

Efecto de la soldadura en la formación de fases secundarias indeseables en aceros inoxidables dúplex (DSS)
y su influencia en la resistencia a la corrosión: Estado del arte

Laura Ximena Arenas Cordero y Diana Marcela Rodríguez Colmenares

Trabajo de grado para optar el título de Ingeniera Metalúrgica

Director

Mauricio Rincón Ortiz

Doctor en Ciencia y Tecnología Mención Materiales

Codirector

Ana María Pérez Ceballos

Doctora en Ingeniería

Universidad Industrial de Santander

Facultad de Ingenierías Físicoquímicas

Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales

Bucaramanga

2021

Agradecimientos

A Dios por mantener mi mente y mi corazón fuerte ante las adversidades académicas.

A mis mamás Nelly, Graciela, Omaira y Carmen que con la calidez de su amor me brindaron las experiencias necesarias para culminar este camino.

A mis papás Alberto, José Trinidad y Fredy que me demostraron que todo depende de nuestra actitud y de la sonrisa que le pongamos a la vida.

A mis hermanas y familiares que me ofrecieron su apoyo y su incondicionalidad.

A la profesora Ana por enseñarnos el valor de la mujer en el campo Ingenieril y al profesor Mauricio por creer en nuestro trabajo.

A Carolina, Magda, Diego y Aldair por brindarme una visión diferente del mundo y a cada amigo que visito mi casa como centro de estudio.

A la pastoral universitaria por acogerme y alegrar cada una de mis semanas con historias que siempre desearé escuchar.

A mi compañera de tesis, amiga de profesión y hermana por elección. Gracias por haberme elegido para cruzar esta meta juntas.

Laura Ximena Arenas Cordero

A Dios primeramente por guiarme a través de este camino.

A mis padres y mis hermanos por su apoyo y sus consejos.

A las grandes amistades que forjé en la universidad por su lealtad y compañía.

A la gran familia que me acogió y cada uno de los que conformaron mi hogar fuera de casa.

A la pastoral y los clubes de lectura de la UIS por brindarme momentos de alegría.

A mis formadores por inculcar en mí su gran sentido humano y profesional.

A la universidad por abrirme sus puertas y hacer posible esta gran experiencia.

Diana Marcela Rodríguez Colmenares

Contenido

	Pág.
Introducción	10
1.Objetivos.....	12
1.1 Objetivo general.....	12
1.2 Objetivos específicos	12
2.Resultados	13
2.1 Generalidades de los aceros inoxidables dúplex (DSS).....	13
2.2 Soldadura de los DSS.....	14
2.2.1 Tipos de soldadura que precipitan fases secundarias indeseables en los DSS	15
2.2.2 Soldaduras de baja energía.....	20
2.2.3 Soldaduras de alta energía	21
2.3 Características de las fases secundarias indeseables presentes en los DSS soldados	25
2.3.1 Elementos de aleación que promueven la precipitación de fases secundarias indeseables en los DSS.....	27
2.3.2 Elementos estabilizadores de ferrita (Cr – Mo - W)	28
2.3.3 Elementos estabilizadores de austenita (N, Ni, C, Mn y Cu)	30
2.4 Efecto de las fases secundarias indeseables en la corrosión de los DSS	32
2.4.1 Corrosión por picado.....	34

2.4.2 Corrosión intergranular (IGC, por sus siglas en inglés)	38
2.4.3 Corrosión bajo tensión (SCC, por sus siglas en inglés)	41
2.4.4 Corrosión por rendija (<i>crevice corrosion</i>)	42
3. Conclusiones	43
4. Referencias.....	45

Lista de tablas

	Pág.
Tabla 1. Fases secundarias indeseables producidas por los principales procesos de soldadura efectuados a los DSS.....	19
Tabla 2. Microestructuras de los precipitados producidos por EBW y LBW en los DSS.....	21
Tabla 3. Microestructuras de los precipitados producidos por GTAW, SMAW y GMAW en los DSS	23
Table 4. Microestructuras de los precipitados producidos por SAW, FCAW y PAW en los DSS	25
Tabla 5. Fases secundarias indeseables precipitados en los DSS	26
Tabla 6. Composición química de los principales DSS utilizados en la industria.....	27
Tabla 7. Porcentaje en peso promedio de la matriz, fase χ y σ en DSS de alta aleación	29
Tabla 8. Valores de PREN de los DSS estudiados y sus fases	34

Lista de Figuras

	Pág.
Figura 1. Evolución de la precipitación de Cr ₂ N y γ_2 en los DSS.....	16
Figura 2. Diagramas de precipitación de fases deletéreas de los aceros inoxidable dúplex	17
Figura 3. Elementos de aleación que promueven las fases secundarias indeseables en los DSS .	28
Figura 4. Microestructuras de la ZAT de los DSS afectados por la corrosión.	33
Figura 5. a) Curvas de polarización potenciodinámicas de los principales DSS en solución de NaCl con pH 7 b) Curvas de polarización potenciodinámicas de los principales DSS en solución de NaCl con.....	36
Figura 6. Curvas de polarización potenciodinámica del DSS UNS S32750 con corriente pulsada y continua.....	36
Figura 7. Efecto de σ sobre el comportamiento de la polarización cíclica sobre el DSS UNS S32205	38
Figura 8. Relación entre el número de pases y el grado de sensibilización (DOS) en el pase de raíz del acero UNS	40
Figura 9. Ensayo charpy al acero UNS S32205 con precipitación de fase σ	42

1

Resumen

Título: Efecto de la soldadura en la formación de fases secundarias indeseables en aceros inoxidables dúplex (DSS) y su influencia en la resistencia a la corrosión: Estado del arte*

Autor: Laura Ximena Arenas Cordero, Diana Marcela Rodríguez Colmenares**

Palabras Claves: Aceros inoxidables dúplex (DSS), soldadura, fases secundarias, corrosión

Descripción:

Los aceros inoxidables dúplex (DSS) se destacan principalmente por su microestructura bifásica en proporciones aproximadamente iguales de ferrita y austenita (α/γ), la cual le brinda mejores propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión en ambientes altamente agresivos (plataformas marinas, plantas químicas, industria de la pulpa y el papel etc.); sin embargo, estas propiedades se ven alteradas por la precipitación de fases secundarias indeseables inducidas por ciclos térmicos, provocados por la ejecución de técnicas de soldadura para la unión de los aceros inoxidables dúplex. Por lo que esta investigación se enfocó en identificar los procesos de soldadura que son aplicados a los DSS más utilizados en la industria (UNS S32205 – S31803 – S32750 – S32304 – S32101) que provocan la precipitación de fases deletéreas en los cordones de soldadura. Igualmente, se analizaron los elementos de aleación con mayor influencia en la formación de dichas fases y su impacto en el detrimento de la resistencia a la corrosión del acero; identificando que la austenita secundaria (γ_2) es el precipitado en común en todos los procesos de soldadura y que junto con la fase sigma (σ) y el nitruro de cromo (Cr_2N) disminuyen la resistencia a la corrosión por picado, corrosión intergranular y corrosión bajo tensión de los DSS.

*Proyecto de grado

** Facultad de Ingenierías Físicoquímicas. Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales. Director: Mauricio Rincón Ortiz, Doctor en Ciencia y Tecnología Mención Materiales. Codirector: Ana María Pérez Ceballos, Doctora en Ingeniería

2

Abstract

Title: Effect of welding on the formation of undesirable secondary phases in duplex stainless steels (DSS) and its influence on corrosion resistance: State of the art*

Author: Laura Ximena Arenas Cordero y Diana Marcela Rodríguez Colmenares **

Key words: Duplex stainless steels (DSS), welding, secondary phases, corrosion

Description

Duplex stainless steels (DSS) stand out mainly for their biphasic microstructure in approximately equal proportions of ferrite and austenite (α / γ), which provides better mechanical properties and corrosion resistance in highly aggressive environments (offshore platforms, plants chemicals, pulp and paper industry, etc.); however, these properties are altered by the precipitation of undesirable secondary phases induced by thermal cycles, caused by the execution of welding techniques for the union of duplex stainless steels. Therefore, this research focused on identifying the welding processes that are applied to the most widely used DSS in the industry (UNS S32205 - S31803 - S32750 - S32304 - S32101) that cause the precipitation of deleterious phases in the weld beads. Likewise, the alloying elements with the greatest influence on the formation of said phases and their impact on the detriment of the corrosion resistance of steel were analyzed; identifying that secondary austenite (γ_2) is the common precipitate in all welding processes and that together with the sigma phase (σ) and chromium nitride (Cr_2N) decrease the resistance to pitting corrosion, intergranular corrosion and stress corrosion cracking of DSS.

*Proyecto de grado

** Facultad de Ingenierías Físicoquímicas. Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales. Director: Mauricio Rincón Ortiz, Doctor en Ciencia y Tecnología Mención Materiales. Codirector: Ana María Pérez Ceballos, Doctora en Ingeniería

Introducción

Actualmente la demanda de acero inoxidable dúplex (DSS, por sus siglas en inglés) ha surgido como alternativa al acero inoxidable austenítico (ASS, por sus siglas en inglés), el cual posee un mayor contenido de níquel incrementando el costo de dichas aleaciones; lo anterior se ve evidenciado en la disminución de la producción de los ASS a través del tiempo (Daraghma et al., 2020). En el periodo entre 2007 y 2020 se estima una reducción de los ASS del 9% con base en la producción de aceros inoxidables a nivel mundial, mientras que, para el mismo periodo se estima un aumento del 3.4 % en la producción de los DSS bajo el mismo estudio (Verma & Taiwade, 2017).

Sumado a lo anterior los DSS presentan un mejor desempeño en ambientes altamente corrosivos como construcción naval, industria de la pulpa y el papel, nuclear, petroquímica, plantas de desalinización entre otros, gracias a su microestructura bifásica de austenita y ferrita en proporciones aproximadamente iguales que le brindan buena resistencia a la corrosión localizada, bajo tensión e intergranular y excelentes propiedades mecánicas (Silva et al., 2020).

La amplia aplicación de los DSS en diversos sectores industriales requiere el uso de soldadura en la fabricación de sus equipos (tuberías, tanques, recipientes a presión, etc.); éste proceso provoca cambios en la microestructura de la junta (variación del balance óptimo de austenita y ferrita), por lo que las propiedades y el comportamiento metalúrgico de las uniones soldadas difieren en gran medida de las correspondientes al metal base (Shi et al., 2018). En la actualidad diversos estudios demuestran que diariamente ocurren fallas en equipos durante su servicio, las cuales en muchos casos se originan en las juntas soldadas, debido a que estas actúan como lugares críticos donde existen elevadas tensiones residuales que combinadas con las condiciones del medio, potencian la corrosión del acero (Elsaady et al., 2018).

La zona afectada térmicamente (ZAT), tiende a presentar precipitación de fases secundarias indeseables que favorecen el detrimento de las propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión de los DSS (W. Wang et al., 2020). Son diversos los factores que contribuyen a la formación de estas fases, entre las que se encuentran σ , χ , γ_2 , CrN , Cr_2N , etc; por lo anterior en el presente proyecto se realizó una revisión bibliográfica con el fin de identificar y conocer las causas que promueven su formación durante el proceso de soldadura, así como el efecto sobre la resistencia a la corrosión de los DSS, con la finalidad de mitigar posibles fallas por corrosión durante el servicio de los equipos y prolongar la vida útil de los mismos.

1.Objetivos

1.1 Objetivo general

Evaluar, mediante revisión bibliográfica, el efecto de la soldadura en los aceros inoxidables dúplex (DSS) sobre la resistencia a la corrosión por la precipitación de fases secundarias indeseables.

1.2 Objetivos específicos

Identificar los tipos de soldadura que propician la formación de fases secundarias indeseables en aceros inoxidables dúplex (DSS).

Analizar la influencia de los elementos de aleación sobre la precipitación de fases secundarias indeseables durante la soldadura de aceros inoxidables dúplex (DSS).

Evaluar el efecto de la precipitación de las fases secundarias indeseables en la resistencia a la corrosión de las juntas soldadas de aceros inoxidables dúplex (DSS).

2.Resultados

2.1 Generalidades de los aceros inoxidables dúplex (DSS)

El desarrollo continuo de los aceros inoxidables dúplex desde la década de los 70, se debe a su mayor resistencia a la tracción y a la corrosión por picado a un menor precio de producción gracias a la reducción del contenido de Níquel (1% al 7%) en la aleación, el cual es sustituido por elementos como Mo y N que junto con el Cr (21% al 25%) producen el equilibrio entre las fases ferrítica y austenítica, de tal forma que la fracción volumétrica de cada fase se encuentra en un porcentaje aproximadamente igual (50/50) (Pan et al., 2020).

Los DSS, como ya ha sido mencionado, son reconocidos por su alta resistencia a la corrosión por picado, medida de acuerdo con el índice de resistencia a la corrosión por picado conocido por sus siglas en inglés como *pitting resistance equivalent number* (PRE_N). Dicho índice se obtiene al sumar el porcentaje en peso de los principales elementos de aleación (Cr, Mo, N), según la siguiente ecuación (Leite et al., 2019).

$$PRE_N = \%Cr + 3.3(\%Mo) + 16(\%N) \quad (1)$$

En la actualidad el sector industrial destaca 3 grupos de DSS, entre ellos se encuentran los forjados que están compuestos por un contenido en peso de carbono entre 0,01% a 0,08%, su precio varía desde US \$ 5,8 / kg a US \$ 7,8 / Kg, poseen un límite elástico de 460 a 620 MPa, su valor de PRE_N se establece en el rango de 24,5 a 45,7 y el grado más popular de DSS forjado es el UNS S31803. Igualmente se destacan los DSS fundidos con bajo contenido de carbono, los cuales se encuentran en el mercado con valores de US \$ 7,59 /Kg a US \$ 11,1 /Kg, límite elástico entre 365 a 655 MPa, y PRE_N desde 30 a 40; así mismo los DSS fundidos con alto contenido en peso de carbono ($0.3 \% \leq C \leq 0.5 \%$) son la última designación destacada, los cuales son utilizados para aplicaciones que implican una mayor resistencia mecánica, a la corrosión y al

desgaste como construcción naval y carcasas de válvulas (de Farias Azevedo et al., 2019).

Todas las aleaciones de DSS anteriormente nombradas superan en propiedades mecánicas a los aceros inoxidable austeníticos (ASS) convencionales de la serie 300, de igual forma, poseen mayor tenacidad y ductilidad en comparación con los aceros inoxidable ferríticos (FSS, por sus siglas en inglés) (Li et al., 2019).

2.2 Soldadura de los DSS

El proceso de soldadura implica fenómenos eléctricos, térmicos, químicos y mecánicos, que involucran la fusión y posterior solidificación del metal en la zona de fusión (ZF), alterando la región cercana a esta, conocida como zona afectada térmicamente (ZAT). El desempeño de la ZAT depende de la entrada de energía, de la fusión del material de aporte, de la velocidad de enfriamiento, de las variables del proceso y de la técnica utilizada (Bhatia & Singh, 2019).

Por lo anterior, aunque los DSS presentan excelentes propiedades, se hace complejo establecer parámetros que garanticen un uso adecuado y seguro de estos materiales luego del proceso de soldadura. Durante el proceso se induce un tratamiento térmico localizado en el material soldado, lo que puede provocar la difusión de los elementos de aleación y cambiar la microestructura del cordón de soldadura, provocando también la pérdida de las propiedades protectoras de la aleación en la ZAT (Dupont et al., 2013).

De manera que, la elección de la técnica y de los parámetros para la aplicación de la soldadura en los DSS, es fundamental para la calidad de la junta (Luchtenberg et al., 2019); razón por la cual en la presente investigación se resaltan los tipos de soldadura que se efectúan en los DSS y las variables de ejecución (velocidad de enfriamiento y energía de entrada) que promueven

la formación de fases deletéreas modificando la microestructura de las juntas soldadas (ZF) y las zonas aledañas a la misma (ZAT), las cuales se exponen de forma más detallada a continuación.

2.2.1 Tipos de soldadura que precipitan fases secundarias indeseables en los DSS

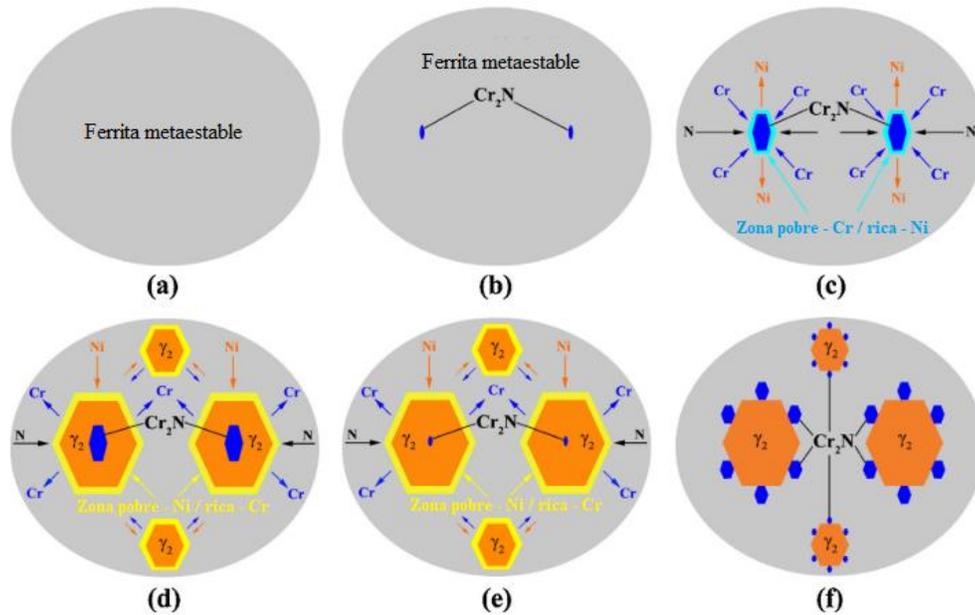
Varias investigaciones han determinado que al emplear una entrada de energía alta (velocidad de enfriamiento lenta) en los procesos de soldadura de los DSS, se mantiene el equilibrio de fases γ/α en la ZF y ZAT, sin embargo, estos parámetros también conducen a la formación de granos gruesos y fases secundarias indeseables como chi (χ) y sigma (σ) (Makhdoom et al., 2017).

Por otra parte, un bajo suministro de energía (velocidad de enfriamiento rápida) en los DSS provoca que la fase ferrítica se sobresature de nitrógeno (ferrita metaestable) proveniente del metal base (MB), causando en primera instancia la formación de Cr_2N (ver figura 1.a.b) el cual ocasiona empobrecimiento de Cr y sobresaturación de Ni en las zonas adyacentes al mismo (ver figura 1.c), lo que fomenta la formación de granos gruesos de austenita secundaria (γ_2) alrededor del Cr_2N (ver figura 1.d). Posteriormente éste precipitado se desintegra por la captación del N por parte de la γ_2 y su rechazo hacia el Cr (ver figura 1.e) quien se ubica alrededor de ésta promoviendo nuevamente la formación del Cr_2N (ver figura 1.f) (Z. Zhang, Jing, Xu, Han, Zhao, et al., 2017).

La γ_2 resultante se encuentra distribuida en austenita alotriomórfica en borde de grano (GBA, por sus siglas en inglés), austenita Widmanstätten (WA, por sus siglas en inglés) y austenita intergranular (IGA, por sus siglas en inglés) (Geng et al., 2015).

Figura 1.

Evolución de la precipitación de Cr_2N y γ_2 en los DSS



Nota. Adaptado de (Z. Zhang, Jing, Xu, Han, Zhao, et al., 2017).

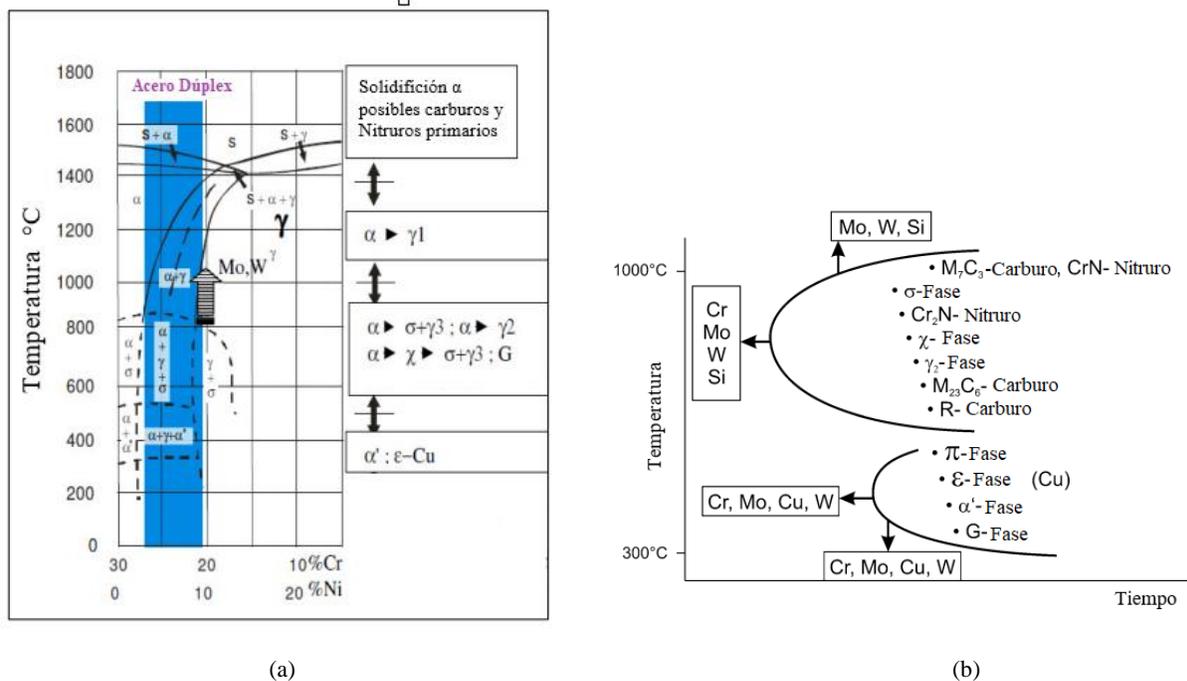
Las variables mencionadas anteriormente se encuentran directamente relacionadas con la técnica de soldadura aplicada en los DSS, las cuales son divididas en 2 grupos; soldadura de baja energía y alta energía. Esta última es la más utilizada en la industria, debido a una mayor tasa de deposición y a su versatilidad en donde se destacan las siguientes técnicas: soldadura de arco con electrodo de tungsteno y gas inerte (GTAW, por sus siglas en inglés), soldadura por arco metálico con gas (GMAW, por sus siglas en inglés), soldadura por arco metálico protegido (SMAW, por sus siglas en inglés), soldadura por arco con núcleo de fundente (FCAW, por sus siglas en inglés), soldadura por arco de plasma (PAW, por sus siglas en inglés) y soldadura por arco sumergido (SAW, por sus siglas en inglés). Por otra parte la soldadura por rayo láser (LBW, por sus siglas

en inglés) y la soldadura por haz de electrones (EBW, por sus siglas en inglés) son los dos procesos destacados de baja energía (Jebaraj et al., 2017).

Los DSS poseen un compartimiento de precipitación muy complejo debido a la gran cantidad de elementos de aleación que contienen (C, Mn, Mo, Cr, Ni, N, W, principalmente); lo que conlleva a la formación de fases secundarias indeseables como nitruros, carburos y fases intermetálicas (Kellai et al., 2018). Estas fases precipitan preferencialmente en la α , debido a que la fase austenítica posee mayor número de sitios tetraédricos que permiten la disolución de los elementos de aleación (Llorca-Isern et al., 2016), además la γ posee solubilidades que son 100 veces más altas que las encontradas en la fase ferrítica (Knyazeva & Pohl, 2013). En la Figura 2 se observan los posibles precipitados que pueden ser encontrados en los DSS con su debido rango de temperatura de formación.

Figura 2.

Diagramas de precipitación de fases deletéreas de los aceros inoxidable dúplex.



Nota. Adaptado de (Raha, 2018).

Como se observa en la figura 2(a), durante el proceso de solidificación de los DSS la α se separa de la fase líquida junto con los carburos y nitruros alrededor de 1400°C donde se completa su transformación. Por debajo de esta temperatura (1000 °C) se produce la transformación de fase ferrítica en austenita primaria (γ_1), finalizando así la formación de γ_1 y estableciendo el equilibrio (50/50) entre las 2 fases (Raha, 2018). Continuando con el proceso de enfriamiento, en el intervalo entre 900°C y 600°C (ver figura 2.b) se inicia la descomposición de la α en fases secundarias indeseables como, sigma (σ), chi (χ), austenita secundaria (γ_2), nitruros y carburos (Wan et al., 2018).

La fase σ es producto de la descomposición eutécticoide de la α , de acuerdo con la reacción ($\alpha \rightarrow \gamma_2 + \sigma$) dando lugar a γ_2 y σ ; en donde σ al ser un precipitado frágil disminuye las propiedades mecánicas en los DSS, mientras que la γ_2 al poseer un bajo valor de PRE_N en comparación con la γ_1 afecta la resistencia a la corrosión localizada del acero. La fase χ se presenta como una precipitación intermedia que es consumida por la formación de σ siendo una fase metaestable; σ y χ además de afectar las propiedades de corrosión en los DSS aumentan su fragilización (Marques et al., 2020).

Entre 600°C y 300°C se forman algunas fases más frágiles que σ y χ , como ferrita primaria (α_1), épsilon (ϵ) y pi (π). Estas fases presentan una mayor fragilización cuando los DSS se someten a temperaturas cercanas a los 475°C; por este motivo los DSS efectúan su servicio en temperaturas inferiores a 300 °C (Knyazeva & Pohl, 2013).

En la tabla 1 se presentan las fases secundarias formadas en la ZF y ZAT producidas por distintos procesos de soldadura, en los DSS mayormente utilizados en la industria.

Tabla 1.

Fases secundarias indeseables producidas por los principales procesos de soldadura efectuados a los DSS

Técnica de soldadura	Tipo de DSS	Entrada de corriente (A)	Fases secundarias precipitadas	Referencia
EBW	UNS S32205	0.045	γ_2, Cr_2N	(Singh & Shahi, 2020)
	UNS S32205	0.09	Cr_2N	(Singh & Shahi, 2019)
LBW	UNS S32750	8	γ_2	(Fernandes de Lima et al., 2015)
	UNS S31803	5	γ_2, Cr_2N	(Yanze Yang et al., 2012)
GTAW	UNS S32205	110	γ_2	(Paulraj & Garg, 2016)
	UNS S31803	104- 121	Cr_2N, σ, γ_2	(Dening et al., 2010)
SMAW	UNS S32205	70- 120	γ_2	(Verma & Taiwade, 2017)
	UNS S32205	107	γ_2, Cr_2N, σ	(Makhdoom et al., 2017)
GMAW	UNS S32750	170-200	γ_2, Cr_2N, σ	(Arun et al., 2019)
	UNS S31803	120-126	γ_2, σ	(de Souza et al., 2020)
FCAW	UNS S32101	275	γ_2	(Shi et al., 2017)
	UNS S32205	-	$M_{23}C_6$	(Mcperson et al., 2013)
SAW	UNS S32205	600	γ_2, σ	(Luo et al., 2013)
	UNS S32304	550	γ_2	(Júnior et al., 2019)
PAW	UNS S32205	79- 104	γ_2	(Šimeková et al., 2013)

2.2.2 Soldaduras de baja energía

Las técnicas de soldadura EBW y LBW, son procesos de baja energía debido a los niveles de corriente utilizados durante su ejecución como puede verse en la tabla 1, sin embargo, poseen alta densidad de corriente ya que la energía del haz se concentra en una menor área en comparación con los demás procesos (Krasnorutskyi et al., 2012). Lo anterior permite obtener una ZF y ZAT reducidas, un cordón de soldadura estrecho y profundo, bajos niveles de distorsión y tensiones residuales (Sołtysiak, 2015).

Los bajos niveles de corriente utilizados en los dos procesos inducen un enfriamiento rápido en los DSS que inhibe la transformación de $\alpha \rightarrow \gamma_1$ (estructura principalmente ferrítica), dando como resultado la precipitación de γ_2 en la ZF y la ZAT a temperaturas menores a 1200°C en los 3 tipos de morfología: GBA situada en los límites de grano α/α primarios, WA que crece dentro de los granos de ferrita a partir de la GBA e IGA que se forma dentro de los granos de ferrita (ver tabla 2.a) (Tóth et al., 2021).

La precipitación de GBA y WA en EBW y LBW se producen principalmente a temperaturas relativamente altas en donde el calor del haz es mayor (región superior del cordón), mientras que la IGA se forma a temperaturas más bajas (región inferior del cordón) (Singh & Shahi, 2020).

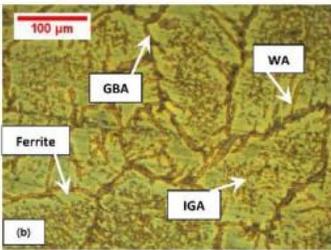
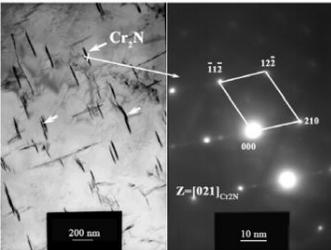
La aplicación de corrientes superiores a 7A en LBW para los DSS favorece la formación de fase austenítica, debido a que una mayor entrada de calor causa una menor velocidad de enfriamiento que promueve la formación de γ_1 en un rango de temperatura entre 800 y 1350°C (Sołtysiak et al., 2018). Por otra parte, la formación de Cr_2N también se produce en la ZF y la ZAT para soldadura autógena EBW de DSS UNS S32205 y en LBW para DSS UNS S31803 (ver

tabla 2.b) como consecuencia del enfriamiento rápido desde 900 °C aproximadamente, que conlleva a la sobresaturación de N en la ferrita (Singh & Shahi, 2019).

En la literatura se encuentra que la fase sigma no es provocada por estos tipos de soldadura, debido a que el tiempo de enfriamiento no es suficiente para la difusión de los elementos de aleación (Fernandes de Lima et al., 2015).

Tabla 2.

Microestructuras de los precipitados producidos por EBW y LBW en los DSS

Técnica de soldadura	Tipo de DSS	Microestructura: Fases secundarias precipitadas	Referencia
<i>EBW</i>	UNS S32205		(Singh & Shahi, 2020)
		a) ZF	
<i>LBW</i>	UNS S31803		(Yanze Yang et al., 2012)
		b) ZF	

2.2.3 Soldaduras de alta energía

En los procesos de soldadura GTAW, SMAW, GMAW, SAW, FCAW y PAW se utilizan niveles de corriente bastante superiores a los requeridos por EBW y LBW (ver tabla 1), lo cual los clasifica como procesos de soldadura de alta energía, siendo utilizados principalmente en la

industria de los DSS por esta característica que les brinda altos índices de producción, facilidad de automatización y alta deposición (García-Rentería et al., 2014). Las técnicas SMAW y GMAW utilizan electrodos consumibles para realizar la fusión del cordón de soldadura, mientras que GTAW utiliza un electrodo de tungsteno no consumible el cual produce superficies libres de salpicaduras (Gokhale et al., 2019).

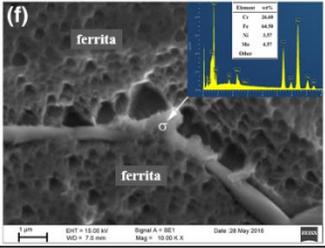
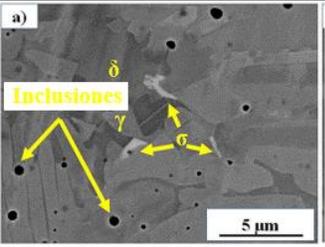
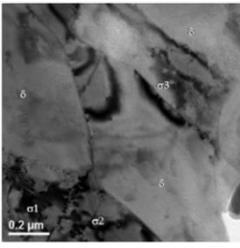
Para la soldadura de múltiples pasadas efectuada a los DSS por el proceso GTAW (Balaram Naik & Chennakesava Reddy, 2020), SMAW (Makhdoom et al., 2017) y GMAW (Yurtisik et al., 2013) se evidencia la precipitación de γ_2 y Cr_2N (ver tabla 1) en la ZF y la ZAT preferencialmente en la raíz del cordón de soldadura, puesto que, esta zona experimenta menor recalentamiento lo cual causa una mayor velocidad de enfriamiento (Geng et al., 2015). Sumado a ello, el proceso de soldadura GMAW de múltiples pasadas con gas de protección Ar + 30%He evidencia mayor precipitación de nitruros en el DSS de alta aleación UNS S32750, para energías de arco entre 1.3 - 1.5 kJ/mm (Bermejo et al., 2019).

En estas mismas técnicas de soldadura se resalta la precipitación de fase σ , la cual se forma como consecuencia de una velocidad de enfriamiento lenta dada por la entrada de corriente utilizada en cada proceso (ver tabla 1). La fase σ precipita en la ZAT de los DSS en soldaduras GMAW y GTAW de múltiples pasadas (ver tabla 3.a,c); esta región experimenta temperaturas inferiores a 1028°C donde ocurre la precipitación de la fase σ (Balaram Naik & Chennakesava Reddy, 2020); en la ZF no se produce la precipitación de dicha fase, debido a que el recalentamiento entre cada pase supera la temperatura de formación de ésta provocando su disolución, de modo que la fase σ que se haya podido formar en los primeros pases se disolverá en los siguientes cordones de soldadura (Z. Zhang, Jing, Xu, Han, Li, et al., 2017).

La fase σ en SMAW precipita tanto en la ZAT como en la ZF (ver tabla 3.b), puesto que, el cambio de electrodo permite un enfriamiento del cordón de soldadura de pase a pase, por lo tanto, los ciclos de recalentamiento no son tan severos como en GTAW y no superan los 1000°C permitiendo que la fase sigma se precipite en la ZF. Igualmente, se observó en la misma microestructura la presencia de inclusiones no metálicas asociadas a la composición química del electrodo las cuales no pueden ser evitadas (A Hosseini et al., 2020).

Tabla 3.

Microestructuras de los precipitados producidos por GTAW, SMAW y GMAW en los DSS

Técnica de soldadura	Tipo de DSS	Microestructura: Fases secundarias precipitadas	Referencia
GTAW	UNS S31803	 <p>(f)</p> <p>ferrita</p> <p>ferrita</p> <p>1 μm</p> <p>Signal A = 001</p> <p>Date: 28 May 2016</p>	(Z. Zhang, Jing, Xu, Han, Li, et al., 2017)
SMAW	UNS S32750	 <p>(a)</p> <p>Inclusiones</p> <p>δ</p> <p>γ</p> <p>σ</p> <p>5 μm</p>	(A Hosseini et al., 2020)
GMAW	UNS S32205	 <p>δ</p> <p>σ_1</p> <p>σ_2</p> <p>0.2 μm</p>	(García-Rentería et al., 2014)

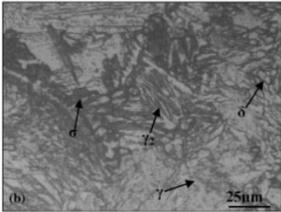
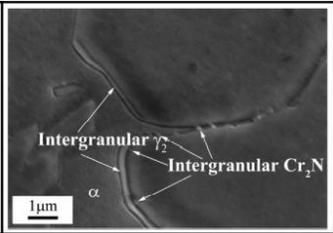
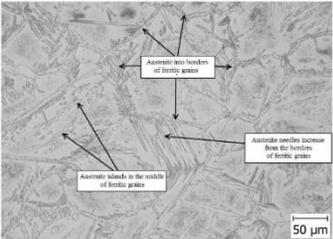
Por otra parte, las técnicas de soldadura SAW y FCAW se caracterizan por poseer mayores tasas de deposición en comparación con los demás procesos ya mencionadas, puesto que utilizan niveles de corriente más elevados (ver tabla 1) (Shi et al., 2017). Al ser empleadas en los DSS, producen la precipitación de γ_2 (ver tabla 4.a) bajo el mismo comportamiento de formación dado en GTAW, SMAW y GMAW (Luo et al., 2013). En el caso de la soldadura FCAW se acelera la producción de γ_2 por la difusión de N entre 1000 y 1200 °C (Pérez et al., 2016).

Así mismo en el proceso de soldadura FCAW se aprecia la precipitación de Cr_2N , en donde la nucleación de dicha fase se produce preferencialmente dentro de los granos de α y en la interfaz α/α en la ZAT (ver tabla 4.b) (Júnior et al., 2019). En ésta misma técnica no se evidenció precipitación de fase σ a diferencia del proceso SAW (ver figura 4.a), en donde la precipitación de la misma se produjo en la ZAT y la ZF debido a su alta entrada de energía (Luo et al., 2013). Investigadores han demostrado que la técnica SAW en el acero DSS de alta aleación UNS S32750 puede precipitar hasta 2 %V de fase σ en la ZAT (Biezma et al., 2021).

A diferencia de las soldaduras ya mencionadas, algunas investigaciones revelaron que la soldadura FCAW de múltiples pasadas en los DSS produce la precipitación de carburos del tipo $M_{23}C_6$ en la ZF en láminas de UNS S32205 soldadas. Además se evidenció que el $M_{23}C_6$ se forma con mayor facilidad cuando la soldadura FCAW se ejecuta en posición 2G, debido a que en esta posición se presenta una tasa de enfriamiento más baja (Mcpherson et al., 2013).

Por último, la soldadura PAW al igual que EBW y LBW produce una ZAT de menor área gracias a la concentración del gas de plasma y el arco desde una abertura restringida (Elin M. Westin & Hertzman, 2014). Produciendo al igual que todos los procesos de soldadura ya mencionados la precipitación de γ_2 bajo las mismas condiciones de formación (ver tabla 4.c) (Taban & Kaluc, 2011).

Table 4.*Microestructuras de los precipitados producidos por SAW, FCAW y PAW en los DSS*

Técnica de soldadura	Tipo de DSS	Microestructura: Fases secundarias precipitadas	Referencia
SAW	UNS S32205	 <p>a) ZF</p>	(Luo et al., 2013)
FCAW	UNS S31803	 <p>b) ZAT</p>	(Z. Zhang, Jing, Xu, Han, Zhao, et al., 2017)
PAW	UNS S32205	 <p>c) ZF</p>	(Šimeková et al., 2013)

La formación de las fases α_2 , π y G no se evidenciaron en los distintos procesos de soldadura en los DSS ya estudiados, debido a que estas fases se forman a temperaturas inferiores a 600°C , a bajas temperaturas la velocidad de enfriamiento aumenta impidiendo la precipitación de dichas fases.

2.3 Características de las fases secundarias indeseables presentes en los DSS soldados

Las propiedades de los DSS están directamente relacionadas con su microestructura; las elevadas temperaturas y los ciclos térmicos que experimentan durante el proceso de soldadura

modifican el balance óptimo de α/γ (50/50 % V), además la composición química de las mismas se ve alterada por la precipitación de fases secundarias indeseables empobreciendo la α y γ de elementos de aleación como: Cr, Ni, Mo y N afectando las propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión del material (Putz et al., 2020). A continuación, se describen las distintas fases deletéreas encontradas en los procesos de soldadura efectuados a los DSS mencionados anteriormente.

Tabla 5.

Fases secundarias indeseables precipitados en los DSS

Fase	Estructura cristalina	Composición	Características	Referencia
Sigma (σ)	Tetragonal	FeCr FeMo Fe-Cr-Ni	Compuesto Intermetálico no magnético, duro y frágil, que se nuclea a temperaturas entre 600 y 1000°C en regiones de alta energía como límites de grano e interfaces, preferencialmente en los límites de α e interfaz α - γ .	(Chan & Tjong, 2014)
Chi (χ)	BCC	$Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$	Fase que se forma a temperaturas entre 700 y 900°C en cantidades y tiempos menores que la fase σ , posee mayor cantidad de Mo que la fase σ y se forma en el borde de grano α/α creciendo dentro de la ferrita.	(Qi Sun et al, 2016)
Cr_2N	Hexagonal	-----	El Cr_2N además de contener Cr y N presenta cantidades de Si, V y Fe. Se precipita intergranularmente en los granos de α , en el límite de grano α/α y en la interfaz α/γ , formándose por debajo de 900°C. Su nucleación promueve la precipitación de γ_2 , producto de la reacción eutécticoide $\alpha \rightarrow Cr_2N + \gamma_2$.	(Llorca-Isern et al., 2016)
γ_2	FCC	-----	Se presenta a temperaturas inferiores a 1200°C. Crece rápidamente en la interfaz de α/γ y dentro de los granos de α a 1000°C. Posee 3 microestructuras: γ_2 Widmanstätten, alotriomórfica e intergranular. Su contenido de Cr es inferior al presente en la γ_1 .	(Pettersson et al., 2019)
$M_{23}C_6$	FCC	$(Fe, Cr)_{23}C_6$	Es un carburo secundario producto de la reacción eutécticoide $\alpha \rightarrow$	(Hu et al., 2018)

$M_{23}C_6 + \gamma_2$. Se forma dentro de los granos de α desde 800 a 1000°C.

2.3.1 Elementos de aleación que promueven la precipitación de fases secundarias indeseables en los DSS

El óptimo equilibrio (fracciones volumétricas aproximadamente iguales) de α/γ en la zona de soldadura depende del historial térmico y la composición química del acero, en donde el porcentaje de cada elemento de aleación está dispuesto para garantizar dicho equilibrio. Entre los elementos estabilizadores de la ferrita (α) están: Cr, Mo, Si, Nb, Ti, Al, W, V, Ta; mientras que los formadores de austenita (γ) son: Ni, C, N, Mn, Co, Cu (El-Mahallawi et al., 2016). A continuación, se expone la composición química de los DSS más utilizados en la industria (ver tabla 5) y los principales elementos de aleación que promueven la precipitación de fases secundarias indeseables en los mismos (ver figura 3).

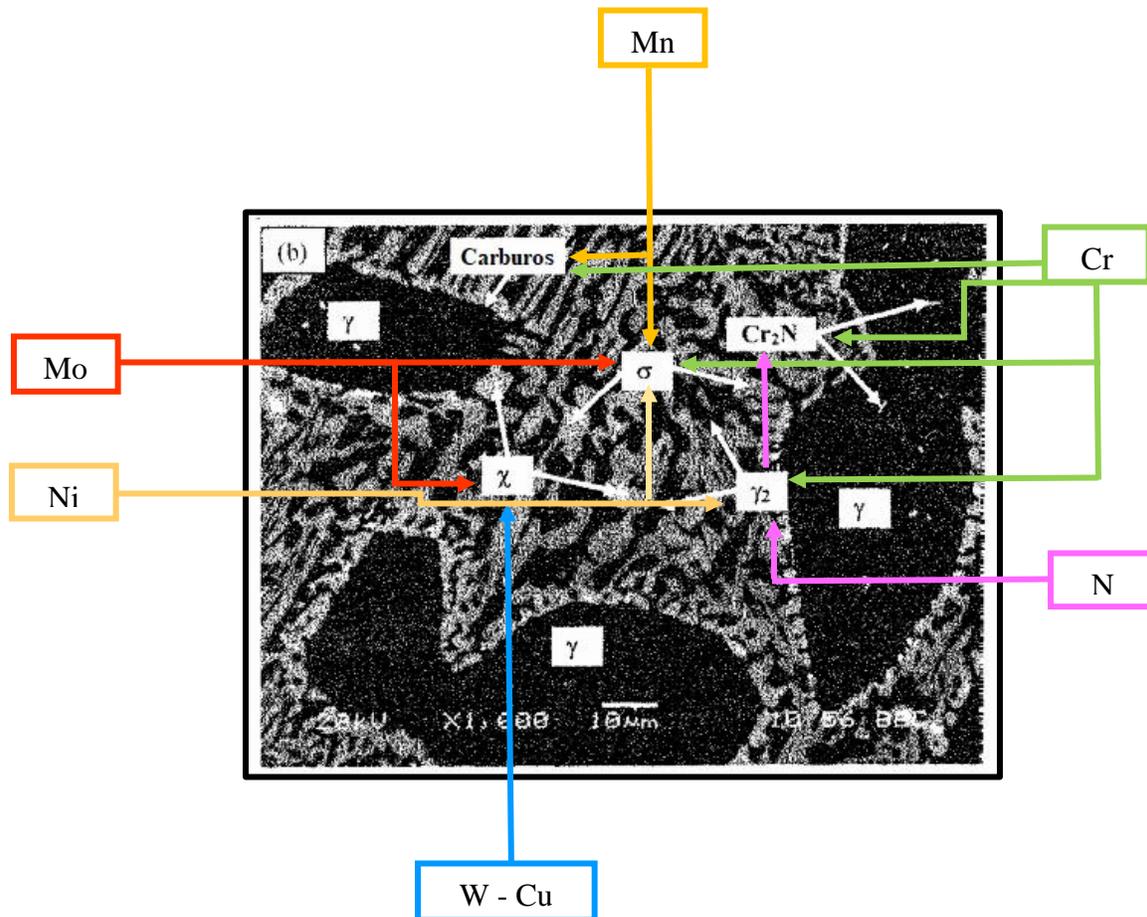
Tabla 6.

Composición química de los principales DSS utilizados en la industria.

Tipo de DSS	Composición química (wt%)													
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Nb	Cu	Co	N	W	Fe
<i>UNS S32205</i>	0.018	0.54	1.57	0.022	0.001	22.44	5.71	3.19	0.008	0.18	0.07	0.175	-----	Bal.
<i>UNS S32750</i>	0.02	0.25	0.4	0.021	0.6	24.7	6.5	3.6	-----	0.18	-----	0.3	0.018	Bal.
<i>UNS S31803</i>	0.018	0.54	0.92	0.011	0.003	22.9	5.3	3.0	-----	0.04	-----	0.17	-----	Bal.
<i>UNS S32101</i>	0.019	0.6	4.86	-----	-----	21.5	1.57	0.3	-----	0.3	-----	0.22	-----	Bal.
<i>UNS S32304</i>	0.021	0.485	1.48	0.017	0.012	22.5	4.8	0.3	-----	0.41	-----	0.1	-----	Bal.

Figura 3.

Elementos de aleación que promueven las fases secundarias indeseables en los DSS



Nota. Adaptado de (CHUMBLEY, 2005).

2.3.2 Elementos estabilizadores de ferrita (Cr - Mo - W)

El Cr y el Mo contribuyen a la resistencia a la corrosión por picado y corrosión bajo tensión de los DSS, al formar una capa densa y homogénea (película pasiva) de óxido de cromo e iones de molibdato respectivamente (Tian et al., 2018). Sin embargo, estos elementos son los principales

influidores de la precipitación de fase σ y χ en los DSS, en donde ésta última posee contenidos superiores en Mo y W e inferiores en Cr que la fase σ (ver tabla 7) (Jeon et al., 2013).

Tabla 7.

Porcentaje en peso promedio de la matriz, fase χ y σ en DSS de alta aleación

Fase	Composición metal base (wt%)			
	Fe	Cr	Mo	W
Matriz	59.1	27.3	2.6	3.4
Chi (χ)	42.6	25.9	11.1	13.9
Sigma (σ)	55.2	29.8	4.8	4.9

Nota. Adaptado de (Jeon et al., 2013).

La precipitación de σ suele producirse con mayor tendencia en los DSS altamente aleados como los aceros UNS S32205 - S32750 - S31803 (ver tabla 1), puesto que estos poseen altos contenidos de Cr y Mo (ver tabla 6) (Denning et al., 2010).

Por otra parte se ha estudiado que la presencia de W en los DSS retrasa la formación de fase σ (Bernås et al., 2017), debido a la precipitación preferencial de fase χ durante el proceso de soldadura (Naess et al., 2016). En vista de que los DSS analizados en el presente estudio no contienen cantidades significativas de W (ver tabla 6), la fase χ no se evidenció en los mismos, no obstante, cabe resaltar que la presencia de χ en los DSS disminuye la resistencia a la corrosión y al impacto, en donde el detrimento de esta última propiedad es mayor que en la fase σ (Chan & Tjong, 2014).

A su vez estudios realizados a la soldadura FCAW de múltiples pasadas efectuada a los DSS mostraron que al incrementar ligeramente el contenido de Cr en el electrodo aumenta la fase ferrítica, la cual en condiciones de enfriamiento rápido promueve la precipitación de nitruros de

romo debido a la baja solubilidad del nitrógeno en esta fase (sobresaturación de nitrógeno), lo que reduce la movilidad de las dislocaciones acentuando la fragilidad del metal de soldadura (Dong Hoon Kang & Lee, 2012).

2.3.3 Elementos estabilizadores de austenita (N, Ni, C, Mn y Cu)

El N y el Ni son los principales elementos estabilizadores de la fase austenítica, donde el efecto estabilizador del N es 30 veces superior al del Ni, por lo que puede ser un gran sustituto del Ni disminuyendo el costo de producción de los DSS; además, se caracteriza por mejorar la resistencia a la corrosión por picado, corrosión intergranular y corrosión por rendijas. Estudios realizados demostraron que la efectividad de este elemento contra la corrosión por picado se encuentra en un rango entre 0.13 wt% hasta 0.40 wt%, en donde a partir de este último los efectos del N llegan a ser perjudiciales debido a la formación de nitruros de cromo a lo largo de los límites de grano de ferrita (T. Wang, 2019).

La formación del nitruro producido por el proceso de soldadura ocurre como consecuencia de la alta volatilidad del nitrógeno, lo que puede provocar su difusión durante el calentamiento del DSS, promoviendo una microestructura con mayor contenido de fase ferrítica, en donde la baja solubilidad del N en la α ocasiona la sobresaturación de este elemento en la misma; promoviendo la formación de precipitados de Cr_2N que afectan la resistencia a la corrosión debido al agotamiento adyacente del Cr en la α . Para contrarrestar este efecto se recomienda el aporte entre 1-5% de N_2 al gas de protección, que al ser captado en el baño metálico, dará lugar a un mayor porcentaje de austenita en la soldadura y reducirá la precipitación del intermetálico en la ferrita (E. M. Westin et al., 2013).

Sumado a lo anterior un contenido en peso de Ni entre 5 - 7% en los DSS aumenta la cantidad de γ_2 . Por otra parte, para el mismo contenido de Ni, la fase σ es estable, inclusive, a temperaturas menores (400 °C) que las reportadas en la tabla 5 (600 – 1000 °C) (Z. Zhang, Jing, Xu, Han, Zhao, et al., 2017).

Contrario al efecto del Ni, el Cu como elemento de aleación en los DSS con un contenido superior al 1% disminuye la precipitación de σ , puesto que, este elemento reduce la actividad del Mo y aumenta la actividad del W induciendo la precipitación de fase χ (Jeon et al., 2013), por ello se rectifica también la ausencia de ésta fase en la junta soldada de los DSS estudiados.

Adicionalmente los DSS aleados con Mn modifican junto con el Ni la temperatura de formación de σ y γ_2 a 800 y 1000°C respectivamente, pero a diferencia de los DSS aleados con Ni estos presentan una reducción en la cantidad de γ_2 . Lo anterior, afecta la cinética de precipitación de σ , la cual es más lenta por experimentar temperaturas de formación más bajas y por la reducción de γ_2 que se produce junto con σ de la reacción eutectoide producto de la descomposición de la α , como se discutió previamente (Chan & Tjong, 2014).

Finalmente, la interacción del C con el Mn y Cr en los DSS, fomentan la precipitación de carburos secundarios del tipo $M_{23}C_6$ en los sistemas Fe-Mn-C y Fe-Cr-C respectivamente; igualmente elementos como Mo, V, Si, W pueden incorporarse al carburo (Khvan et al., 2014). Cantidades superiores al 0,05%wt de C propician la formación de este tipo de carburo por la transformación eutectoide ($\alpha \rightarrow M_{23}C_6 + \gamma_2$) después de un enfriamiento rápido (Knyazeva & Pohl, 2013). En la figura 3 se recopila lo expuesto anteriormente.

Elementos de aleación como el Cr, Mo y N son los principales formadores de la capa pasiva en la superficie de los DSS, dichos elementos protegen al acero de la corrosión por ataques de

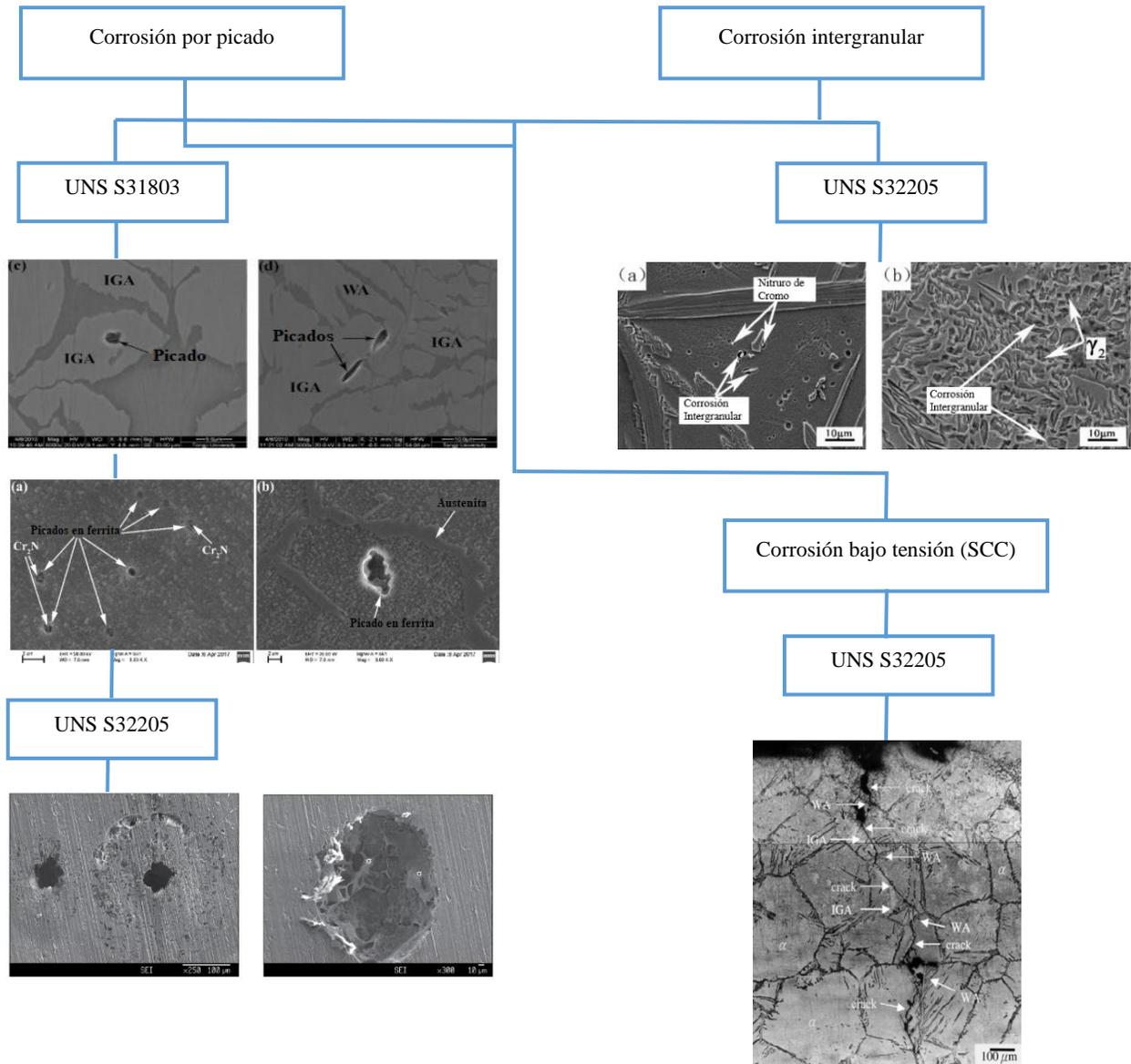
iones cloruro (Mohammed et al., 2017). Sin embargo, las fases secundarias mencionados anteriormente empobrecen de Cr y Mo a las zonas aledañas a estas; causando que la película pasiva del DSS sea menos protectora en estas áreas, las cuales experimentan una disolución activa (ánodo) durante su exposición en un ambiente agresivo, mientras que, los granos circundantes permanecen en estado pasivo (cátodo) (Chan & Tjong, 2014).

2.4 Efecto de las fases secundarias indeseables en la corrosión de los DSS

Debido a los diferentes ciclos térmicos experimentados durante la realización del proceso de soldadura en los DSS, la microestructura obtenida al finalizar presenta variaciones en la morfología y en el contenido α/γ . Estos cambios microestructurales afectan las propiedades de corrosión de las juntas soldadas en la ZF y ZAT, lo cual refleja que la resistencia a la corrosión de los DSS está influenciada por la morfología y composición de las fases deletéreas (Chan & Tjong, 2014). En la literatura consultada se identifica la relación existente entre la precipitación de fases secundarias indeseables producto de la soldadura y los procesos de corrosión que afectan a los DSS. En la figura 4 se exponen algunas microestructuras que reflejan los tipos de corrosión en los DSS estudiados.

Figura 4.

Microestructuras de la ZAT de los DSS afectados por la corrosión



Nota. Adaptado de (Yinhui Yang et al., 2011a) (Z. Zhang et al., 2018) (S.P.V. Mahajanam R. C., 2011) (Y. Zhang et al., 2020) (Chan & Tjong, 2014).

2.4.1 Corrosión por picado

La corrosión por picado es uno de los mecanismos de corrosión localizada más comunes y la causa más frecuente de fallas catastróficas en estructuras metálicas, su iniciación se da con la ruptura local de la capa pasiva a causa de discontinuidades en la misma asociada a inclusiones, segundas fases o precipitados, los cuales poseen diferente potencial que la matriz circundante, creando micro celdas galvánicas que inducen la disolución electroquímica local (B. Zhang et al., 2019).

La resistencia a la corrosión por picado está relacionada con la composición química de los DSS y puede medirse a través del número empírico PRE_N ver [Ec.1] que depende principalmente del contenido en Cr, Mo y N (elementos más influyentes en la resistencia a la corrosión por picado) (Lapechenkov et al., 2019). A continuación, se exponen los valores de PRE_N de las fases de los DSS formadas en la ZF que conforman la matriz (α/γ) y las fases secundarias (γ_2, σ) producidas en la misma zona (Ver tabla 8).

Tabla 8.

Valores de PRE_N de los DSS estudiados y sus fases

Tipo de DSS	Fase	PRE_N Fase	Referencia
UNS S32205	α	39.72	(Llorca-Isern et al., 2016)
	γ	20.33	
	σ	55.36	
UNS S32750	α	26.0	(Kim et al., 2019)
	γ	21.5	
	γ_2	19.3	
	σ	32.5	
UNS S31803	α	34.81	(Z. Zhang et al., 2018)
	γ	33.47	
	γ_2	32.69	(Silva et al., 2021)
	σ	43.45	
UNS S31803	α	32.29	(Yinhui Yang et al., 2011a)
	GBA	35.02	
	WA	34.48	
UNS S32101	IGA	32.15	(Hu et al., 2018)
	α	32.32	
	γ	33.40	

γ_2	32.05
------------	-------

Estudios realizados sugieren que la iniciación de las picaduras en el acero DSS se da alrededor de las fases ricas en Cr y Mo, formadas en la fase ferrítica tras el proceso de soldadura; ya que en las proximidades de estos precipitados se puede observar un agotamiento de dichos elementos, lo que conduce a una reducción significativa del $PRES_N$ de su entorno, además dichas zonas se convierten en lugares propensos a la formación de γ_2 (Peguet & Gaugain, 2011).

La corrosión por picado igualmente se refleja mediante el estudio del potencial de picado (E_{pit} , por sus siglas en inglés) que estima el potencial en que los DSS son propensos al rompimiento de su capa pasiva, que junto con los valores de densidad de corriente (i_{corr} , por sus siglas en inglés) y los valores del potencial de corrosión (E_{corr} , por sus siglas en inglés) permiten conocer el comportamiento de la velocidad de corrosión en las juntas soldadas (Ha et al., 2015).

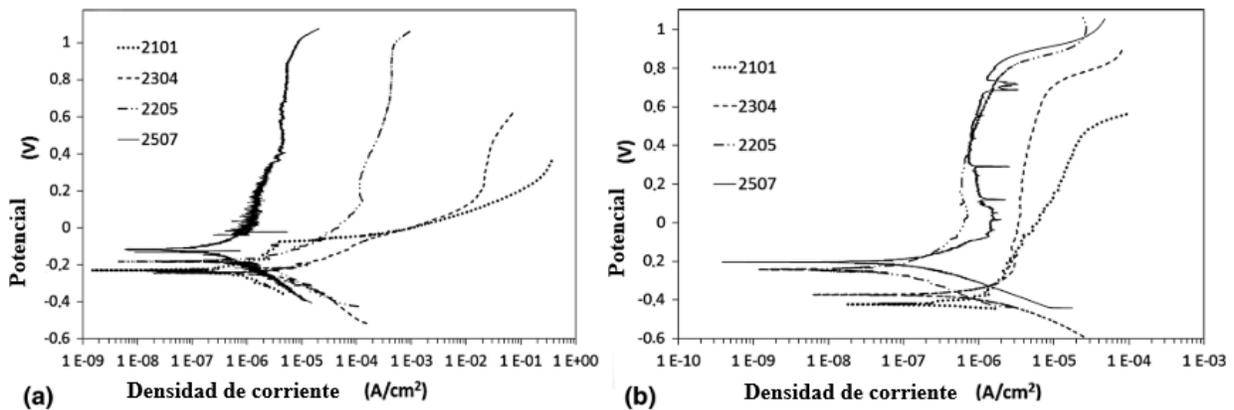
Los estudios realizados a la γ_2 precipitada en los DSS por procesos de soldadura evidencian como se observa en la tabla 8 un valor de $PRES_N$ inferior en comparación con las fases madre (α/γ), lo cual provoca el inicio del picado en la misma y la extensión de éste hacia el interior de la ferrita empobrecida de Cr y Mo adyacente a la γ_2 (D H Kang & Lee, 2013).

El anterior comportamiento se sustenta al analizar la relación del E_{corr} / i_{corr} antes y después de la precipitación de γ_2 en 4 tipos de DSS (UNS S32101 - S32304 - S32205 - S32750) sumergidos en una solución de $NaCl$ (ambiente agresivo). Los resultados mostraron que a causa de la formación de γ_2 los valores de E_{corr} fueron más electronegativos y los valores de i_{corr} fueron mayores, lo cual provocó el aumento de la velocidad de corrosión en los aceros mencionados, además el estudio revela que la variación del pH (< 7) de la solución intensifica la corrosión por picado en los DSS (ver figura 5) (Pezzato et al., 2018).

Figura 5.

a) Curvas de polarización potenciodinámicas de los principales DSS en solución de NaCl con pH 7

b) Curvas de polarización potenciodinámicas de los principales DSS en solución de NaCl con pH 3

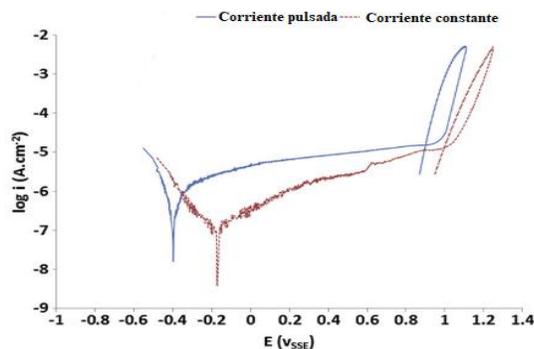


Nota. Adaptado de (Pezzato et al., 2018).

Además de la influencia del pH, el tipo de corriente utilizada en el proceso de soldadura influye igualmente en la aparición prematura de picaduras en la junta soldada. Algunos investigadores observaron que en la soldadura GTAW efectuada al DSS UNS S32750 la tendencia del picado difería entre arco pulsado y corriente constante, puesto que, la primera de ellas produce un mayor contenido de γ_2 al experimentar una tasa de enfriamiento superior, la cual aumenta la tendencia al picado (mayor área del bucle) que al utilizar corriente constante (ver figura 6) (Eghlimi et al., 2014).

Figura 6.

Curvas de polarización potenciodinámica del DSS UNS S32750 con corriente pulsada y continua.



Nota. Adaptado de (Eghlimi et al., 2014).

Asimismo, la morfología de las fases deletéreas producidas por las diferentes tasas de enfriamiento también interfieren significativamente en la resistencia a la corrosión por picado de los DSS; donde la γ_2 con morfología IGA producto de velocidades de enfriamiento elevadas es más propensa a la iniciación de picados (ver figura 4), debido a que por su rápida formación posee contenidos menores de Cr y Mo (menor PRE_N , ver tabla 8) en comparación a la WA y GBA formadas por enfriamientos más lentos como se indicó anteriormente (Yinhui Yang et al., 2011).

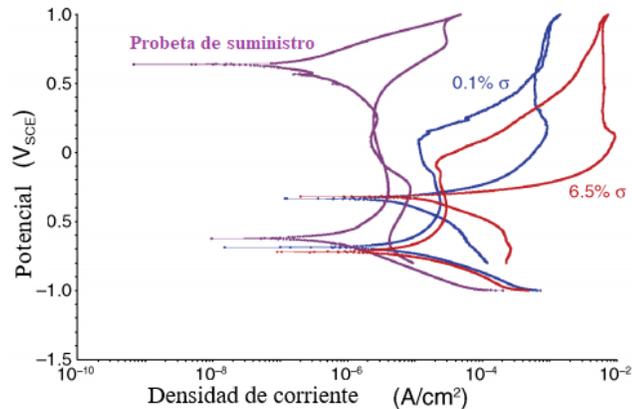
A su vez, otros investigadores señalan que la probabilidad de que la iniciación de la corrosión por picado se presente en los nitruros depende de su cantidad, tamaño, distribución y composición (E. Bettinia et al., 2013). Sin embargo, el empobrecimiento de Cr y N en las zonas adyacentes al Cr_2N promueve la corrosión por picado en sus alrededores como se observa en la figura 4. Este comportamiento se ve asociado a la temperatura crítica de picado (TCP); la cual disminuye en presencia de Cr_2N como se evidenció en la junta soldada por EBW del DSS UNS S31803, donde dicho precipitado redujo la TCP de 52,8°C a 40,8°C (Z. Zhang et al., 2018).

De la misma manera la fase σ induce la corrosión por picado en las zonas adyacentes a ésta, puesto que, como se muestra en la tabla 8 su valor de PRE_N es el más elevado lo que la hace altamente resistente al picado. El comportamiento del DSS UNS S32205 con presencia de fase σ en solución de agua de mar a 25°C fue evaluado por medio de la técnica CPP (Cyclic Potentiodynamic polarization) por sus siglas en inglés, donde se encontró que la precipitación de σ induce el picado (ver figura 4), como se evidencia en las curvas de polarización con la formación de un bucle (ver figura 7) característico de este tipo de corrosión. Además, se presentó un aumento de la densidad de corriente anódica neta de 4×10^{-6} a $2.7 \times 10^{-5} A/cm^2$ con contenido de 6.5% de

σ , lo que implica que la estabilidad de la película pasiva fue afectada (S.P.V. Mahajanam R. C., 2011).

Figura 7.

Efecto de σ sobre el comportamiento de la polarización cíclica sobre el DSS UNS S32205



Nota. Adaptado de (S.P.V. Mahajanam R. C., 2011).

2.4.2 Corrosión intergranular (IGC, por sus siglas en inglés)

Igualmente, los DSS expuestos a entornos altamente agresivos (plantas químicas) se ven afectados por la corrosión intergranular, causada por la deficiencia en Cr alrededor de precipitados o fases secundarias (sensibilización) provocado principalmente en el rango de temperatura de 450 a 850°C, por procesos de fabricación como la soldadura ocasionando fallas prematuras en las estructuras (Kwok et al., 2011). Lo anterior ocurre por la precipitación del carburo de tipo $M_{23}C_6$ en aceros inoxidable austeníticos, nitruros o fases secundarias como γ_2 , σ y χ en aceros dúplex de alta aleación que agotan la matriz de Cr, Mo y N en el límite de grano o interfaz (Haghdadi et al., 2019); debido a que esta zona presenta mayor energía y permite mayor movilidad de los elementos de aleación que en el interior de los granos (Takei et al., 2017).

El grado de sensibilización (DOS, por sus siglas en inglés) se puede calcular mediante la relación de densidad de corriente máxima de activación y reactivación, esta medida demuestra la fracción degradada de la capa pasiva en los DSS debido al agotamiento del cromo. El cual se puede clasificar en 4 grupos: muestras no sensibilizadas (DOS < 2%), trazas de sensibilización (DOS entre 2% y 8%), sensibilización media (DOS entre 8% y 30%) y sensibilización severa (DOS > 30%), donde a mayor sensibilización mayor es la tendencia del DSS a presentar IGC (Jinlong & Zhuqing, 2019).

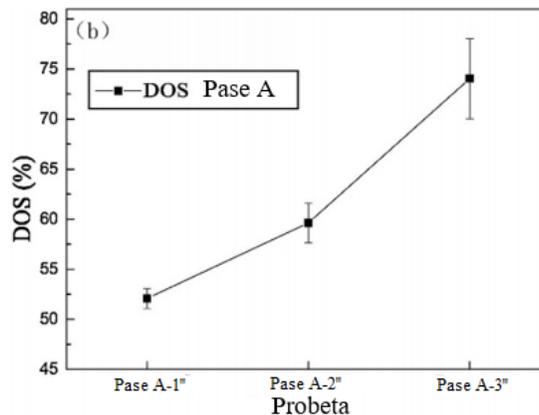
Investigadores examinaron la resistencia a la corrosión intergranular del acero UNS S32205 soldado por el proceso GTAW de múltiples pasadas, mediante el ensayo de reactivación electroquímica de doble bucle (DL-EPR, por sus siglas en inglés) llevado a cabo en una solución de H_2SO_4 (2mol/L) y HCl (1.5mol/L). El estudio permitió evidenciar una sensibilización severa (DOS > 50%) en el pase de raíz con el aumento del número de pases (3) en el cordón de soldadura (ver figura 8), producto de la precipitación en la raíz de Cr_2N y γ_2 (ver figura 4). Dicha zona es más propensa a la corrosión intergranular, debido a que posee mayor tasa de fusión, mayor velocidad de enfriamiento y posee una interfaz directa con el medio corrosivo (Y. Zhang et al., 2020).

Otras investigaciones analizaron la influencia de la composición química de los DSS en la susceptibilidad a la corrosión intergranular, en donde se evidenció que la descomposición de los granos de ferrita a 800°C, se ve influenciada por el aumento de elementos de aleación (Cr, Ni y Mo). Por lo anterior, el acero DSS de alta aleación UNS S32750 es más propenso a la corrosión intergranular que el DSS UNS S32205 (Iacoviello et al., 2017).

Figura 8.

Relación entre el número de pases y el grado de sensibilización (DOS) en el pase de raíz del acero

UNS S32205



Nota. Adaptado de (Y. Zhang et al., 2020).

Por otra parte, estudios realizados a la morfología de la γ_2 evidenciaron que la presencia de esta en forma de GBA disminuye la probabilidad de los DSS a presentar corrosión intergranular, como consecuencia de la ejecución de procesos de soldadura con mayor entrada de corriente, puesto que, esto promueve enfriamientos más lentos permitiendo mayor precipitación de GBA, la cual como se observa en la tabla 8 posee valores superiores de PRE_N que la WA y IGA, indicando mayor contenido de Cr, Mo y N, lo cual permite una mejor capacidad de recuperación de la capa pasiva en los límites de grano (Yinhui Yang et al., 2011a).

A su vez, la precipitación de σ en los límites de grano impacta significativamente la IGC, debido a que su formación conlleva a un alto empobrecimiento de Cr (valor de PRE_N elevado) en esta zona lo que conduce a un mayor valor de DOS (mayor sensibilización) (Morshed Behbahani et al., 2016).

2.4.3 Corrosión bajo tensión (SCC, por sus siglas en inglés)

La SCC se produce en condiciones específicas entre el metal, medio ambiente y tensiones residuales; en el caso de los aceros inoxidable austeníticos (ASS) ocurre en soluciones alcalinas y de cloruros. Para los DSS la fase ferrítica es más susceptible al ataque de SCC en soluciones calientes de cloruro, mientras que la fase austenítica es atacada selectivamente en soluciones calientes de sulfuros alcalinos, además su resistencia al SCC se ve también degradada por elevadas temperaturas, disminución en el pH y altas tensiones aplicadas. Asimismo, se produce a partir de ataques localizados como la corrosión por picado, la cual está ligada a la precipitación de fases deletéreas como ya fue mencionado (Makhlouf et al., 2018).

La presencia de fases secundarias en los DSS inducen concentradores de esfuerzos que a su vez activan un sistema de deslizamiento, formando un escalón en la superficie del acero que interrumpe la película pasiva; como consecuencia el metal expuesto sufre el ataque del entorno agresivo lo que resulta en la disolución anódica del metal en caminos preferenciales (áreas localizadas), dando lugar a la nucleación de las grietas y su consecutivo proceso de propagación (Zhu & Li, 2021).

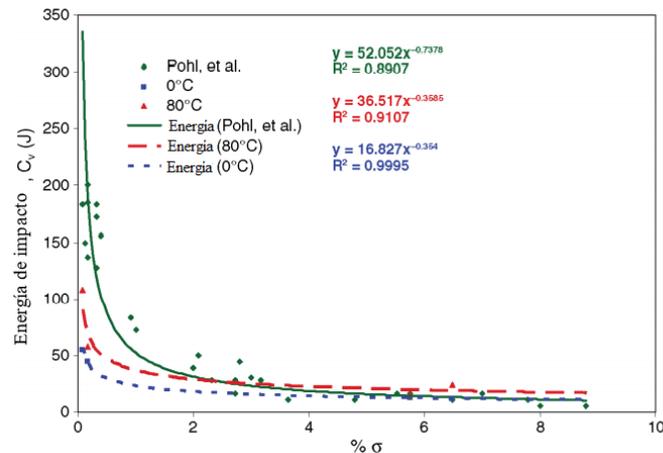
Estudios realizados al acero UNS S32205 soldado mediante el proceso GTAW evidenciaron SCC en la ZAT por la precipitación de Cr_2N y γ_2 ; la morfología de ésta última fase influye en la propagación del SCC, donde la WA y la IGA tienen un efecto beneficioso al desviar la ruta de propagación de la grieta (ver figura 4), a diferencia de la GBA que permite mayor movilidad de la grieta promoviendo el SCC (Chan & Tjong, 2014).

Adicionalmente, se evidenció el efecto de la precipitación de σ en el acero UNS S32205 sumergido en salmuera evaluado mediante el ensayo Charpy, al medir la energía absorbida por el

material (ductilidad) antes de su fractura. Se observó la reducción de esta propiedad al aumentar la precipitación de fase σ (ver **Error! Reference source not found.**), ya que, la fragilidad de esta fase junto con los esfuerzos residuales provocados durante su precipitación afecta la ductilidad del material, lo cual es indicativo de susceptibilidad al SCC (S.P.V. Mahajanam R. C., 2021).

Figura 9.

Ensayo charpy al acero UNS S32205 con precipitación de fase σ



Nota. Adaptado de (S.P.V. Mahajanam R. C., 2021).

2.4.4 Corrosión por rendija (crevice corrosion)

La corrosión por rendija es una forma de corrosión localizada conocida comúnmente como *crevice*, relacionada con la presencia de intersticios milimétricos (cavidades o depósitos) en la superficie del metal, los cuales pueden ser ocasionados por una fusión incompleta en el cordón de soldadura (Pedferri et al., 2018).

Normalmente, los aceros inoxidables sufren corrosión por rendijas en agua de mar o soluciones que contienen cloruros, debido a su mecanismo de formación, puesto que en condiciones de estancamiento la concentración de iones metálicos (M^+) aumenta debido a una

disminución de O_2 (consumo del oxígeno del interior de la rendija por reacciones de corrosión), lo cual causa que la rendija cargada positivamente (M^+) atraiga iones cargados negativamente (Cl^- , OH^-) en donde el Cl^- al ser un ion más pequeño se difunde con mayor rapidez que el OH^- hacia la rendija (Y. Z. Yang et al., 2013).

Según lo investigado en la literatura, este tipo de corrosión afecta a los DSS, pero no está ligada a la precipitación de fases secundarias durante el proceso de soldadura, si no a defectos como socavaduras, falta de fusión, grietas y traslape producidos durante la ejecución de la misma (Pedefferri et al., 2018).

3. Conclusiones

Se estableció por medio de la revisión bibliográfica que la austenita secundaria (γ_2) es el precipitado más común producido por los procesos de soldadura aplicados a los DSS investigados, debido a que su formación se da tanto en las técnicas de baja energía (EBW y LBW) asociada a la descomposición eutectoide $\alpha \rightarrow Cr_2N + \gamma_2$, como en los procesos de alta energía (GTAW, SMAW, GMAW, SAW, FCAW y PAW) vinculada a las reacciones eutectoides $\alpha \rightarrow \sigma + \gamma_2$ y $\alpha \rightarrow M_{23}C_6 + \gamma_2$. Por lo anterior se dedujo la relación entre la entrada de corriente, la velocidad de enfriamiento y las fases secundarias precipitadas, de modo que la nucleación del Cr_2N es promovida por enfriamientos rápidos en comparación con la fase σ y el $M_{23}C_6$ que requieren un mayor tiempo de formación (menor velocidad de enfriamiento).

Se identificó que el elemento de aleación con mayor influencia en la precipitación de fases deletéreas en los DSS soldados es el Cr, ya que repercute en mayor medida en la formación de 4 (σ , $M_{23}C_6$, Cr_2N , χ) de los 5 tipos de fases secundarias analizados, debido a que es el principal

constituyente de la fase ferrítica donde tienden a nuclearse por la baja solubilidad de dicha fase. Así mismo, el N y Ni son responsables de la precipitación de γ_2 mostrando mayor nucleación en composiciones de Ni entre 5 - 7 wt%, además contenidos de Mo superiores al 3 wt% promovieron la formación de σ , por lo cual, se determinó que los DSS UNS S32205-S32750-S31803 analizados son los más propensos a la precipitación de γ_2 y σ .

Se determinó que la γ_2 junto con σ , son las fases deletéreas con mayor influencia en la corrosión de los DSS soldados, ya que la primera de ellas además de producirse por todos los procesos de soldadura investigados posee el menor valor de PRE_N entre las fases estudiadas; lo que la hace más susceptible al ataque del picado, mientras que σ al presentar el mayor valor de PRE_N promueve este tipo de corrosión en la zonas adyacentes a ésta; donde dichos picados pueden provocar la iniciación del SCC en ambientes con pH ácidos y en soluciones salinas (condiciones de servicio de los DSS), por consiguiente se identificó que los DSS UNS S32205 - S31803 y S32750 investigados son los más propensos a la corrosión por picado. A su vez, la formación de Cr_2N y σ causan empobrecimiento de Cr (sensibilización) y tensiones residuales en el material provocando menor resistencia a la IGC y al SCC respectivamente bajo la presencia de iones cloruro, siendo el DSS de alta aleación UNS S32750 el más susceptible a estos dos mecanismos de degradación.

4. Referencias

- A Hosseini, V., Hurtig, K., & Karlsson, L. (2020). Bead by bead study of a multipass shielded metal arc-welded super-duplex stainless steel. *Welding in the World*, *64*(2), 283-299.
<https://doi.org/10.1007/s40194-019-00829-7>
- Arun, D., Devendranath Ramkumar, K., & Vimala, R. (2019). Multi-pass arc welding techniques of 12 mm thick super-duplex stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*, *271*(December 2018), 126-143. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.03.031>
- Balaram Naik, A., & Chennakesava Reddy, A. (2020). Macro and microstructure evaluation of TIG weld on DSS (2304) with bead geometry at three positions. *Materials Today: Proceedings*, *xxxx*. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.03.712>
- Bermejo, M. A. V., Hurtig, K., Eyzop, D., & Karlsson, L. (2019). A new approach to the study of multi-pass welds-microstructure and properties of welded 20-mm-thick superduplex stainless steel. *Applied Sciences (Switzerland)*, *9*(6). <https://doi.org/10.3390/app9061050>
- Bernås, M., Westermann, I., Johnsen, R., Lauritsen, C., & Iannuzzi, M. (2017). Effect of microstructure on the corrosion resistance of duplex stainless steels: Materials performance maps. *NACE - International Corrosion Conference Series*, *8*(May), 5476-5490.
- Bhatia, G. S., & Singh, B. (2019). ScienceDirect Welding Behaviour of Duplex Stainless Steel AISI 2205 : A Review. *Materials Today: Proceedings*, *18*, 2731-2737.
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.07.136>
- Biezma, M. V., Martin, U., Linhardt, P., Röss, J., Rodríguez, C., & Bastidas, D. M. (2021). Non-destructive techniques for the detection of sigma phase in duplex stainless steel: A comprehensive review. *Engineering Failure Analysis*, *122*(September 2020), 105227.

<https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2021.105227>

Chan, K. W., & Tjong, S. C. (2014). Effect of secondary phase precipitation on the corrosion behavior of duplex stainless steels. *Materials*, 7(7), 5268-5304.

<https://doi.org/10.3390/ma7075268>

CHUMBLEY, L. S. (2005). Clean Cast Steel Technology : Determination of Transformation Diagrams for Duplex Stainless Steel . En *Transformation* (Número 527992).

Daraghma, H., Samad, M. A., Toor, I. U. H., Abdallah, F. M., & Patel, F. (2020). Tribological characterization of ni-free duplex stainless steel alloys using the taguchi methodology.

Metals, 10(3). <https://doi.org/10.3390/met10030339>

de Farias Azevedo, C. R., Boschetti Pereira, H., Wolyneec, S., & Padilha, A. F. (2019). An overview of the recurrent failures of duplex stainless steels. *Engineering Failure Analysis*, 97(December 2018), 161-188. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2018.12.009>

de Souza, D. D. B. G., Vilarinho, L. O., Marques, I. J., Silva, F. J., Santos, T. F. A., Luchtenberg, P., de Campos, P. T., Soares, P., Laurindo, C. A. H., Maranhão, O., Torres, R. D., Saravanan, S., Sivagurumanikandan, N., Raghukandan, K., Wang, W., Hu, Y., Zhang, M., Zhao, H., Leite, A. M. D. S., ... Saida, K. (2020). Computer prediction of α/γ phase fraction in multi-pass weld of duplex stainless steel and microstructural improvement welding process.

Journal of Materials Research and Technology, 8(March), 1-6.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139499>

Dening, Z. O. U., Ying, H. A. N., Wei, Z., & Junhui, Y. U. (2010). Sigma Phase Precipitation and Properties of Super-duplex Stainless Steel UNS S32750 Aged at the Nose Temperature.

Wuham university of technology and springer - Verlar Berlin Heidelberg, 26(2), 182-185.

<https://doi.org/10.1007/s11595-011->

Dupont, J. N., Babu, S., & Liu, S. (2013). Welding of Materials for Energy Applications. *The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International*, 44(July).

<https://doi.org/10.1007/s11661-013-1643-9>

Eghlimi, A., Shamanian, M., & Raeissi, K. (2014). Surface & Coatings Technology Effect of current type on microstructure and corrosion resistance of super duplex stainless steel claddings produced by the gas tungsten arc welding process. *Surface & Coatings Technology*, 244, 45-51. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2014.01.047>

El-Mahallawi, I., Khalifa, W., El-Saady, M., & El-Koussy, M. R. (2016). Welding-associated failures in power boilers. *Handbook of Materials Failure Analysis with Case Studies from the Chemicals, Concrete and Power Industries*, 387-410. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100116-5.00015-6>

Eleonora Bettinia, Ulf Kivisäkkb, Christofer Leygrafa, J. P. (2013). Study of corrosion behavior of a 22% Cr duplex stainless steel: influence of nano-sized chromium nitrides and exposure temperature. *DiVA*. <http://urn.kb.se/resolve?urn=urn:nbn:se:kth:diva-129350>

Elsaady, M. A., Khalifa, W., Nabil, M. A., & El-Mahallawi, I. S. (2018). Effect of prolonged temperature exposure on pitting corrosion of duplex stainless steel weld joints. *Ain Shams Engineering Journal*, 9(4), 1407-1415. <https://doi.org/10.1016/j.asej.2016.09.001>

Fernandes de Lima, M., de carvalho, S., Teleginskia, V., & Pariona, M. (2015). *Mechanical and Corrosion Properties of a Duplex Steel Welded using Micro-arc or Laser*. 18(4), 723-731.

García-Rentería, M. A., López-Morelos, V. H., García-Hernández, R., Dzib-Pérez, L., García-Ochoa, E. M., & González-Sánchez, J. (2014). Improvement of localised corrosion

resistance of AISI 2205 Duplex Stainless Steel joints made by gas metal arc welding under electromagnetic interaction of low intensity. *Applied Surface Science*, 321, 252-260.

<https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2014.10.024>

Geng, S., Sun, J., Guo, L., & Wang, H. (2015). Evolution of microstructure and corrosion behavior in 2205 duplex stainless steel GTA-welding joint. *Journal of Manufacturing Processes*, 19, 32-37. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2015.03.009>

Gokhale, N. P., Kala, P., & Sharma, V. (2019). Thin-walled metal deposition with GTAW welding-based additive manufacturing process. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 41(12), 1-12. <https://doi.org/10.1007/s40430-019-2078-z>

Ha, H. Y., Jang, M. H., Lee, T. H., & Moon, J. (2015). Understanding the relation between phase fraction and pitting corrosion resistance of UNS S32750 stainless steel. *Materials Characterization*, 106, 338-345. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2015.06.019>

Haghdadi, N., Laleh, M., Kosari, A., Moayed, M. H., Cizek, P., Hodgson, P. D., & Beladi, H. (2019). The effect of phase transformation route on the intergranular corrosion susceptibility of 2205 duplex stainless steel. *Materials Letters*, 238, 26-30. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2018.11.143>

Hanchen Tian, Xuequn Cheng, Yi Wang, Chaofang Dong, X. L. (2018). *manuscript Effect of Mo on interaction between α - γ phases of duplex stainless steel.pdf* (p. 50).

Hu, Y. U., Shi, Y., Shen, X., & Wang, Z. (2018). *Microstructure Evolution and Selective Corrosion Resistance in Underwater Multi-pass 2101 Duplex Stainless Steel Welding Joints*. <https://doi.org/10.1007/s11661-018-4686-0>

- Iacoviello, F., Di Cocco, V., Franzese, E., & Natali, S. (2017). High temperature embrittled duplex stainless steels: Influence of the chemical composition on the fatigue crack propagation. *Procedia Structural Integrity*, 3, 308-315.
<https://doi.org/10.1016/j.prostr.2017.04.055>
- Jebaraj, A. V., Ajaykumar, L., Deepak, C. R., & Aditya, K. V. V. (2017). Weldability , machinability and surfacing of commercial duplex stainless steel AISI2205 for marine applications – A recent review. *Journal of Advanced Research*, 8(3), 183-199.
<https://doi.org/10.1016/j.jare.2017.01.002>
- Jeon, S. H., Kim, S. T., Lee, I. S., Kim, J. S., Kim, K. T., & Park, Y. S. (2013). Effects of Cu on the precipitation of intermetallic compounds and the intergranular corrosion of hyper duplex stainless steels. *Corrosion Science*, 66, 217-224.
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2012.09.023>
- Jinlong, L., & Zhuqing, W. (2019). Sensitization evaluation of the AISI 2205 duplex stainless steel by the IQ value in EBSD technique. *Engineering Failure Analysis*, 105(June), 65-69.
<https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2019.07.001>
- Júnior, R. C., Esteves, L., Santos, N. F., Oliveira, I. R., Mendes, D. S., Lins, V. F. C., & Modenesi, P. J. (2019). Influence of Heat Input and Cold Wire Feeding Rate on Pitting Corrosion Resistance of Submerged Arc Welding Duplex Stainless Steel Welds. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 28(4), 1969-1976. <https://doi.org/10.1007/s11665-019-03967-7>
- Kang, D H, & Lee, H. W. (2013). Study of the correlation between pitting corrosion and the component ratio of the dual phase in duplex stainless steel welds. *Corrosion Science*, 74,

396-407. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2013.04.033>

- Kang, Dong Hoon, & Lee, H. W. (2012). Effect of different chromium additions on the microstructure and mechanical properties of multipass weld joint of duplex stainless steel. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 43(12), 4678-4687. <https://doi.org/10.1007/s11661-012-1310-6>
- Kellai, A., Lounis, A., Kahla, S., & Idir, B. (2018). Effect of root pass filler metal on microstructure and mechanical properties in the multi-pass welding of duplex stainless steels. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 95(9-12), 3215-3225. <https://doi.org/10.1007/s00170-017-1412-9>
- Khvan, A., Hallstedt, B., & Broeckmann, C. (2014). CALPHAD : Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry A thermodynamic evaluation of the Fe – Cr – C system. *Calphad*, 1-10. <https://doi.org/10.1016/j.calphad.2014.01.002>
- Kim, Y. J., Kim, S. W., Kim, H. B., Park, C. N., Choi, Y. Il, & Park, C. J. (2019). Effects of the precipitation of secondary phases on the erosion-corrosion of 25% Cr duplex stainless steel. *Corrosion Science*, 152(February), 202-210. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.03.006>
- Knyazeva, M., & Pohl, M. (2013). Duplex Steels . Part II : Carbides and Nitrides. *Springer Science+Business Media New York and ASM International 2013 Precipitation Behavior of Duplex Steels As mentioned in Part I, duplex stainless steels have a very complex precipitation behavior due to the high amount of alloying elements they contain*, 343-351. <https://doi.org/10.1007/s13632-013-0088-2>
- Krasnorutskyi, S., Keil, D., Schmigalla, S., Zinke, M., Heyn, A., & Pries, H. (2012). Metallurgical investigations on electron beam welded duplex stainless steels. *Welding in the*

World, 56(11-12), 34-40. <https://doi.org/10.1007/BF03321393>

Kwok, C. T., Lo, K. H., Chan, W. K., Cheng, F. T., & Man, H. C. (2011). Effect of laser surface melting on intergranular corrosion behaviour of aged austenitic and duplex stainless steels.

Corrosion Science, 53(4), 1581-1591. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2011.01.048>

Lapechenkov, A., Fedorov, A., Galata, L., & Piskarev, A. (2019). Comparative analysis of the corrosion resistance of UNS S31200 duplex stainless steel and its analogue. *Materials Today: Proceedings*, 30, 361-364.

<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.12.174>

Leite, A. M. D. S., Terada, M., Pereira, V. F., Fonseca, E. B. Da, Lima, N. B. De, & Costa, I. (2019). On the pitting resistance of friction stir welded UNS S82441 lean duplex stainless steel. *Journal of Materials Research and Technology*, 8(3), 3223-3233.

<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.05.010>

Li, S., Wang, T., Tan, Q., Li, R., Wang, Y., Wang, X., Ren, Y., & Wang, Y. (2019). A brittle fracture mechanism in thermally aged duplex stainless steels revealed by in situ high-energy X-ray diffraction. *Materials Science and Engineering A*, 739(October 2018), 264-271.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.10.025>

Llorca-Isern, N., López-Luque, H., López-Jiménez, I., & Biezma, M. V. (2016). Identification of sigma and chi phases in duplex stainless steels. *Materials Characterization*, 112, 20-29.

<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2015.12.004>

Luchtenberg, P., de Campos, P. T., Soares, P., Laurindo, C. A. H., Maranhão, O., & Torres, R. D. (2019). Effect of welding energy on the corrosion and tribological properties of duplex stainless steel weld overlay deposited by GMAW/CMT process. *Surface and Coatings Technology*, 375(July), 688-693.

<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.07.072>

- Luo, J., Yuan, Y., Wang, X., & Yao, Z. (2013). Double-sided single-pass submerged arc welding for 2205 duplex stainless steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 22(9), 2477-2486. <https://doi.org/10.1007/s11665-013-0529-8>
- Makhdoom, M. A., Ahmad, A., Kamran, M., Abid, K., & Haider, W. (2017). Microstructural and electrochemical behavior of 2205 duplex stainless steel weldments. *Surfaces and Interfaces*, 9(September), 189-195. <https://doi.org/10.1016/j.surfin.2017.09.007>
- Makhlouf, A. S. H., Herrera, V., & Muñoz, E. (2018). Corrosion and protection of the metallic structures in the petroleum industry due to corrosion and the techniques for protection. En *Handbook of Materials Failure Analysis*. Elsevier Ltd. <https://doi.org/10.1016/b978-0-08-101928-3.00006-9>
- Marques, I. J., Silva, F. J., & Santos, T. F. A. (2020). Rapid precipitation of intermetallic phases during isothermal treatment of duplex stainless steel joints produced by friction stir welding. *Journal of Alloys and Compounds*, 820, 153170. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.153170>
- Mcperson, N. A., Li, Y., Baker, T. N., Mcpherson, N. A., Li, Y., & Baker, T. N. (2013). *Microstructure and properties of as welded duplex stainless steel Microstructure and properties of as welded duplex stainless steel*. 1718. <https://doi.org/10.1179/136217100101538263>
- Mohammed, G. R., Ishak, M., Aqida, S. N., & Abdulhadi, H. A. (2017). Effects of Heat Input on Microstructure , Corrosion and Mechanical Characteristics of Welded Austenitic and Duplex Stainless Steels : A Review. *Metals*, July 2019, 18. <https://doi.org/10.3390/met7020039>

- Morshed Behbahani, K., Najafisayar, P., & Pakshir, M. (2016). Study of the Intergranular Corrosion of Sensitized UNS S31803 Stainless Steel in Transpassive Region. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 25(8), 3418-3429. <https://doi.org/10.1007/s11665-016-2176-3>
- Naess, M., Johnsen, R., Haugan, E. B., & Iannuzzi, M. (2016). Effect of tungsten on pitting and crevice corrosion of type 25Cr super duplex stainless steel. *NACE - International Corrosion Conference Series*, 2(1), 1474-1488.
- Pan, M., Zhang, X., Chen, P., Su, X. Bin, & Misra, R. D. K. (2020). The effect of chemical composition and annealing condition on the microstructure and tensile properties of a resource-saving duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering A*, 788(April), 139540. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139540>
- Paulraj, P., & Garg, R. (2016). Effect of welding parameters on pitting behavior of GTAW of DSS and super DSS weldments. *Engineering Science and Technology, an International Journal*, 19(2), 1076-1083. <https://doi.org/10.1016/j.jestch.2016.01.013>
- Pedefferri, M., Yang, Y. Z., Jiang, Y. M., & Li, J. (2018). *Corrosion Science and Engineering* (Vol. 76). <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2013.06.039>
- Peguet, L., & Gaugain, A. (2011). Localized corrosion resistance of duplex stainless steels: methodology and properties; a review paper. *EDP Sciences*, 243, 231-243. <https://doi.org/10.1051/metal/2011062>
- Pérez, A. F. M., Breda, M., Calliari, I., Medina, G. Y. P., & Sandström, R. (2016). Detrimental Cr-rich Phases Precipitation on SAF 2205 Duplex Stainless Steels Welds After Heat Treatment. *Soldagem & Inspeção*, 21(2), 165-171. <https://doi.org/10.1590/0104->

9224/si2102.06

- Pettersson, N., Lindell, D., Lindberg, F., & Holla, N. (2019). Formation of Chromium Nitride and Intragranular Austenite in a Super Duplex Stainless Steel. *METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS, VOLUME 50A*, 11-13. <https://doi.org/10.1007/s11661-019-05489-2>
- Pezzato, L., Lago, M., Brunelli, K., Breda, M., & Calliari, I. (2018). Effect of the Heat Treatment on the Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 27(8), 3859-3868. <https://doi.org/10.1007/s11665-018-3408-5>
- Putz, A., Hosseini, V. A., Westin, E. M., & Enzinger, N. (2020). Microstructure investigation of duplex stainless steel welds using arc heat treatment technique. *Welding in the World*, 64(7), 1135-1147. <https://doi.org/10.1007/s40194-020-00906-2>
- Qi Sun, Jian Wang, Hua bing , Yue Li , Ya di Hu, Jin Gang Bai, P. de H. (2016). ChiPhaseafterShort G termAgingandCorrosionBehaviorin 2 2 0 5 DuplexStainlessSteel.pdf. En *JOURNAL OF IRON AND STEEL RESEARCH,INTERNATIONAL*.
- Raha, B. (2018). Study on Deleterious Phases Precipitation on Super Duplex Stainless Steel Grade 6A- ASTM A890. *Materials Today: Proceedings*, 5(2), 7836-7844. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.11.464>
- Shi, Y., Cui, S., Zhu, T., Gu, S., & Shen, X. (2018). Microstructure and intergranular corrosion behavior of HAZ in DP-TIG welded DSS joints. *Journal of Materials Processing Technology*, 256(November 2017), 254-261. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.02.019>

- Shi, Y., Hu, Y., Yi, Y., Lin, S., & Li, Z. (2017). Porosity and Microstructure of Underwater Wet FCAW of Duplex Stainless Steel. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 6(5), 383-389. <https://doi.org/10.1007/s13632-017-0376-3>
- Silva, D. D. S., Simões, T. A., Macedo, D. A., Bueno, A. H. S., Torres, S. M., & Gomes, R. M. (2020). Microstructural influence of sigma phase on pitting corrosion behavior of duplex stainless steel/NaCl electrolyte couple. *Materials Chemistry and Physics*, 259(November 2020), 124056. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2020.124056>
- Silva, D. D. S., Simões, T. A., Macedo, D. A., Bueno, A. H. S., Torres, S. M., & Gomes, R. M. (2021). Microstructural influence of sigma phase on pitting corrosion behavior of duplex stainless steel/NaCl electrolyte couple. *Materials Chemistry and Physics*, 259(May 2020). <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2020.124056>
- Šimeková, B., Kovaříková, I., & Ulrich, K. (2013). Microstructure and properties of plasma arc welding with depth penetration keyhole SAF 2205 duplex stainless steel. *Advanced Materials Research*, 664, 578-583. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.664.578>
- Singh, J., & Shahi, A. S. (2019). Metallurgical, impact and fatigue performance of electron beam welded duplex stainless steel joints. *Journal of Materials Processing Technology*, 272(November 2018), 137-148. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.05.010>
- Singh, J., & Shahi, A. S. (2020). Metallurgical and corrosion characterization of electron beam welded duplex stainless steel joints. *Journal of Manufacturing Processes*, 50(October 2019), 581-595. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.01.009>
- Sołtysiak, R. (2015). *THE EFFECT OF LASER WELDING PARAMETERS OF DUPLEX STEEL*

ON FATIGUE LIFE OF JOINTS WITHOUT GEOMETRIC NOTCH. 103-112.

Sołtysiak, R., Giętka, T., & Sołtysiak, A. (2018). The effect of laser welding power on the properties of the joint made of 1.4462 duplex stainless steel. *Advances in Mechanical Engineering*, 10(1), 1-12. <https://doi.org/10.1177/1687814017751949>

Taban, E., & Kaluc, E. (2011). (2011). Welding behaviour of DUPLEX and SUPERDUPLEX STAINLESS STEELS using LASER and PLASMA ARC WELDING processes. *WEeding in the wordl*, 55, 25-28.

Takei, T., Yabe, M., & Wei, F. G. (2017). Effect of cooling condition on the intergranular corrosion resistance of UNS S32506 duplex stainless steel. *Corrosion Science*, 122(October 2016), 80-89. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2017.03.018>

Tóth, T., Krasnorutskyi, S., Hensel, J., & Dilger, K. (2021). Electron beam welding of 2205 duplex stainless steel using pre-placed nickel-based filler material. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 191. <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2021.104354>

Verma, J., & Taiwade, R. V. (2017). Effect of welding processes and conditions on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steel weldments—A review. *Journal of Manufacturing Processes*, 25, 134-152. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2016.11.003>

Wan, J., Ruan, H., Wang, J., & Shi, S. (2018). The Kinetic diagram of sigma phase and its precipitation hardening effect on 15Cr-2Ni duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering A*, 711(November 2017), 571-578. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.11.079>

Wang, T. (2019). *The effects of cooling rate and alloying elements on the solidification behaviour of continuously cast super-austenitic and duplex stainless steels.* 113.

<https://ro.uow.edu.au/theses1/614/%0Ahttps://ro.uow.edu.au/cgi/viewcontent.cgi?article=1615&context=theses1>

Wang, W., Hu, Y., Zhang, M., & Zhao, H. (2020). Microstructure and mechanical properties of dissimilar friction stir welds in austenitic-duplex stainless steels. *Materials Science and Engineering A*, 787(March). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139499>

Westin, E. M., Johansson, M. M., & Pettersson, R. F. A. (2013). Effect of nitrogen-containing shielding and backing gas on the pitting corrosion resistance of welded lean duplex stainless steel LDX 2101® (EN 1.4162, UNS S32101). *Welding in the World*, 57(4), 467-476. <https://doi.org/10.1007/s40194-013-0046-2>

Westin, Elin M., & Hertzman, S. (2014). Element distribution in lean duplex stainless steel welds. *Welding in the World*, 58(2), 143-160. <https://doi.org/10.1007/s40194-013-0108-5>

Yang, Y. Z., Jiang, Y. M., & Li, J. (2013). In situ investigation of crevice corrosion on UNS S32101 duplex stainless steel in sodium chloride solution. *El servier*, 76, 163-169. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2013.06.039>

Yang, Yanze, Wang, Z., Tan, H., Hong, J., Jiang, Y., Jiang, L., & Li, J. (2012). Effect of a brief post-weld heat treatment on the microstructure evolution and pitting corrosion of laser beam welded UNS S31803 duplex stainless steel. *Corrosion Science*, 65, 472-480. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2012.08.054>

Yang, Yinhui, Yan, B., Li, J., & Wang, J. (2011a). The effect of large heat input on the microstructure and corrosion behaviour of simulated heat affected zone in 2205 duplex stainless steel. *Corrosion Science*, 53(11), 3756-3763. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2011.07.022>

- Yang, Yinhui, Yan, B., Li, J., & Wang, J. (2011b). The effect of large heat input on the microstructure and corrosion behaviour of simulated heat affected zone in 2205 duplex stainless steel. *Corrosion Science*, 53(11), 3756-3763.
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2011.07.022>
- Yurtisik, K., Tirkes, S., Dykhno, I., Gur, C. H., & Gurbuz, R. (2013). Characterization of duplex stainless steel weld metals obtained by hybrid plasma-gas metal arc welding. *Soldagem & Inspeção*, 18(3), 207-216. <https://doi.org/10.1590/s0104-92242013000300003>
- Zhang, B., Ma, X. L., Tan, H., Wang, Z., Jiang, Y., Yang, Y., Deng, B., Song, H., Li, J., Peguet, L., Gaugain, A., Acta, E., Acta, E., Case, R. P., Rincon, H. E., McIntyre, D. R., Joosten, M. W., Gjesdal, S., & Monsen, H. (2019). A review—Pitting corrosion initiation investigated by TEM. *Journal of Materials Science and Technology*, 35(7), 1455-1465.
<https://doi.org/10.1016/j.jmst.2019.01.013>
- Zhang, Y., Cheng, S., Wu, S., & Cheng, F. (2020). The evolution of microstructure and intergranular corrosion resistance of duplex stainless steel joint in multi-pass welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 277(October 2019), 116471.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.116471>
- Zhang, Z., Jing, H., Xu, L., Han, Y., Li, G., & Zhao, L. (2017). Investigation on Microstructure and Impact Toughness of Different Zones in Duplex Stainless Steel Welding Joint. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 26(1), 134-150. <https://doi.org/10.1007/s11665-016-2441-5>
- Zhang, Z., Jing, H., Xu, L., Han, Y., Zhao, L., & Lv, X. (2018). Effect of post-weld heat treatment on microstructure evolution and pitting corrosion resistance of electron beam-

welded duplex stainless steel. *Corrosion Science*, 141(135), 30-45.

<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2018.06.030>

Zhang, Z., Jing, H., Xu, L., Han, Y., Zhao, L., & Zhang, J. (2017). Influence of microstructure and elemental partitioning on pitting corrosion resistance of duplex stainless steel welding joints. *Applied Surface Science*, 394, 297-314. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2016.10.047>

Zhu, L., & Li, Y. (2021). Cleavage-dissolution assisted stress corrosion cracking under elastic loads. *npj Materials Degradation*, 5(1). <https://doi.org/10.1038/s41529-021-00172-7>