorar las apariencias del trabajo soldado condujo a mezclas de gas de protección formadas de argón y de CO<sub>2</sub>, lo cual proporcionó una superficie de soldado más suave y de apariencia agradable.

Otros avances con diferentes gases de protección llevaron a la variedad de “arco de rocío”, que utilizaba electrodos de diámetro mayor, con una mezcla de gas de protección de 95% de argón y 5% de oxígeno. Esta mezcla de gas produjo una transferencia de metal del tipo de rocío y soldados con una superficie extremadamente suave.

Una variante posterior es la soldadura por arco pulsante, en la que la corriente se pulsa a intervalos regulares para crear una transferencia discreta de metal a través del arco en lugar de una transferencia aleatoria, como ocurre en otras variantes.

Del mismo modo, el operario puede implementar este método de soldadura, método indicado para soldar chapa metálica de hasta 6 mm de grosor. Debido a que el arco spray es inestable, es recomendable utilizar arco pulsado al momento de soldar aceros súper dúplex. Esta técnica es frecuente para soldadura robotizada o automática en toda posición. (Cary H. , 1992)

### 3.4.4.3 GTAW

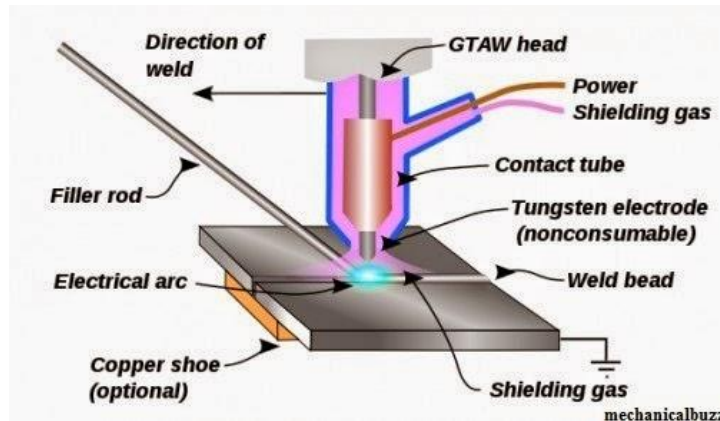
La soldadura por arco de tungsteno con gas es un proceso que produce coalescencia de metales calentándolos con un arco entre un electrodo de tungsteno (no consumible) y el trabajo. Se obtiene protección a partir de un gas o una mezcla de gases. Puede usarse o no, tanto la presión como el metal de aporte. Este proceso se denomina algunas veces soldadura TIG (Tungsten Inert Gas).

Este proceso se muestra en la figura 25, utiliza el calor de un arco entre un electrodo de tungsteno no consumible y el metal base. El arco desarrolla un calor intenso, que funde la superficie del metal base para formar un conglomerado fundido. No se agrega metal de aporte cuando se sueldan materiales más delgados como uniones de fillos y de pestañas.

En este caso, Sepúlveda (2016) recomienda que el industrial aplique el método TIG, el cual le permite soldar uniones de tuberías más fácilmente. Esto se conoce como soldadura autógena. En el caso de materiales más gruesos, generalmente se usa una varilla de aporte “fría” o alimentada externamente. El metal de aporte no se transfiere a lo largo del arco sino más bien lo funde.

El área del arco está protegida de la atmósfera por el gas de protección inerte, que fluye desde la boquilla del soplete. El gas de protección desplaza al aire, para que el oxígeno y el nitrógeno de éste no lleguen a tener contacto con el metal fundido o con el electrodo de tungsteno caliente. A medida que el metal fundido se enfría, ocurre la coalescencia y las partes se unen. Hay poca o nada de salpicadura y poco o nada de humo. El soldado resultante es suave y uniforme y requiere de un acabado mínimo. (Cary H. , 1992)

Figura 25. Esquema del proceso de soldadura GTAW



Fuente: Mechanicalbuzz

De acuerdo al Ing. Hugo Cárdenas, “este proceso es muy fiable, la calificación del proceso solo requiere rayos X y se tiene que hacer muestreo por el mismo método de acuerdo al código de fabricación o por lo que el cliente especifique. El acabado visual es muy bueno, pero depende mucho de la habilidad del soldador y, además, que los parámetros del procedimiento de soldadura tales como amperaje, voltaje, velocidad de aporte y de avance estén bien controlados. Estos últimos son muy importantes para cualquier proceso recomendado.

La desventaja de este procedimiento es que es costoso, puesto que, es bastante lento y se requiere hacer purga total de la parte a soldar con mezcla de gas inerte a base de argón 97,5% y Helio 2.5%.

Como se mencionó anteriormente, la habilidad del soldador es un factor primordial en la calidad de la soldadura. En la figura 26 se observa el proceso y la buena calidad de soldadura.”



Figura 26. Imágenes de un equipo fabricado con el proceso de GTAW, en las cuales se puede observar una buena calidad en la soldadura.



Fuente: PCL Industrial Services

#### 3.4.4.4 SAW

Es un proceso que usa un arco entre un electrodo de metal desnudo y el charco depositado. El arco y el metal fundido están protegidos por una capa de fundente granular sobre las piezas de trabajo el proceso se usa sin presión y con metal de aporte proveniente de un electrodo, y algunas veces de una fuente complementaria tal como una varilla de soldadura, un fundente con gránulos de metal.

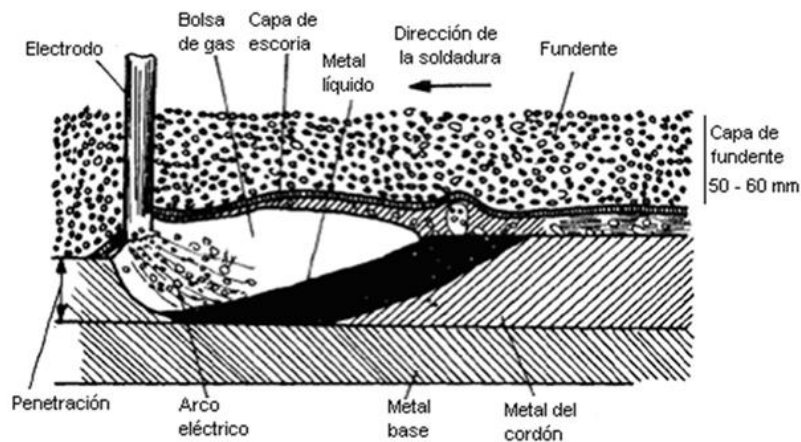
El proceso de soldadura por arco sumergido utiliza el calor de un arco entre un electrodo continuamente alimentado y el trabajo. El calor del arco funde la superficie del metal base y el extremo del electrodo. El metal fundido que sale del electrodo se transfiere a través del arco a la pieza de trabajo, donde se convierte en el metal de soldadura depositado. La protección se obtiene a partir de una capa de fundente granular, que se coloca directamente sobre el área de trabajo.

El fundente cercano al arco se funde y se entremezcla con el metal fundido y ayuda a purificarlo y a fortalecerlo. El flujo forma una escoria igual al vidrio que es más ligera en cuanto a peso que el metal depositado y flota sobre la superficie como una capa de protección. El soldado se sumerge bajo esta capa de fundente y escoria (soldadura por arco sumergido).

El fundente y la escoria normalmente cubren el arco, de manera que este no es visible. La porción no fundida del fundente puede volverse a usar. El electrodo se alimenta automáticamente hacia el arco a partir de una bobina. El arco se mantiene automáticamente y el desplazamiento puede ser manual o mecánico. El arco se inicia por medio de un arranque del tipo de fusible o por un sistema de reversa o de repetición de curso. El modo de transferencia de metal es menos importante en la soldadura por arco sumergido.

En la figura 27 se puede observar el esquema del proceso de la soldadura SAW.

Figura 27. Esquema del proceso de soldadura SAW



Fuente: Nelson García Santos

Para un uso generalizado con aceros dúplex el operario puede apelar a utilizar la soldadura por arco sumergido (SAW), que tiene como ventajas su productividad, los acabados, el entorno de trabajo y la mínima generación de humo y radiación.

Aunque una desventaja que presenta es que genera un aporte de calor considerable al material y sólo puede trabajarse en posición horizontal. Es posible afirmar que los aceros dúplex son el resultado de la creciente necesidad de la industria por elaborar materiales que posean propiedades que resistan aplicaciones cada vez más exigentes, para elevar la calidad de las estructuras y elementos que hacen parte del entorno; con la posibilidad de elaborarlas con características físicas y mecánicas según sean requeridos.

#### 3.4.4.5 FCAW

Tradicionalmente, los procesos que se utilizaban con mayor frecuencia para soldar acero inoxidable eran el MMA, el MIG, el TIG y el SAW. El proceso FCAW, se desarrolló hace poco y ofrece a los fabricantes una oportunidad genuina para incrementar la productividad. Hoy en día, es el proceso más utilizado para soldar acero inoxidable.

El FCAW se utiliza para soldar acero inoxidable en posiciones plana y fuera de posición. Los alambres tubulares utilizan el mismo equipo de alimentación y la misma fuente de energía para alambres que el proceso MIG. Sin embargo, a diferencia de los alambres MIG, algunos alambres tubulares contienen un fundente en el núcleo, capaz de enfriarse muy rápidamente para formar una escoria protectora, lo que hace posible la soldadura fuera de posición sin una fuente de energía especial.

Al igual que la soldadura MIG, el FCAW requiere de un gas protector. Hilco (2013) recomienda un gas mezclado 75% Ar, 25% CO<sub>2</sub> o 100% CO<sub>2</sub>. Las diferencias entre las mezclas de gases tienen que ver principalmente con la soldabilidad y con la posibilidad de soldar en posición vertical ascendente.

La soldadura por arco con núcleo de fundente es casi idéntica a la soldadura por arco de metal con gas excepto por el electrodo.

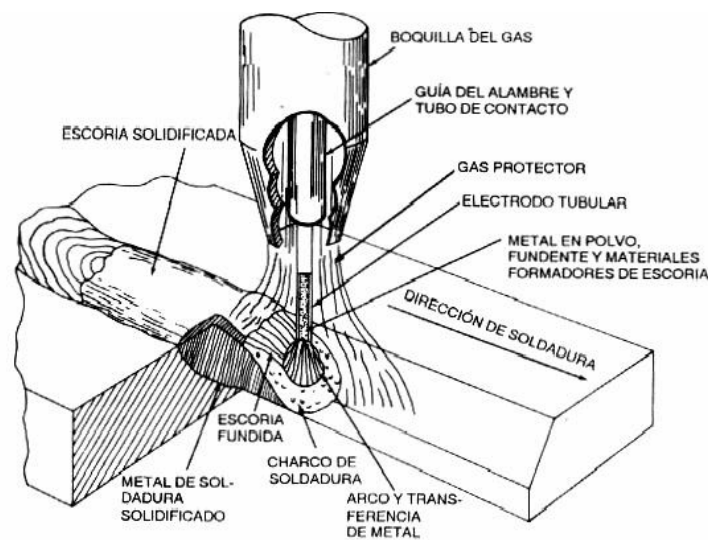
Este proceso de soldadura (figura 28) utiliza el calor de un arco entre un electrodo consumible con núcleo de fundente continuamente alimentado, y el trabajo. El calor del arco funde la superficie del metal base y el extremo del electrodo. El metal que se funde y se desprende del electrodo es transferido a través del arco a la pieza de trabajo, donde se convierte en el metal depositado.

La protección se obtiene a partir de la desintegración de los ingredientes contenidos dentro del electrodo con núcleo de fundente. Se obtiene protección adicional a partir de una envoltura del gas suministrado al área del arco a través de una boquilla. Los ingredientes dentro del electrodo producen gas para

protección y también proporcionan desoxidante, ionizadores, agentes purificadores y en algunos casos elementos de aleación.

Estos ingredientes forman una escoria semejante al vidrio, la cual tiene un peso más ligero que el metal de soldadura depositado, y flota sobre la superficie del soldado como una cubierta de protección. El electrodo se alimenta hacia el arco automáticamente, a partir de una bobina. El arco se mantiene automático y el desplazamiento puede ser manual o por máquina.

Figura 28. Esquema del proceso de soldadura FCAW



Fuente: El acero web quest

El método que es preferido por los soldadores por su alta velocidad de producción es el FCAW. También se puede usar soldadura GMAW para soldar raíces de las juntas soldadas. Lo que normalmente es un proceso combinado con GMAW y FCAW. Aunque este es el método más productivo también es el más complejo para su calificación.

La razón más importante del uso del proceso GMAW para la soldadura de las raíces es porque este proceso es más frío, incluso es un método de corto circuito donde debido a los pulsos de la corriente permite que el alambre de aporte toque el metal base y provoque que el mismo se autocircuite, permitiendo un depósito

del aporte sin afectar el material base por delgado que sea, además, favorece el depósito en cualquier posición y permite una buena fusión.

No es recomendado para materiales gruesos porque el charco de fusión no tiene la potencia para fundir mucho material y esto provocaría defectos por falta de fusión, de sobre lapado o juntas frías. Es aquí donde entra el segundo proceso (FCAW), el cual creará re fusión del paso de raíz y producirá una fusión homogénea entre la raíz y este segundo depósito de material de aporte y así simultáneamente para los pasos posteriores a este proceso.

## CAPITULO IV

### ESTUDIO DE ALGUNOS CASOS PRÁCTICOS PARA LOS ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX

A continuación se analizarán algunos casos prácticos relacionados con la soldadura, los problemas que pueden llegar a presentarse y algunas técnicas para un buen procedimiento.

#### 4.1 Soldadura de un acero inoxidable dúplex 2205 por GMAW mediante el uso de la técnica de arco pulsado.

En este trabajo hecho por Porta, (s.f.) y sus colegas ingenieros de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales de Venezuela, realizaron la soldadura de láminas de 5 mm de acero inoxidable dúplex 2205 por el proceso de soldadura de arco con protección gaseosa (GMAW), mediante la técnica de arco pulsado. Se logra un proceso óptimo de soldadura de láminas de acero 2205 en un solo pase por GMAW-P, de bajo aporte calórico, con una zona afectada por el calor (ZAC) estrecha, obteniendo buenas propiedades mecánicas y disminuyendo el riesgo de aparición de fases perjudiciales en la junta soldada.

Se utilizaron láminas de 5 mm de espesor de un acero inoxidable dúplex 2205 (UNS 31803), la soldadura se hizo a tope con juntas de bisel a 60° dejando 2 mm de talón y 2 mm de separación de raíz. El material de aporte empleado fue alambre macizo de 1,2 mm de diámetro del tipo ER 2209. La tabla 11 muestra la composición química del material de aporte y la del metal base.

Tabla 11. Composición química del material base y de aporte

<b>Elemento (%)</b>	<b>M. Aporte (ER2209)</b>	<b>M. Base (UNS 31803)</b>
<b>C</b>	0.014	0.24
<b>S</b>	0.48	0.42
<b>Mn</b>	1.60	1.93
<b>P</b>	0.015	0.025
<b>S</b>	0.0005	0.0003
<b>Cr</b>	22.93	22.66
<b>Ni</b>	8.60	5.49
<b>Mo</b>	3.19	2.83
<b>N</b>	0.157	0.18

Porta, C. I. (s.f.).

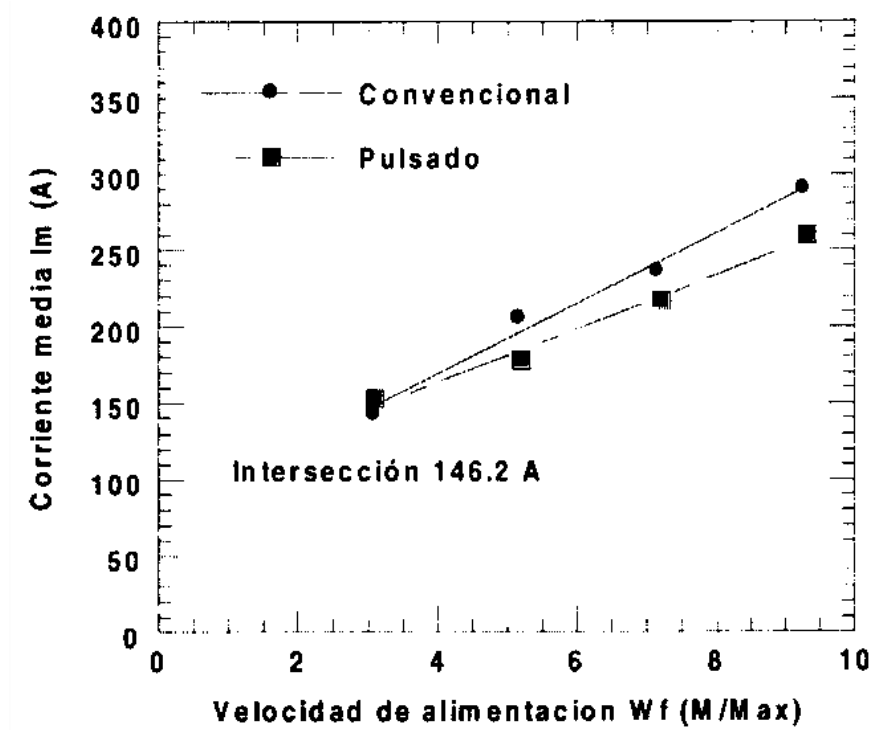
#### 4.1.1 Determinación de los parámetros de soldadura.

Durante el proceso de soldadura se mantuvieron constantes los siguientes parámetros:

- Distancia desde la tobera a la lámina: 15 mm.
- Flujo de gas protector: 15 L/min.
- Polaridad directa con corriente positiva en el electrodo.
- Orientación del electrodo: 0° respecto a la vertical.

La velocidad de quemado del electrodo fue igual a la velocidad de alimentación de dicho alambre, creándose así un arco constante y estable. En el diagrama 15 se observan dos curvas (convencionales y pulsadas). La intersección de ambas determina la velocidad mínima de alimentación para obtener transferencia de tipo rociado (spray) y el valor de corriente promedio necesario, por encima del cual, se debe mantener la corriente media en el proceso por arco pulsado. El valor de corriente promedio fue de 146,2 A. En cuanto a la velocidad de alimentación utilizada, en este estudio se consideró el valor por encima del obtenido en el punto de intersección; siendo la velocidad empleada de 5 m/min.

Diagrama 15. Criterio de desprendimiento de gota para el metal de aporte



Porta, C. I. (s.f.).

#### 4.1.2 Resultados Experimentales.

En las tablas 12 y 13 se describen las condiciones experimentales estudiadas. Todas presentaron buen acabado externo y con factibilidad de ser utilizado en un proceso de soldadura por arco pulsado.



Tabla 12. Condiciones experimentales estudiadas. ( $W_f=5\text{m/min}$ .  $V_a=$  Velocidad de avance  $20\text{cm/min}$ ).

	<b> Tp(ms)</b>	<b> Tb(ms)</b>	<b> Ip(A)</b>	<b> Ib(A)</b>
<b>Condición 1</b>	3.5	5.5	345	20
<b>Condición 2</b>	2	7	310	100
<b>Condición 3</b>	2.5	6.5	320	80
<b>Condición 4</b>	2	7	350	90
<b>Condición 5</b>	4	5	270	50
<b>Condición 6</b>	4.5	4.5	260	30
<b>Condición 7</b>	3	6	350	80
<b>Condición 8</b>	3	6	350	32

Porta, C. I. (s.f.).

Dónde:

Tp: Tiempo pico; Tb: Tiempo base; Ip: Corriente pico y Ib: Corriente base.

Tabla 13. Valores de “I” eficaz, “V” eficaz, aporte calórico y porcentaje de dilución para las condiciones evaluadas.

	<b> I eficaz (A)</b>	<b> V eficaz (V)</b>	<b> Aporte calórico (Kj/mm)</b>	<b> Dilución (%)</b>
<b>Condición 1</b>	200	26.2	1.57	50.76
<b>Condición 2</b>	164.2	24.1	1.19	48.29
<b>Condición 3</b>	172.3	26.5	1.37	54.63
<b>Condición 4</b>	171.3	24.8	1.27	55.62
<b>Condición 5</b>	176.8	25.2	1.33	48.86
<b>Condición 6</b>	177.9	24.2	1.29	56.20
<b>Condición 7</b>	185.7	26.5	1.48	54.28
<b>Condición 8</b>	190.1	23.2	1.32	45.27

Porta, C. I. (s.f.).

Dónde: I eficaz: Corriente eficaz y V eficaz: voltaje eficaz.

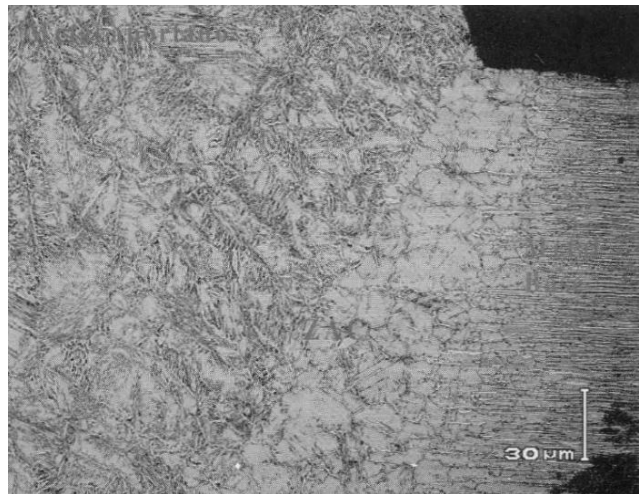
La condición 6 fue la seleccionada para realizar un cupón de prueba debido a que el porcentaje de dilución obtenido, fue el mayor de todas las condiciones de soldadura evaluadas en este trabajo.

La figura 29 muestra la micrografía de la junta soldada, donde se observan las tres zonas típicas de la junta. Nótese lo estrecho de la zona afectada por el calor. En la

figura 30 se observa a detalle la microestructura tanto de la zona afectada por el calor como de la zona del metal de aporte, en ambos casos la muestra está compuesta por regiones alargadas de austenita en una matriz ferrítica.

Ambas fases están libres de fases perjudiciales como la fase  $\sigma$ , o por lo menos no se aprecian de manera evidente. En un estudio anterior (Gómez, J, M., 1998) para un proceso similar (GTAW) fueron empleados valores de aporte calórico mayores al utilizado en este estudio. En ese trabajo se indica la importancia de mantener bajo aporte calórico durante el proceso.

Figura 29. Fotomicrografía del cupón soldado bajo la condición 6.



Porta, C. I. (s.f.).

Figura 30. a) Detalle de la zona afectada por el calor 500X, b) Detalle del metal de aporte 500X



Porta, C. I. (s.f.).

#### 4.2 Soldadura TIG de los aceros inoxidable dúplex del tipo 22-05 (Uranus 45N y Avesta). Estudio de la microestructura y de las propiedades mecánicas.

Gómez, Ureña, Cobollo, Barranco y Álvarez en la revista de metalurgia (1998), publicaron un estudio de la soldadura TIG de dos aceros inoxidable dúplex. Para ello, descargaron un arco sobre las chapas de material base mediante la técnica TIG, sin aportación de material y variando las energías netas aportadas (ENA).

##### 4.2.1 Condiciones experimentales:

Materiales base: estudiaron dos aleaciones de aceros inoxidable dúplex del tipo 2205: Avesta (Avesta Sheffield) y Uranus 45N (Creusot-Loire), suministrados en forma de chapa laminada de 5 y 3 mm, respectivamente. La composición química de ambas se refleja en la tabla 14.

Tabla 14. Composición química de las aleaciones Uranus 45N y Avesta, según las especificaciones de fábrica.

<b>URANUS 45N</b>	<b>UNS S31803</b>	<b>C</b>	<b>Cr</b>	<b>Ni</b>	<b>Mo</b>	<b>N</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>S</b>	<b>P</b>
		0.02	22.0	5.7	2.8	0.2	1.7	0.4	0.003	0.025
<b>AVESTA</b>		0.017	21.82	5.72	3.01	0.155	1.51	0.34	0.001	0.022

(Gómez, 1998)

Los parámetros de soldeo TIG utilizados en la presente investigación se recogen en la tabla 15.

Tabla 15. Parámetros de las soldaduras efectuadas sobre los materiales estudiados.

<b>Aleación</b>	<b>Parámetros de soldadura</b>	<b>Cord. 1</b>	<b>Cord. 2</b>	<b>Cord. 3</b>	<b>Cord. 4</b>	<b>Cord. 5</b>	<b>Cord. 6</b>	<b>Cord. 7</b>	<b>Cord. 8</b>
	Int. (A)	114	140	166	193	219	-	-	-
<b>AVESTA</b>	Volt. (V)	9.9	10.5	11	12.3	12.6	-	-	-
	Vel. (cm/min)	10	10	10	10	10	-	-	-
<b>URANUS</b>	Int. (A)	71	114	114	71	71	114	141	141
<b>45N</b>	Volt. (V)	8.2	10.3	10.3	9.4	8.2	9.1	10.4	10.4
	Vel. (cm/min)	25	25	15	10	15	10	10	15

(Gómez, 1998)

#### 4.2.2 Resultados y discusión

Desde el centro del baño fundido (BF) hasta el material base, podemos señalar que se producen los mismos fenómenos. En el centro del BF, aparecen grandes granos ferríticos. La austenita secundaria nuclea en los límites de grano ferrítico, y se desarrolla hacia el interior de la ferrita.

Se observa gran cantidad de picaduras en el interior de la ferrita, aunque en la aleación Avesta esto se produce con menor intensidad que en el Uranus 45N. Esta precipitación es de nitruros de cromo y aparece principalmente de forma intragranular en la ferrita y en la interfase ferrita/austenita secundaria.

A medida que aumenta la distancia al centro del BF, la precipitación va disminuyendo y, paralelamente, el grano ferrítico adquiere morfologías más equiaxiales. Esto se debe a que los gradientes térmicos que se alcanzan son menores en éstas, encontrándose la disipación térmica más favorecida. La ZAC es muy estrecha en este tipo de aceros, y predominan los fenómenos de recristalización y crecimiento de grano ferrítico, que adquieren forma equiaxial.

#### 4.2.3 Cálculo de las dimensiones de los cordones

El diagrama 16 muestra las tendencias que siguen las dimensiones (anchura y profundidad de BF, ZAC y total) de los cordones realizados en las dos aleaciones objeto de estudio. Se observó que la extensión de las ZAC es muy pequeña, que escasamente afecta a las dimensiones globales del cordón y en nada a la tendencia que siguen las dimensiones de los cordones al variar los parámetros de soldadura.

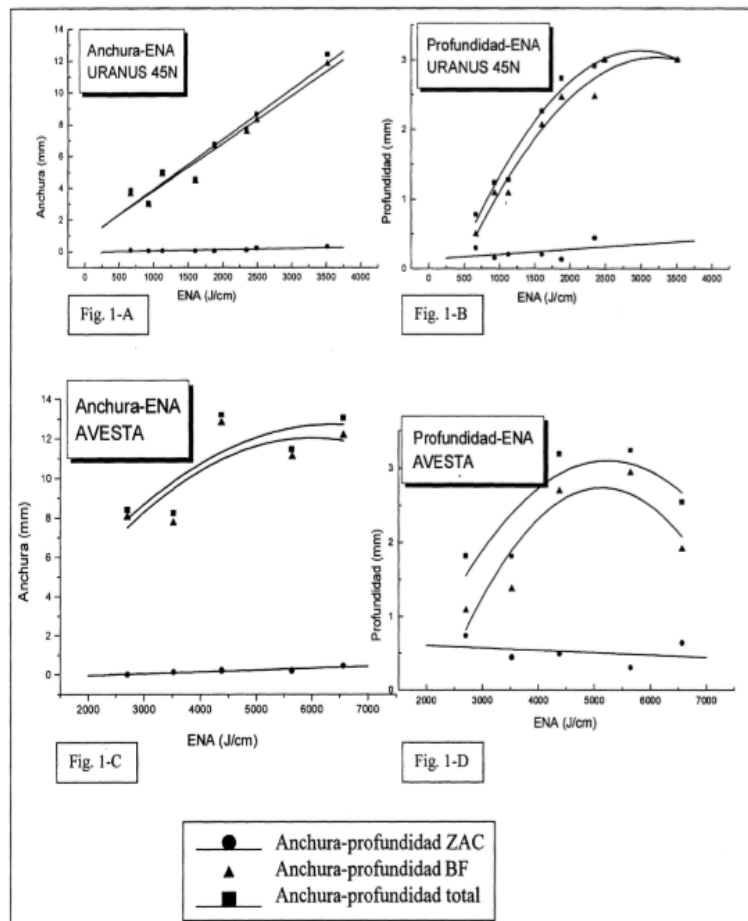
Se observa una tendencia general en el aumento de la anchura del BF al aumentar la energía aportada durante la operación de soldeo en ambas aleaciones. La profundidad del baño, tanto en la aleación Avesta como en la Uranus 45N sufre una estabilización y posterior descenso al aumentar la ENA.

#### 4.2.4 Ferritometría

Se ha medido el contenido de ferrita, desde el centro de cada cordón hasta alcanzar el material base, cada 2 mm. Un resumen de los resultados se muestra en el diagrama 17, donde se expone la evolución del contenido de ferrita de los cordones 1, 4 y 5 de la aleación Avesta y de los cordones 4, 6 y 7 de la aleación Uranus 45N.

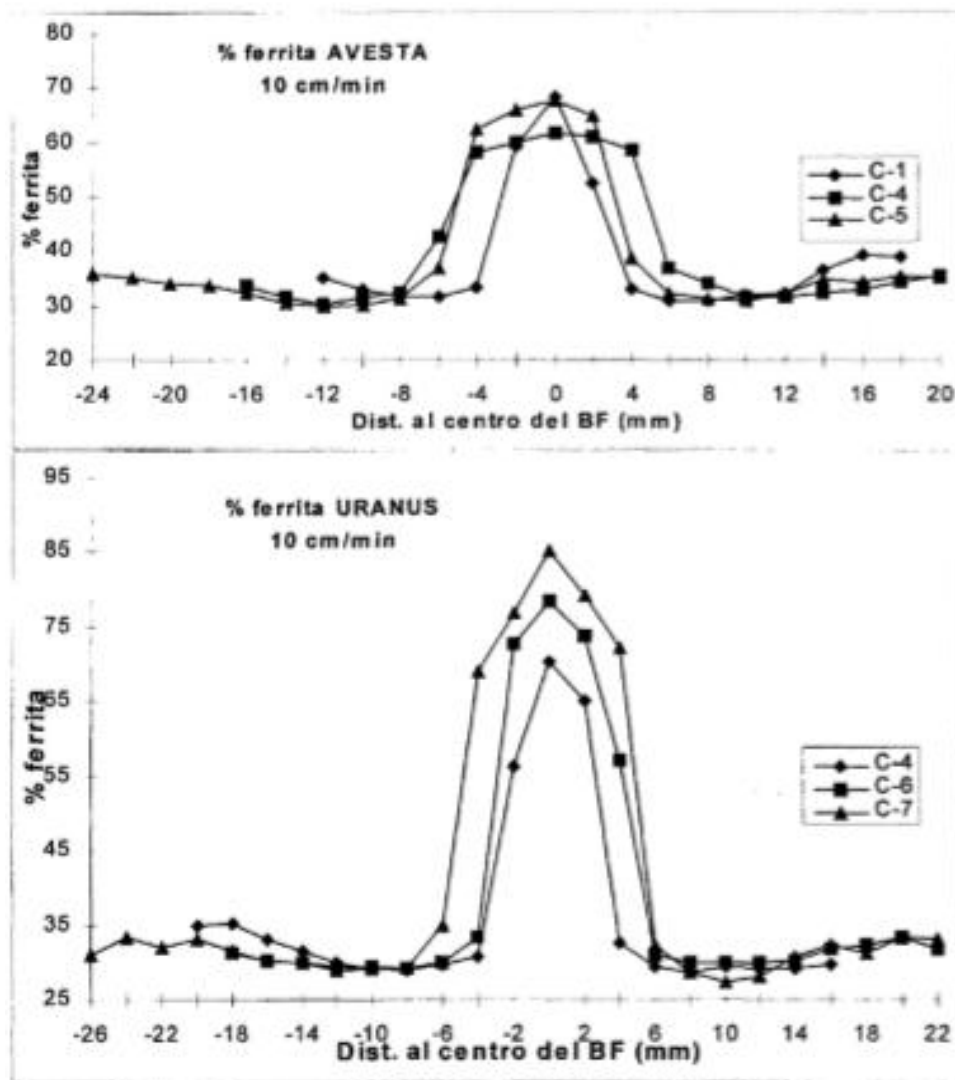
En los diagramas 4.3, se observa que, para las energías netas aportadas crecientes, la cantidad de ferrita encontrada en el centro del baño fundido en ambas aleaciones, es cada vez mayor, ya que, cuanto mayor es la temperatura alcanzada, mayor es el gradiente de temperaturas durante el enfriamiento, inhibiendo la formación de austenita.

Diagrama 16 Variación de las dimensiones de los cordones en función de la energía térmica aportada (E.N.A.) en las aleaciones Avesta y Uranus 45N.



(Gómez, 1998)

Diagrama 17 Porcentaje de ferrita en los cordones de soldadura.



(Gómez, 1998)

#### 4.2.5 Ensayos de dureza

Se llevaron a cabo dichas medidas en la cara longitudinal de los cordones, desde el centro del mismo, desplazándose a izquierda y derecha cada 2 mm. Los resultados se exponen en la tabla 16. Como se puede deducir, en la aleación Uranus 45N, la dureza del material sufre una gran caída en la ZAC y B.F,

recuperándose, sin embargo, hasta alcanzar valores muy superiores a los del material base en el centro del BF.

Esto indica una gran fragilización en dicha zona por la presencia de precipitados. En el caso de la aleación Avesta, no se produce un endurecimiento tan acusado en el centro del BF, sino que algunos cordones sufren incluso más reblandecimiento que en otras zonas. De hecho, existe una relación muy directa entre la anchura del cordón y la zona en la que se detecta el reblandecimiento del material.

En cuanto a los altibajos que sufren los valores de dureza en el centro, podrían deberse, al menos en algunos cordones, al gran tamaño de grano ferrítico, que determina que las medidas realizadas en el centro del B.F. puedan no ser demasiado fiables. Sin embargo, sí parece existir una tendencia al aumento de la dureza en este punto, al igual que sucede con la aleación Uranus 45N.

Tabla 16 Valores de dureza 45N Rockwell superficial, encontrados a lo ancho de los cordones en las aleaciones.

D. a BF (mm)	URANUS 45N								AVESTA				
	45-N C-1	45-N C-2	45-N C-3	45-N C-4	45-N C-5	45-N C-6	45-N C-7	45-N C-8	45-N C-1	45-N C-2	45-N C-3	45-N C-4	45-N C-5
-16			24.5	24.5		26.9	24.5				29.7	28.3	23.3
-14		23.9	25.5	23.3	23.1	26.7	24.7	23.1			28.5	27.9	26.7
-12		23.9	24.7	24.5	23.3	25.9	23.7	24.1	24.5	30.5	27.5	28.5	24.1
-10		24.5	23.9	23.7	24.5	21.9	23.7	23.1	25.7	30.5	26.1	27.3	23.3
-8	22.9	25.5	23.1	22.9	24.7	24.7	23.5	24.1	23.3	30.1	24.7	26.5	23.3
-6	24.3	24.7	23.7	22.9	24.9	24.5	23.1	22.9	23.1	27.9	23.3	23.9	24.5
-4	24.1	24.1	23.5	22.3	22.9	24.3	22.3	23.3	24.5	29.1	23.9	25.7	23
-2	22.9	25.3	24.5	22.9	22.9	23.9	21.9	23.3	25.7	29.0	28.3	23.3	23.3
0	26.1	26.5	23.9	23.7	26.3	23.9	26.3	22.3	21.7	23.7	23.5	27.3	28.1
2	23	25.3	23.5	22.9	23.1	24.7	23.5	25.7	26.7	27.8	24.9	26.1	23.1
4	23.7	23.5	23.7	22.1	23.3	24.1	24.5	23.5	24.7	28.7	24.3	29.1	23
6	25.1	25.9	24.3	23.1	24.1	24.7	23.5	23.1	26.5	28.3	26.1	26.9	23.5
8	24.1	25.7	23.5	23.3	23.9	25.9	24.1	23.9	28.3	29.1	26.7	26.3	24.7
10	23.7	24.7	23.5	23.7	23.1	26.5	24.7	23.1	29.9	31.1	26.1	24.7	25.7
12	23.5	24.1	23.5	24.1	22.1	25.7	24.5	23.9	29.9	26.9	27.3	23.9	26.5
14	23.5		23.3	23.1		26.3	23.3	22.7	28.9	28.1	30.1	27.3	29.3
16	23.3		23.5	24.7		27.7	23.9		28.7		30.1	28.3	28.3

(Gómez, 1998)

#### 4.3 Un nuevo rango de gas de protección para la soldadura TIG, plasma y MIG de aceros inoxidable dúplex y súper dúplex.

Como ya hemos mencionado, para los aceros dúplex y súper dúplex, el nitrógeno desempeña un papel esencial en la obtención de soldaduras de buena calidad tanto desde el punto de vista mecánico como respecto a la resistencia a la corrosión.

Además, una característica original de este elemento es que puede estar presente simultáneamente en los metales de aporte y en los gases de protección: es posible concebir una gama de gases específicos destinados a la soldadura de aceros dúplex en los que se optimiza el nitrógeno añadido.

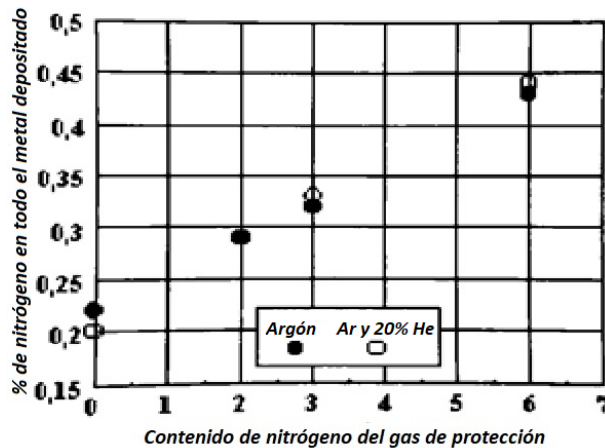
Roault, P. y Bonnet, C. (1997) realizaron un caso práctico en el cual se describe la importancia del gas de protección y un rango apropiado para obtener una buena soldadura.

##### 4.3.1 Efecto del contenido de nitrógeno sobre las propiedades metalúrgicas de la soldadura TIG.

Los alambres de soldadura o el metal base contienen generalmente 0,17% de nitrógeno en el caso de aceros dúplex y 0,24% de nitrógeno en el caso de aceros superdúplex, contenidos entre 2 y 6% inclusive en el gas de protección llevan a su proporción en la soldadura que se eleva (diagrama 18). Inicialmente, esta adición permite compensar la pérdida de nitrógeno resultante de la fusión del alambre o metal base.



Diagrama 18 Contenido de nitrógeno en los depósitos antes de la dilución.



Roault (1997)

#### 4.3.2 Efecto tecnológico del nitrógeno y el helio en el gas de protección.

Aunque el nitrógeno puede desempeñar un papel favorable desde el punto de vista metalúrgico, añadirlo puede dar lugar a ciertos temores tecnológicos. Por eso limitamos el porcentaje del gas de protección al 2%.

Por medio de pruebas de funcionamiento en la fabricación de soldaduras manuales en tubos se pudo verificar que los contenidos en la región del 2% no tuvieron efecto negativo, a diferencia de porcentajes más altos del 6% que fueron detectados sistemáticamente por los soldadores y juzgados negativamente.

Finalmente, se ensayó la adición de helio en el gas de protección, introducido inicialmente para aumentar la productividad en el funcionamiento automático, se tuvo que limitar su contenido a alrededor del 10% para permitir un comportamiento durante la soldadura en posición manual.

#### 4.3.3 Transferencia de nitrógeno al metal de soldadura.

El contenido de nitrógeno del metal de soldadura se da en la tabla 17. Debe observarse que la adición de 2% de nitrógeno en el gas de protección provoca un

aumento de 0,09% de nitrógeno en la zona fundida sin que se observe ninguna porosidad.

El uso de gas con 2% de nitrógeno como plasmágeno y el gas de protección no está asociado con un enriquecimiento tan espectacular como antes.

El ensayo con argón como gas plasmágeno y una mezcla con 2% de nitrógeno en el gas de protección, permiten calcular un coeficiente de transferencia  $T_p$  del 4,5%.

La adición extra de 2% de nitrógeno en el gas de protección que conduce al enriquecimiento adicional de 0,03% de nitrógeno en el metal de soldadura da un coeficiente de transferencia  $T_a$  de 1,5%.

Sin embargo, esta diferencia entre los coeficientes sólo se explica por la diferencia de salidas entre los dos gases, corregida por la relación de los caudales, volveríamos a un valor de  $T_a$ : 5%. Por lo tanto, la introducción de nitrógeno en la zona fundida por el gas plasmágeno está limitada en la medida en que un contenido superior al 2% podría ser perjudicial para el electrodo de tungsteno.

Este conjunto de ensayos demuestra que el uso de un gas de protección dopado con 2% de nitrógeno es suficiente para asegurar una apreciable ganancia en calidad de las soldaduras. Las adiciones más grandes no producen ninguna mejora significativa.

Tabla 17 Composición de gas protector usado para medir el nivel de transferencia de nitrógeno en soldaduras.

<b>Naturaleza y salida del gas (l/min)</b>	<b>% de nitrógeno en el metal de soldadura</b>
<b>GP Ar (8) /Ga Ar (20)</b>	.16
<b>GP Ar (8) /Ga Ar, He 10%, N2 2% (20)</b>	.25
<b>GP Ar. He 10%. N2 2% (6) /Ga: Ar, He 10%, N2 2% (20)</b>	.28
<b>Gp Ar (6) / Ga: Ar, N2 8% (20)</b>	.31

Roault (1997)

#### 4.3.4 Soldadura MIG de aceros dúplex y super dúplex.

El proceso MIG se asocia generalmente con un buen nivel de productividad, pero la calidad suele ser baja. Se mantiene por lo tanto para trabajos de construcción donde el nivel de propiedades permanece limitado.

En un trabajo anterior (Bonnet, 1994) se demostró que la combinación de cables con análisis químicos bien controlados y un gas cuaternario de argón, helio (5%), dióxido de carbono (2%) y nitrógeno (2%) dio un buen nivel de propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión (tabla 18) garantizando al mismo tiempo a los soldadores una buena manipulación.

Las desventajas que tiene generalmente el método MIG son, por un lado, el riesgo de una considerable falta de fusión y, por otro, la presencia altamente probable de porosidad.

Tabla 18 Resumen de las propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión encontradas.

<b>Propiedades encontradas</b>	<b>Plano ~2.5 KJ/cm</b>	<b>Vertical hacia arriba ~12 KJ/cm</b>	<b>Vertical hacia abajo ~0.7 KJ/cm</b>
<b>KCV J/cm<sup>2</sup>(-50) section .6cm<sup>2</sup></b>	70	120	118
<b>Pitting T° (G48A)</b>	30°C	35°C	35°C
<b>Ferrite %</b>	35%	40%	46%

Roault (1997)

#### 4.3.5 Respuestas a los riesgos de falta de fusión.

El uso de fuentes de corriente pulsada ha permitido limitar considerablemente el riesgo de un funcionamiento deficiente en la soldadura de baja transferencia de energía, que puede dar lugar a una falta de fusión entre el metal depositado y el metal base.

Esto se debe a que el arco eléctrico puede ser mantenido por energías más bajas y la parte esencial de la energía eléctrica se dedica, cuando hay pulsación, a la fusión del alambre. El riesgo de falta de fusión puede, por lo tanto, ser considerablemente reducido por la elección del generador y el modo de transferencia de metal de soldadura.

#### 4.3.6 Respuestas a los riesgos de porosidad.

El riesgo de aparición de la porosidad se plantea comúnmente contra el proceso MIG. Una evaluación estadística muestra que es la soldadura realizada con un gas sin nitrógeno que contiene el mayor número de defectos en comparación con el gas con 29% de nitrógeno.

Por otra parte, para los gases con cantidades superiores al 4%, la cantidad de porosidad aumenta. Esto tendería a probar que el nitrógeno desempeña inicialmente un papel beneficioso en el gas emitido desde el baño de fusión y, el contenido en el gas de protección es demasiado grande, se produce un efecto de sobre-saturación.

En áreas con y sin porosidad, el nitrógeno medido se incluye en un intervalo entre 0,24 y 0,28% con un gas que contiene 2% de nitrógeno, contenido de nitrógeno inferior a las cifras de saturación que se dan.

El análisis de los gases contenidos en la porosidad con respecto a dos hilos súper dúplex (tabla 19) se llevó a cabo en el TWI. Los resultados muestran que para un alambre bien equilibrado con nitrógeno (0,27%), la porosidad se asocia con la formación de monóxido o dióxido de carbono y, por lo tanto, con la eliminación insuficiente de la masa de fusión.

Por otro lado, cuando el contenido de nitrógeno aumenta en el alambre de relleno (0,32%), el ya mencionado sobre-saturación significa que la porosidad se repite en grandes cantidades, asociada con los óxidos de carbono en las inclusiones gaseosas.

Tabla 19 Análisis de porosidad en soldaduras con altas concentraciones de defectos

<b>Componentes gaseosos</b>	<b>Alambre: C=0.032 N2=0.32</b>	<b>Alambre B: C=.018; N2=0.27</b>
<b>CH4/Ar/O2</b>	<2%	<2%
<b>CO2/CO</b>	18	19
<b>N2</b>	36	3
<b>H2</b>	44	76

Roault

#### 4.4 Estudio de la fragilización del acero inoxidable dúplex SAF 2205 envejecido.

Cuando se hace soldadura en un acero inoxidable dúplex y sucede algún problema, por ejemplo la fragilización, puede culparse de esto al proceso de soldadura. Sin embargo, esto no sucede así, por lo cual, tratamos este problema como caso práctico con el propósito de deslindar la responsabilidad a los procesos que nos ocupan.

Sáenz (2007) presenta el estudio de la fragilización de un acero inoxidable dúplex SAF 2205 sometido a un tratamiento térmico de envejecimiento a una temperatura de 850° C.

##### 4.4.1 Procedimiento experimental

El material utilizado en el caso práctico es un acero inoxidable dúplex austenítico-ferrítico, fabricado por Sandvik, denominado SAF 2205, en barras cilíndricas de ½ pulgada de diámetro. La composición química del material es mostrada en la tabla 20.

Tabla 20 Composición química del acero inoxidable dúplex SAF 2205 (% peso).

<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Cr</b>	<b>Ni</b>	<b>Mo</b>	<b>N</b>
<b>0,022</b>	0,38	0,79	0,023	0,010	22,27	5,51	3,09	0,168

Sáenz (2007)

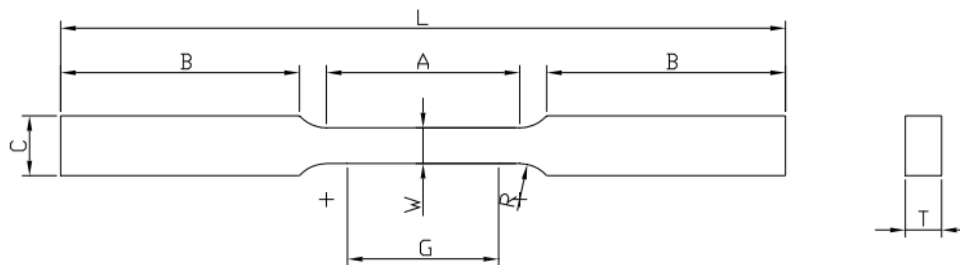
El estudio fue desarrollado de la siguiente forma: evaluación de las propiedades mecánicas del acero en su condición original (tal como se recibe del fabricante) y luego de ser sometido a un tratamiento de envejecimiento, que consta de dos fases.

La primera consistió en una solubilización de las muestras a 1100 °C por 1 hora, continuando con un templeado en agua; y la segunda fase consistió en envejecer el material a 850 °C, con unos tiempos de permanencia de 48 minutos, 54 minutos y 1, 6, 12 y 24 horas, respectivamente. Luego, las muestras fueron enfriadas al aire.

#### 4.4.1.1 Propiedades mecánicas

Se realizaron ensayos de tracción, los cuales fueron conducidos acorde con la norma ASTM E-8, se utilizaron dos probetas planas, con las dimensiones según la norma ASTM 370, como se muestra a en la figura 31.

Figura 31 Dimensiones de las probetas del ensayo de tracción según ASTM A-370.



$$G = 25,0 \pm 0,1 \text{ mm} \quad W = 6,0 \pm 0,1 \text{ mm} \quad A = 32,0 \text{ mm} \quad B = 39,5 \text{ mm} \quad L = 120,0 \text{ mm}$$

$$R = 6,0 \text{ mm} \quad C = 10,0 \text{ mm} \quad T = \text{Espesor del material (6 mm)}$$

Sáenz (2007)

#### 4.4.1.2 Tamaño de grano

El tamaño de grano se determinó a través del método descrito por la norma ASTM E-112 “Standard Test Methods for Determining Average Grain Size”. Para la realización de este método se emplean patrones numerados que se observan por el microscopio metalográfico de manera simultánea con la muestra, a un aumento de 100X. Una vez que se observa esto, se compara el tamaño del grano de la muestra con el tamaño del patrón, y así se obtiene el número asociado al tamaño del grano.

#### 4.4.1.3 Microscopía óptica y electrónica de barrido

Inicialmente las probetas preparadas metalográficamente serán observadas bajo un microscopio óptico con la finalidad de ver las fases presentes en la microestructura del material. Para este caso se espera identificar la matriz austenítica y ferrítica, y la posible formación de precipitados.

#### 4.4.1.4 Espectroscopía por difracción de energía de rayos X.

Este procedimiento, mejor conocido como EDX, permite obtener la composición química de cada una de las fases presentes en el material, ensayo a través del cual se podrá identificar cuál de las fases es la austenita, ferrita u otra, en caso de formarse.

#### 4.4.1.5 Resultados

En la tabla 21 se muestra un resumen de los valores promedio de las propiedades mecánicas, obtenidos de los ensayos de tracción.

Tabla 21 Propiedades mecánicas del acero inoxidable dúplex 2205.

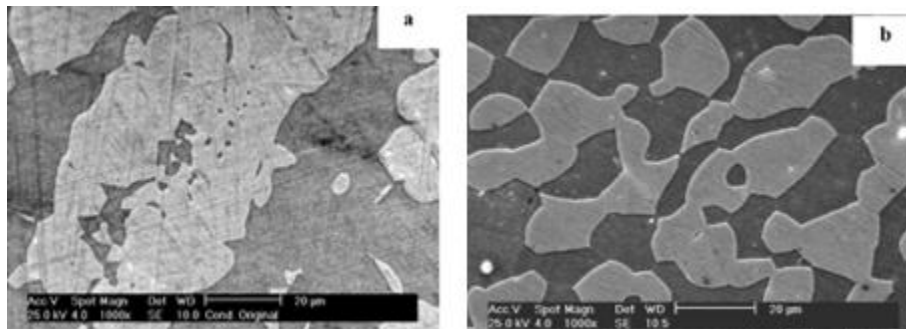
<b>Probeta</b>	<b><math>\sigma_Y</math> (MPa)</b>	<b><math>\sigma_{MAX}</math> (MPa)</b>	<b><math>\sigma_{RUP}</math> (MPa)</b>	<b>Elongación (%)</b>	<b>Red. Área (%)</b>	<b>Coefficiente endurecimiento</b>
<b>Cond. Orig.</b>	691.75	804.500	465.85	14.23	65.90	0.0244
<b>Solubilizada</b>	583.95	729.70	389.05	12.95	66.41	0.0608
<b>Env. 48 min</b>	594.65	769.45	410.4	11.77	33.99	0.0702
<b>Env. 54 min</b>	597.10	771.80	411.60	10.81	33.99	0.0759
<b>Env. 1 h.</b>	610.65	780.50	416.25	10.00	19.91	0.0800
<b>Env. 6 h.</b>	744.10	803.95	787.15	17.70	9.65	0.1540
<b>Env. 12 h.</b>	703.25	790.00	763.20	21.65	11.40	0.0930
<b>Env. 24 h.</b>	760.20	798.10	779.25	22.00	9.80	0.0640

Sáenz (2007)

#### 4.4.1.6 Microscopía óptica y electrónica de barrido

En la figura 32 “a” se observa la microestructura del material en su condición original, donde se distinguen dos fases: la ferrita ( $\alpha$ ) se ve en tonalidad más oscura y la austenita ( $\gamma$ ) se ve blanca. En la figura 32 “b” se observa la muestra solubilizada a 1100°C por una hora, notándose el detalle de los cambios sufridos en la microestructura del material como consecuencia del tratamiento térmico en las figuras 33, 34 y 35.

Figura 32 Acero dúplex SAF 2205 en su condición: a) Original y b) Solubilizada a 1100 °C por 1 hora.



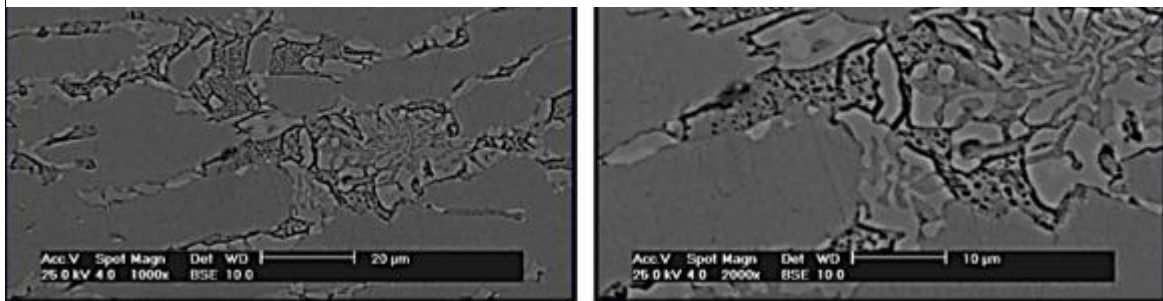
Sáenz (2007)



En la Figura 33 se observa el acero dúplex SAF 2205 con envejecimiento a 850°C por 6 horas con aumentos de: a) 1000X y b) 2000X. Se empieza a observar la presencia de una nueva fase, que se presume sea la fase  $\sigma$ .

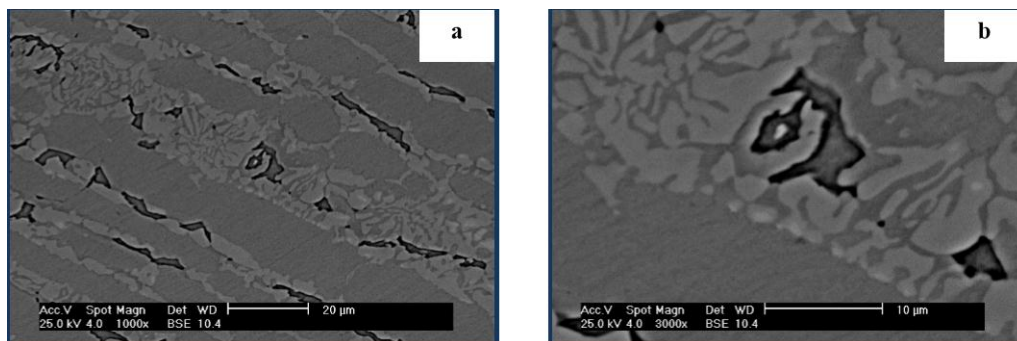
En las figuras 34 y 35 se observa el efecto del tiempo de envejecimiento del material: a medida que se incrementa el tiempo de envejecimiento (6, 12 y 24 horas de envejecimiento) se incrementa la presencia de una fase nueva, la presunta fase sigma; además, la ferrita va disminuyendo su presencia en el material, para dar paso a la formación de esta fase sigma.

Figura 33 Aceros dúplex SAF 2205 con envejecimiento a 850°C por 6 horas, a) 1000X y b) 2000X.



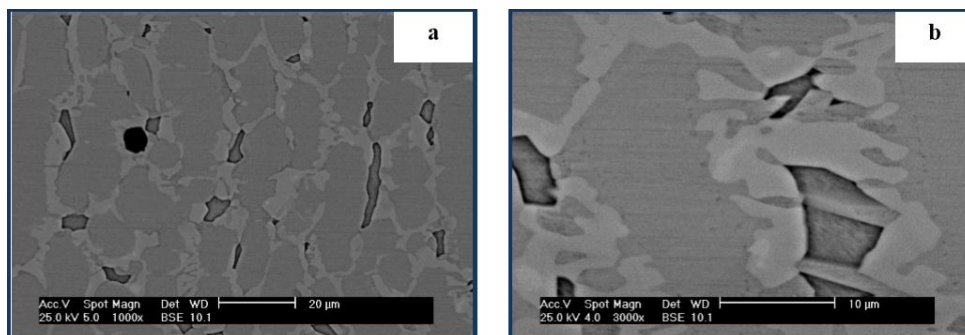
Sáenz (2007)

Figura 34 Aceros dúplex SAF 2205 con envejecimiento a 850°C por 12 horas, a) 1000X y b) 2000X.



Sáenz (2007)

Figura 35 Aceros dúplex SAF 2205 con envejecimiento a 850°C por 24 horas, a) 1000X y b) 2000X.



Sáenz (2007)

La tabla 22 muestra los resultados de la composición química obtenidos durante las pruebas.

Tabla 22 Composición química de las fases en el dúplex SAF 2205 después de los tratamientos térmicos.

FASES	Mo	Cr	Mn	Fe	Ni
<b>TIEMPO DE ENVEJECIMIENTO DE 6 HORAS</b>					
$\alpha$	1.43	25.39	1.07	69.42	2.68
$\gamma$	1.26	22.29	1.56	68.40	6.49
$\sigma$	4.78	31.38	0.96	59.64	3.24
<b>TIEMPO DE ENVEJECIMIENTO DE 12 HORAS</b>					
$\alpha$	-	-	-	-	-
$\gamma$	1.91	21.96	1.44	67.63	7.05
$\sigma$	3.3	29.73	1.01	62.96	3.00
<b>TIEMPO DE ENVEJECIMIENTO DE 24 HORAS</b>					
$\Lambda$	1.29	25.34	0.96	69.69	2.72
$\Gamma$	1.40	21.89	1.58	68.77	6.35
$\Sigma$	3.29	31.04	1.66	61.27	2.71

Sáenz (2007)

Al analizar los valores de la tabla se pueden ver varios cambios en la composición química de cada fase, a medida que se varía el tiempo de envejecimiento. Se obtuvo como resultado que, conforme aumenta el tiempo de tratamiento térmico, va disminuyendo la presencia de fase  $\alpha$  (ferrita) y va aumentando la de la fase  $\sigma$ .

En cuanto a los valores que se encuentran en la Tabla 22, se observa que la fase  $\sigma$  es la que tiene mayor porcentaje de cromo en todas las condiciones estudiadas, lo cual es un comportamiento natural de esta fase, debido a la migración de elementos aleantes durante la nucleación de la fase  $\sigma$ . Al igual que se observa un incremento de molibdeno con respecto a las demás fases del acero dúplex.

Se puede decir que el alto contenido de cromo en la fase  $\sigma$ , es una de las principales causas por las cuales se genera la fragilización del material, ya que éste es un aleante que tiende a aumentar la dureza del material y como consecuencia lo fragiliza.

## CAPÍTULO V

### CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

En un principio nos fue difícil conseguir información que nos sirviera y lo que hicimos primero fue ponernos en contacto vía correo electrónico con un excompañero de generaciones anteriores de la FES Aragón, el ingeniero Hugo Cárdenas; quien actualmente labora en una empresa norteamericana (PCL Industrial Services, California, USA) dedicada a fabricar recipientes a presión de diferentes materiales, entre ellos incluido el material en cuestión, el acero inoxidable dúplex.

Nos proporcionó información acerca de las técnicas que utiliza su empresa, técnicas que ayudan a tener una soldadura de calidad, como son los métodos más utilizados (TIG, MIG, SMAW y SAW) y un aspecto muy importante, la limpieza antes de la soldadura, ya que las composiciones químicas del metal base y de aporte se han desarrollado suponiendo que no hay fuentes adicionales de contaminación. Para ello nos recomendó un método de limpieza con un producto de la marca E-NOX Clean, el cual de acuerdo al ingeniero Cárdenas, es muy efectivo para deshacerse de cualquier suciedad.

Acudimos a la división de química metalúrgica de la facultad de Química de la UNAM, donde nos entrevistamos con dos especialistas en aceros inoxidables: el Doctor Osvaldo Flores y el Maestro Gerardo Arámburo Pérez, ellos nos dieron su opinión acerca de la soldadura de los aceros inoxidables dúplex, la cual no fue nada favorable, ya que de acuerdo a ellos no tenía caso investigar sobre algo que ya estaba comprobado que no podía llevarse a cabo.

Esto nos hizo reconsiderar ciertas cosas, pero nunca pensamos en dejar el tema o desviarnos, así que fuimos a buscar otras opiniones.

Visitamos al Doctor Federico Chávez, de La Escuela Superior de Ingeniería Química e Industrias Extractivas (ESIQUIE) del Instituto Politécnico Nacional, él considera que la pérdida de propiedades es despreciable con los debidos

cuidados y condiciones al soldar este tipo de materiales, procurando evitar la precipitación de carburos.

Nos alentó a seguir con la investigación e incluso nos ofreció su ayuda para seguir adelante, proporcionándonos información específica de dúplex, también nos facilitó su contacto para que estuviéramos en comunicación y darle seguimiento al tema.

Indagamos más, encontrándonos con situaciones de las cuales ya habíamos sido advertidos y siendo ésta la razón de ser de nuestra tesis, como son las fases intermetálicas: sigma ( $\sigma$ ), alfa prima (fragilización a 475 °C), chi ( $\chi$ ) y la precipitación de carburos y nitruros.

Encontramos que dichas fases son la principal razón que provoca que un AID se fragilice en el momento en el que es sometido a altas temperaturas. Para evitar esta fragilización es necesario mantener el equilibrio de fases, esto se logra ajustando los contenidos de cromo, molibdeno, níquel y nitrógeno, de igual manera se debe controlar la velocidad de enfriamiento, ya que ésta determina la cantidad de ferrita que puede transformarse en austenita.

Es posible tener más cantidad de ferrita que la de equilibrio, ya que las velocidades de enfriamiento altas favorecen la retención de ferrita. Un contenido alto de cromo también favorece la formación de fases intermetálicas perjudiciales.

Normalmente, el contenido mínimo de cromo en los aceros inoxidable dúplex es del 20%. El molibdeno apoya al cromo en la resistencia contra la corrosión por picaduras e intersticios en presencia de cloruros. Pero su vez también aumenta la tendencia a formar fases intermetálicas perjudiciales en los aceros inoxidable, es por ello que su contenido máximo en los aceros dúplex es del 4%.

Un elemento de gran importancia es el nitrógeno, ya que éste retrasa la formación de fases intermetálicas, lo suficiente como para permitir el proceso de fabricación de los tipos dúplex, por ello es esencial agregarlo a estos aceros.

Enfocándonos específicamente en el tema de la soldadura, podemos mencionar que una manera eficaz de predecir el tipo de cordón que se obtendrá en la unión

de dos aceros dúplex, es mediante la utilización del diagrama de Shaeffler, el cual permite saber qué tipo de cordón se obtendrá de acuerdo a las composiciones químicas de los agentes en cuestión.

Existen aspectos indispensables a la hora de realizar el proceso de soldadura, los cuales van a permitir que el proceso sea exitoso, como la limpieza antes de la soldadura. En este trabajo se menciona un procedimiento de limpieza con un producto de la marca E-NOX Clean, el cual ayuda a que el material esté totalmente libre de impurezas que pudieran afectar la solidificación del material de aporte.

Encontramos que es posible soldar los AID casi con cualquier tipo de soldadura convencional, aunque no es recomendable hacerlo con soldaduras en las cuales el soldador tenga que cambiar el electrodo constantemente, ya que tendría que tratar de unir el cordón cada vez que iniciara con un nuevo electrodo y no todos los soldadores tienen esa habilidad.

Además de que sería más complicado mantener una temperatura constante, lo cual podría provocar la formación de fases intermetálicas. Un ejemplo de esto es la soldadura de electrodo recubierto (SMAW), ya que la longitud de dicho electrodo es muy corta.

De los casos prácticos mencionados, encontramos que si es posible tener una soldadura de calidad en AID, siempre y cuando se controlen muy bien las velocidades de enfriamiento y entre menos aporte calórico tengamos, menor será el riesgo de que se presenten fases intermetálicas. Cuando se producen bajos aportes calóricos se garantiza una adecuada unión, sin modificar de manera significativa el balance de fases microestructurales (ferrita/austenita).

## BIBLIOGRAFÍA

- Anglada, M. (2002). *Fractura de Materiales*. Cataluña: Ediciones UPC.
- Apraiz, J. (1982). *Aceros especiales y otras aleaciones*. Madrid España: Dossat, S. A.
- Askeland, D. (2016). *Ciencia e ingeniería de materiales*. México.: CENGAGE Learning. .
- ASM International. (1990). *Irons, Steels and High Performance Alloys* (décima ed., Vol. I).
- Avner, H. (1979). *Introducción a la Metalurgia Física*. México: Mc Graw-Hill.
- AZA, G. (2000). *COMPENDIO DE NORMAS PARA PRODUCTOS DE ACERO*. Obtenido de NORMAS PDF: <http://descom.jmc.utfsm.cl/sgeywitz/dctos/normas.pdf>
- BARBOSA, C. (1976). Formação de fase sigma em aço inoxidável austenítico-ferrítico. *Metalurgia & Materials*, 32(227), p 669-73.
- Brostow, W. (1981). *Introducción a la ciencia de los materiales*. México: Limusa .
- C., S. L. (s.f.). *Aceros duplex, Dos en uno*. Recuperado el 7 de mayo de 2016, de [http://www.metalactual.com/revista/23/materiales\\_aceros.pdf](http://www.metalactual.com/revista/23/materiales_aceros.pdf)
- Cary, H. (1992). *Manual de Soldadura Moderna* (Segunda Edición ed., Vol. 1). México: Prentice Hall Hispanoamericana.
- Cary, H. (1992). *Manual de Soldadura Moderna* (Segunda edición ed., Vol. 2). México: Prentice Hall Hispanoamericana.
- Colás, R. (1994). *Aceros Inoxidables, Resistentes a la Corrosión, al Calor y Súper* .
- Dominguez, P. (2016). *Aceros inoxidables endurecibles por precipitación conformados por pulvimetalurgia para su uso como biomateriales*. Valladolid, España: UNIVERSIDAD DE VALLADOLID.
- Elias, S. L. (2016). Aceros Dúplex, Dos en Uno. *Metal Actual*, 26 págs. Recuperado el 23 de 07 de 2016
- Fernández Flores, G. (1986). *Soldadura y Metalurgia* (2º Edición ed.). Cd. de México: Continentes S.A. de C.V.
- Ferrer, C. (2000). *Fundamentos de ciencia de los materiales (Tomo II)*. Valencia, España: U.P.V.
- Fredriksson, H. (1988). *Transition from peritectic to eutectic reaction in iron base alloys, Solidification and casting of metals*. London the metals society.
- GERDAU AZA. (2000). *COMPENDIO DE NORMAS PARA PRODUCTOS DE ACERO*. Obtenido de NORMAS PDF: <http://descom.jmc.utfsm.cl/sgeywitz/dctos/normas.pdf>
- Giachino, J. (1981). *Técnica y práctica de la soldadura*. Barcelona: Reverté.

- Gómez, J. U. (1998). Soldadura TIG de los aceros inoxidable dúplex del tipo 22-05 (Uranus 45N y Avesta). Estudio de la microestructura y de las propiedades mecánicas. *Revista de Metalurgia*, 271-275.
- Handbook, M. (1973). *Metallography, Structures and Phases Diagrams* (8va. ed., Vol. Vol. 8). ASM.
- Hilco. (septiembre de 2013). *3D. Soldadura de acero inoxidable.doc*. Recuperado el 2016, de hilco-welding.com: <https://hilco-welding.com/wp-content/uploads/2011/09/3D.-Soldadura-de-acero-inoxidable.pdf>
- Honeycombe, R. (1981). *Steels, Microstructures & Properties*. Colchester: E. Arnold.
- Horwitz, H. (2002). *Soldadura Aplicaciones y Práctica* (Primera edición ed.). Bogotá, Colombia: Alfaomega.
- Ibañez, J. (2005). *Estudio de la soldadura en aceros austeníticos*. Piura: UNIVERSIDAD DE PIURA.
- Ibarra, M. E. (2010). *Manual Aceros Inoxidables*. Cerrillos, Chile: 2M Impresores Ltda.
- Infra. (Agosto de 2009). *Manual de electrodos para soldar*. Recuperado el 30 de Mayo de 2016, de [www.electrodosinfra.com.mx](http://www.electrodosinfra.com.mx)
- international mollybdenum association. (2012). *Directrices practicas para la fabricacion de los aceros inoxidables duplex*. Recuperado el 1 de junio de 2016, de [http://www.imoa.info/download\\_files/stainless-steel/Duplex\\_Stainless\\_Steel\\_Spanish.pdf](http://www.imoa.info/download_files/stainless-steel/Duplex_Stainless_Steel_Spanish.pdf)
- International Molybdenum Association. (2012). *Directrices Practicas Para La Fabricacion De Los Aceros Inoxidables Duplex* (2da. ed.). Londres., Reino Unido.: IMO A 1999-2012. Recuperado el julio de 2016, de [http://www.worldstainless.org/Files/ISSF/non-image-files/PDF/Practical\\_Guidelines\\_for\\_the\\_Fabrication\\_of\\_Duplex\\_Stainless\\_Steels\\_Spanish\\_version.pdf](http://www.worldstainless.org/Files/ISSF/non-image-files/PDF/Practical_Guidelines_for_the_Fabrication_of_Duplex_Stainless_Steels_Spanish_version.pdf)
- Jorge L. Garin, R. L. (2010). ESTUDIO SOBRE LA DISOLUCION DE FASE SIGMA EN UN ACERO DUPLEX S31803 . *Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales*, 46-53.
- Kou, S. (1976). *Welding Metallurgy* (Primera edición ed.). Unates States of America: Library of Congress Cataloging.
- Martins, M. C. (2005). Effect of Heat Treatment on the Mechanical Properties of ASTM A 890 Gr6A Super Duplex Stainless Steel . *Journal of ASTM International*, 2.
- Mauricio Ibarra Echeverria, E. N. (2010). *Manual Aceros Inoxidables*. Cerrillos, Chile: 2M Impresores Ltda.
- Messer, B. O. (2007). *Duplex Welding Best Practices*. Recuperado el 28 de Mayo de 2016, de [www.stainless-steel-world.net](http://www.stainless-steel-world.net)
- MIPSA. (s.f.). [mipsa.com.mx](http://mipsa.com.mx). Obtenido de <https://mipsa.com.mx/dotnetnuke/Sabias-que/Clasificacion-del-acero-inoxidable>
- Nilsson, J. O. (1997). *The physical metallurgy of duplex stainless steels*. The Netherlands: World Conference DSS .



- Outokumpu. (Mayo de 2013). *Outokumpu-stainless-steel-wall-chart.pdf*. Obtenido de [www.outokumpu.com](http://www.outokumpu.com):  
<http://www.outokumpu.com/SiteCollectionDocuments/Outokumpu-stainless-steel-wall-chart.pdf>
- Outokumpu. (Mayo de 2013). *www.outokumpu.com*. Obtenido de *Outokumpu-stainless-steel-wall-chart.pdf*: <http://www.outokumpu.com/SiteCollectionDocuments/Outokumpu-stainless-steel-wall-chart.pdf>
- Porta, C. I. (s.f.). Soldadura de un acero inoxidable dúplex 2205 por GMAW mediante el uso de la técnica de arco pulsado. *Revista latinoamericana de Metalurgia y Materiales*, 21-26.
- Sáenz, L. P. (2007). Estudio de la fragilización del acero inoxidable dúplex SAF 2205 envejecido. *Revista ingeniería Universidad de Carabobo*, 14(3), 68-76.
- Sepúlveda, E. (2016). Aceros Dúplex, Dos en Uno. *Metal Actual*, 26 págs. Recuperado el 23 de 07 de 2016
- Smith, W. F. (2006). *FUNDAMENTOS DE LA CIENCIA E INGENIERIA DE MATERIALES*. MCGRAW-HILL.
- Uhlig, H. H. (2008). *CORROSION AND CORROSION CONTROL*. JOHN WILEY & SONS, INC.
- Universidad Tecnológica de Pereira. (2007). PRECIPITACIÓN DE FASES INTERMETÁLICAS DE ACEROS INOXIDABLES DUPLEX. *Scientia et Technica*, 520.
- Universidad Tecnológica Nacional. (s.f.). XVI- *TRATAMIENTOS TERMICOS DE LOS ACEROS INOXIDABLES*. Recuperado el 2017, de UTN-Universidad Tecnológica Nacional Facultad Regional Rosario:  
[http://www.frro.utn.edu.ar/repositorio/catedras/mecanica/5\\_anio/metalografia/16-\\_TT\\_aceros\\_inoxidables\\_v2.pdf](http://www.frro.utn.edu.ar/repositorio/catedras/mecanica/5_anio/metalografia/16-_TT_aceros_inoxidables_v2.pdf)
- Vazquez, J. (1996). *Tesis de Maestría FIME-UANL, Estudio de la Precipitación de Carburos en el Acero Inoxidable AISI 304 en Enfriamiento Continuo*. Nuevo León.
- W. Giachino, J. (1981). *Técnica y práctica de la soldadura*. Barcelona: Reverté.

## ANEXOS

### Tablas

Tabla 1 Composiciones de algunos aceros AISI-SAE .....	7
Tabla 2 Clasificación de aceros inoxidable según Avner .....	11
Tabla 3 Composiciones y propiedades comunes de los aceros inoxidable. ....	14
Tabla 4 Clasificación de aceros inoxidable ferríticos por composición y peso (%). ....	15
Tabla 5 Clasificación de aceros inoxidable austeníticos por composición y peso (%). ....	18
Tabla 6 Clasificación de los aceros inoxidable martensíticos y endurecibles por precipitación por composición y peso (%). ....	24
Tabla 7. Composición química por peso de aceros inoxidable dúplex (%). ....	31
Tabla 8. Principales países productores de acero en el 2015 .....	33
Tabla 9. Producción de acero por procesos 2014 .....	34
Tabla 10 Temperaturas típicas para reacciones de precipitación y otras reacciones características en aceros inoxidable dúplex .....	59
Tabla 11. Composición química del material base y de aporte .....	89
Tabla 12. Condiciones experimentales estudiadas. (Wf=5m/min. Va= Velocidad de avance 20cm/min). ....	91
Tabla 13. Valores de “I” eficaz, “V” eficaz, aporte calórico y porcentaje de dilución para las condiciones evaluadas. ....	91
Tabla 14. Composición química de las aleaciones Uranus 45N y Avesta, según las especificaciones de fábrica. ....	93
Tabla 15. Parámetros de las soldaduras efectuadas sobre los materiales estudiados. ....	93
Tabla 16 Valores de dureza 45N Rockwell superficial, encontrados a lo ancho de los cordones en las aleaciones. ....	97
Tabla 17 Composición de gas protector usado para medir el nivel de transferencia de nitrógeno en soldaduras. ....	100
Tabla 18 Resumen de las propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión encontradas. ....	101
Tabla 19 Análisis de porosidad en soldaduras con altas concentraciones de defectos. ....	103
Tabla 20 Composición química del acero inoxidable dúplex SAF 2205 (% peso). ....	104
Tabla 21 Propiedades mecánicas del acero inoxidable dúplex 2205. ....	106
Tabla 22 Composición química de las fases en el dúplex SAF 2205 después de los tratamientos térmicos. ....	108

## Figuras

Figura 1 Representación de una celda de corrosión básica .....	9
Figura 3 Inicio del proceso de pasivación .....	10
Figura 2 Final del proceso de pasivación.....	10
Figura 4, Tubo de intercambiador de calor.....	17
Figura 5 Microestructura del acero inoxidable austenítico AISI 304. ....	19
Figura 6. Aspas de turbina tipo 403 .....	23
Figura 7. Planchuelas de acero Inoxidable endurecido por precipitación 17-4 PH (UNS S17400) ...	26
Figura 8. Procesos siderúrgicos .....	34
Figura 9. Cesta de carga volcando en Horno Eléctrico.....	36
Figura 10. Operación de descarga de la cuchara de trasvase al convertidor AOD .....	37
Figura 11. Colada continua de desbastes.....	38
Figura 12 Estructura ferrítica a estructura austenítica agregando níquel .....	43
Figura 13 Representación de la microestructura ferrítica .....	43
Figura 14 Microestructura de una muestra de 2205 envejecido a 850 °C durante 40 minutos mostrando la precipitación de la fase sigma (flechas) en los bordes de granos austenita/ferrita. La ferrita (F) aparece más oscura que la austenita (A) en la micrografía.....	56
Figura 15 Representación esquemática de los modos de solidificación en los .....	66
Figura 17 Paso 2: Eliminar la herrumbre (No fibras metálicas).....	73
Figura 16. Paso 1: Aplique E-NOX Clean y dejarlo reposar durante 3 minutos .....	73
Figura 18. Paso 3: Limpie el exceso.....	74
Figura 19. Paso 4: Enjuague con agua .....	74
Figura 20 Paso 5: Neutralizar con matriz (clasificada con el color oro en la marca del spray que se utiliza, familia uno).....	74
Figura 21 Paso 6: Enjuague con agua corriente una vez mas .....	75
Figura 22 Esquema del proceso de soldadura SMAW .....	77
Figura 23. Imágenes de un equipo fabricado con el proceso de SMAW, en las cuales se puede observar una mala calidad en la soldadura.....	78
Figura 24. Esquema del proceso de soldadura GMAW .....	79
Figura 25. Esquema del proceso de soldadura GTAW .....	82
Figura 26. Imágenes de un equipo fabricado con el proceso de GTAW, en las cuales se puede observar una buena calidad en la soldadura. ....	83
Figura 27. Esquema del proceso de soldadura SAW.....	84
Figura 28. Esquema del proceso de soldadura FCAW.....	86
Figura 29. Fotomicrografía del cupón soldado bajo la condición 6. ....	92
Figura 30. a) Detalle de la zona afectada por el calor 500X, b) Detalle del metal de aporte 500X ..	92
Figura 31 Dimensiones de las probetas del ensayo de tracción según ASTM A-370.....	104
Figura 32 Acero dúplex SAF 2205 en su condición: a) Original y b) Solubilizada a 1100 °C por 1 hora. ....	106
Figura 33 Aceros dúplex SAF 2205 con envejecimiento a 850°C por 6 horas, a) 1000X y b) 2000X. ....	107
Figura 34 Aceros dúplex SAF 2205 con envejecimiento a 850°C por 12 horas, a) 1000X y b) 2000X. ....	107

Figura 35 Aceros dúplex SAF 2205 con envejecimiento a 850°C por 24 horas, a) 1000X y b) 2000X. .....	108
---	-----

## Diagramas

Diagrama 1 Fe-C .....	5
Diagrama 2 Hierro-Cromo .....	12
Diagrama 3 Hierro-Carbono (17% cromo).....	13
Diagrama 4. Representación esquemática de los tratamientos térmicos correspondientes a los aceros austeníticos endurecibles por precipitación. ....	29
Diagrama 5 Sección a través del diagrama de fases ternario Fe-Cr-Ni con 68% de hierro (pequeños cambios en el contenido de níquel y de cromo ejercen gran influencia en la cantidad de austenita y ferrita de los aceros inoxidable dúplex). ....	45
Diagrama 6 Ciclos térmicos para los aceros súper dúplex SAF 2507 y aleación 879. ....	47
Diagrama 7 obtenido por computadora, donde la línea punteada representa la composición para un acero superdúplex SAF 2507 (25% de Cr). ....	48
Diagrama 8 Sección isotermica del sistema Fe-Cr-Ni-Mo-N (que corresponde a un acero súper dúplex) a 800 °C, calculando con la ayuda de un software, cuando se consideraron cantidades fijas de Mo (4%) y N (0.3%).....	49
Diagrama 9. Diagrama de precipitación isotérmico para el acero inoxidable dúplex EN 1.4462 (2205), recocido a 1050 °C (1920 °F). (Los tipos dúplex EN 1.4362 (2304) y EN 1.4410 (2507) se muestra con fines comparativos).....	52
Diagrama 10 Proyecciones del liquidus y solidus en el sistema Fe-Cr-Ni, junto con sus constituyentes binarios. ....	62
Diagrama 11. Diagrama de constitución Fe-Cr-Ni para el hierro al 70% y 60%. ....	64
Diagrama 12. Diagrama de Schaeffler que muestra las composiciones de las aleaciones ferrítica, martensítica, austenítica y dúplex. ....	68
Diagrama 13 Zonas críticas diagrama de Schaeffler .....	69
Diagrama 14 Representación mediante el diagrama de Schaeffler del material depositado en la soldadura.....	71
Diagrama 15. Criterio de desprendimiento de gota para el metal de aporte.....	90
Diagrama 16 Variación de las dimensiones de los cordones en función de la energía térmica aportada (E.N.A.) en las aleaciones Avesta y Uranus 45N. ....	95
Diagrama 17 Porcentaje de ferrita en los cordones de soldadura.....	96
Diagrama 18 Contenido de nitrógeno en los depósitos antes de la dilución. ....	99