

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

**“Estudio por Microscopía Óptica y Electrónica de los Aceros Inoxidables
Dúplex SAF 2205 después de un proceso de soldadura por arco de plasma
(PAW)”**

Presentado Ante la Ilustre
Universidad Central de
Venezuela para optar al Título
de Ingeniero Metalúrgico
por el Br. Fumero Gracia, José Antonio

Caracas, Junio de 2004

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

“Estudio por Microscopía Óptica y Electrónica de los Aceros Inoxidables Duplex SAF 2205 después de un proceso de soldadura por arco de plasma (PAW)”

TUTOR ACADÉMICO: Prof. Amado Quintero H.

Presentado Ante la Ilustre
Universidad Central de
Venezuela para optar al Título
de Ingeniero Metalúrgico
por el Br. Fumero Gracia, José Antonio

Caracas, Junio de 2004

***“PORQUE NO NOS HA DADO DIOS
ESPÍRITU DE COBARDÍA,
SINO DE PODER, DE AMOR
Y DE DOMINIO PROPIO.”***

2 Tim. 1:7

DEDICATORIA

...A DIOS TODOPODEROSO, por ser la luz que ilumina nuestro camino...*Eternamente...*

...A mi maravillosa familia y seres queridos...

...Al Patrimonio Cultural de la Humanidad que vence la sombra...

...A aquellos seres que llegaron al lugar correcto en el momento preciso...

...A la gente que hace que las cosas sucedan...

...A nuestra hermosa Venezuela...

En nuestro camino siempre se nos presentan obstáculos y dificultades que de una u otra forma debemos sortear, para así poder continuar. Depende de nosotros mismos, y de nuestra actitud y aptitud, el vencer cada obstáculo y el superar cada prueba de resistencia que se nos impone. A pesar de esto, en muchas oportunidades nuestras situaciones son más complejas de lo que pudiéramos esperar, o las hacemos así; y es en esos instantes en los que otros entes externos a nosotros pasan a formar parte integral de nuestra vida.

Cuando me refiero a un ente, me refiero a cualquier medio, que de una u otra forma, nos brinda ese mensaje que da la información adecuada para iluminar nuestro camino y continuar nuestro recorrido. Definitivamente el mejor de los entes es cada una de esas personas que, a su manera, te ofrece ese mensaje de luz y te guía en la dirección deseada. En mi caso, muchas personas han sido partícipes de cada prueba superada y de cada peligro

sorteado; personas, que para mí, forman parte de mi gran tesoro invaluable que DIOS me ha ofrecido...

...A todas esas personas, que conozcan o no su contribución en mis batallas diarias, les hago este humilde homenaje porque a sí lo merecen. Le agradezco a DIOS en cada segundo de mi vida por estas hermosas personas, que con su cariño, dedicación y amor, supieron darme el mensaje en el momento indicado...

...a todas esas personas les dedico este triunfo!!!.

...DIOS los bendiga...y muchas gracias!!!.

*J.A.F.G.
Junio de 2004*

AGRADECIMIENTO

A DIOS TODOPODEROSO, por haberme brindado la alegría de alcanzar y sentir este triunfo.

A mi Madre, que con tanto esfuerzo, constancia, dedicación y amor logró mi formación y desarrollo como persona íntegra, logrando alcanzar mis anhelos en la vida. A Ella: mi respeto, admiración, amor, y por supuesto, este triunfo!!.

A mi padre Jorge, por el esfuerzo, la dedicación e interés brindados en mi desarrollo como persona y profesional. Este triunfo es igualmente tuyo!!.

A mi abuela Aurora, por haberme criado con todo su amor y cariño, por su dedicación y entrega completa en procura de mi bienestar, y por supuesto, por sus grandiosas arepas.

A mis tías Violeta y Rocío, por su dedicación, preocupación y soporte, durante tantos años de lucha diaria.

A mis hermanos Oriana y Jorge, por su constante cariño e interés mostrados en mi bienestar: Los Amo!!.

A Ragdé Peña, por su apoyo, amor, enseñanza y confianza brindados en los momentos más críticos de este camino. A ti te debo muchísimo Beba, DIOS te bendiga!!.

A toda mi familia (Meléndez-Gracia, Rath-Gracia, Palmero, Fumero, Gracia-Franco) por su apoyo, cariño y preocupación mostrados durante toda mi vida: Los quiero!!.

A la Universidad Central de Venezuela, por haber recibido en ella una educación y enseñanzas excelentes y completas, tanto en mi formación profesional como personal.

Al profesor Amado Quintero, por haberme brindado la oportunidad de desarrollar un proyecto de gran interés, y por su confianza y dedicación mostradas durante tanto tiempo de estudio.

A la profesora Sonia Camero, por su dedicación, enseñanza, guía y cariño brindados a lo largo de gran parte de mi carrera. Sus consejos y palabras fueron conductores de este logro, en todos sus aspectos.

Al profesor Ramón A. Caballero, por su asertiva guía y enseñanza brindados durante mi desarrollo como Ingeniero.

A las profesoras Olivia Brito, Maribel Suárez, Ruth Bisbal y Anna Di Prinzio, por su dedicación, enseñanza y cariño brindados en cada momento que los recibí. Gracias!!.

A mis panas y colegas Luigi y Luis Perdomo, por su cariño, amistad, dedicación preocupación y enseñanza brindados durante tanto tiempo. Ustedes son mis hermanos!!.

A mi amiga Claudia Suárez, por...todo!!.

A mi amiga Gisela Morales, por su apoyo emocional y técnico, su cariño y enseñanza brindados en diversos momentos y situaciones vividos.

A la familia Castillo-Fernández, por su apoyo, dedicación y cariño brindados en los momentos en que los necesité.

Al profesor Crisanto Villalobos, por su amistad, guía y preocupación brindados en varios momentos a lo largo de mi carrera.

A los profesores José Balbino León y Freddy Fraudita, por su preocupación, dedicación y enseñanza brindadas.

Al profesor Germán Siegert, por peculiar dedicación y maestría mostradas en la enseñanza que imparte. Es un gran profesor y Maestro!!.

A mis panas y amigos Silvia Fong, Paya, Adriana Báez, Cristóbal, Onerazán, Edgar, Andrés “Chile”, María Boca, Dayarí, Nayar, Silvia León, Carlos Merizalde, Clara Musauel, José Gregorio, Víctor, Abby, Rafael, Thairis, Adriana, y al resto de mis panas de la Facultad de Ingeniería y de la escuela, por todo lo que viví y compartí con ustedes. Se les quiere!!.

A todos mis panas y amigos de Superferretería EPA, por su atención, cariño, preocupación, apoyo y consejos brindados: se les quiere!!.

A Silvia Cerpa y Gelín Mejías, por su dedicación, preocupación y cariños brindados durante el desarrollo de este proyecto.

A la comunidad de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales, por todo el aporte brindado.

A tantas personas, metalúrgicos o no, amigos y allegados todos, que consciente o inconscientemente, formaron parte del logro de esta meta. Aunque no hayan sido mencionadas, MUCHAS GRACIAS!!.

Fumero G. José A.

“Estudio por Microscopía Óptica y Electrónica de los Aceros Inoxidables Dúplex SAF 2205 después de un proceso de soldadura por arco de plasma (PAW)”

TUTOR ACADÉMICO: Prof. Amado Quintero H. Tesis. Caracas, U.C.V. Facultad de Ingeniería. Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales. 2004.

Palabras Claves: *Aceros Inoxidables, Dúplex, 2205, Soldadura, PAW, Austenita, Ferrita, Parámetros Estereológicos, Racimos, Clusters.*

Se realizó el estudio por microscopía óptica (MO) y electrónica de barrido (MEB) de la microestructura de láminas de acero inoxidable dúplex grado SAF 2205, sometidas a un proceso de soldadura de arco de plasma (PAW). Este acero posee una microestructura bifásica de ferrita (α) y austenita (γ), donde cada fase se presenta en volúmenes relativamente iguales, definidos y diferenciables. El objetivo del estudio se basó en las modificaciones microestructurales generadas en las zonas afectadas térmicamente (ZAC y cordón) por el proceso de soldadura a elevadas temperaturas (donde el material podría presentar una microestructura completamente ferrítica); y en función de dos modos de enfriamiento post-soldadura: en agua y con aire forzado.

Mediante microscopía óptica (M.O.), se evidenció el cambio morfológico experimentado por la fase austenita, pasando de una morfología de tipo islas en una matriz ferrítica a una de tipo Widmanstätten o acicular en las zonas afectadas térmicamente. Asimismo, se apreció una reducción en su fracción volumétrica, pasando de 50% (condición original) a un promedio de 40%, tanto en la zona afectada por el calor como en el cordón, y en ambos modos de enfriamiento.

Estas modificaciones fueron caracterizadas mediante técnicas de Estereología Cuantitativa. Por una parte, se realizó la medición de la fracción volumétrica de la fase γ aplicando dos técnicas distintas, ambas basadas en la medición de fracción de área: una es la técnica de

estereología de conteo manual de *Fracción de Puntos* (P_P), aplicada directamente sobre las micrografías analizadas, y la otra es la determinación de la *Fracción de Área* (A_a) mediante la digitalización de imágenes utilizando el programa de computación “Digital Micrograph 3.3”; a fin de comparar los resultados obtenidos por ambas técnicas. Mediante la aplicación de la primera técnica, se determinó una proporción de austenita comprendida entre 36% y 46%. La aplicación de la segunda, fue en modo de comparación con la primera, y determinó una proporción de austenita comprendida entre 37% y 45%.

Por otra parte, se estudió la relación inclusión-matriz entre ambas fases mayoritarias (α y γ), la cual fue evaluada mediante la medición del parámetro estereológico conocido como *Fracción de racimos o clusters* (r), siguiendo la técnica desarrollada por Horvath *et al.* El intervalo de transición topológico del acero estudiado se ve desplazado hacia valores de fracción volumétrica de austenita de 40%.

Por su parte, la observación por microscopía electrónica de barrido (M.E.B.) evidenció la presencia de partículas extrañas a la matriz del acero localizadas en las tres zonas de estudio: metal base, ZAC y cordón, para ambos modos de enfriamiento. Los análisis químicos puntuales por E.D.X. aplicados sobre estas partículas señalan que éstas están constituidas por Ca, Al, Si y Mg como elementos mayoritarios. Estos elementos y el tamaño promedio de partícula (6 μm), evidencian que no son fases perjudiciales características de estos aceros al ser sometidos a procesos de soldadura.

El estudio estereológico del acero dúplex fue complementado con ensayos de microdureza de indentación estática escala Knoop, y posteriormente transformada a escala Vickers. El enfriamiento en agua generó un endurecimiento mayor al generado por el enfriamiento con aire forzado, lo que indica que una mayor velocidad de enfriamiento produjo un incremento de la dureza del acero en la junta soldada. La dureza del material en la sección superior del cordón es mayor que en la sección inferior (cercana a la raíz del cordón), en ambos modos de enfriamiento, posiblemente asociado a la presencia de precipitados de carburos y/o nitruros en esa zona.

Los resultados obtenidos en el estudio señalan que la técnica de soldadura PAW aplicada al acero dúplex se desarrolló con un control estrecho de sus parámetros, generando los cambios microestructurales estimados para un tratamiento térmico de esta naturaleza; obteniéndose así, una microestructura final post-soldadura limpia y con una reaparición de la austenita aceptable en las zonas afectadas térmicamente.

ÍNDICE GENERAL

ÍNDICE DE FIGURAS	iv
ÍNDICE DE TABLAS	ix
ÍNDICE DE GRÁFICOS	xi
LISTADO DE SÍMBOLOS	xii
CAPÍTULO I	
1. Introducción	1
CAPÍTULO II	
2. Fundamento Teórico	5
2.1. Aceros inoxidables Dúplex (DSS)	5
2.2. Soldabilidad de los Aceros Inoxidables Dúplex	8
2.2.1 Diagramas de Schaeffler y de DeLong	9
2.3. Proceso de soldadura por arco de plasma	11
2.3.1. Generalidades	11
2.3.2. Principios operacionales del PAW	11
2.3.3. Diferencias entre PAW y GTAW	13
2.3.4. Ventajas y desventajas del PAW	14
2.3.5. Variante del PAW: la técnica ojo de cerradura (key hole)	15
2.4. Nitrógeno (N) como elemento aleante	17
2.5. Aspectos microestructurales	18
2.6. Precipitación de fases minoritarias	22
2.6.1. Fase Sigma (σ)	23
2.6.2. Nitruros de Cromo (Cr_2N , CrN)	25
2.6.3. Austenita secundaria	26
2.6.4. Fase χ	27

2.6.5. Fase R	27
2.6.6. Fase π	28
2.6.7. Carburos	28
2.6.8. Fragilización a 475 °C	28
2.7. Generalidades de la reaparición post-soldadura de la austenita	29
2.7.1. Contenido de Ferrita	30
2.7.2. Influencia de los elementos de aleación	30
2.8. Precipitación inducida por el proceso de soldadura	32
2.8.1. Efectos de la soldadura sobre las propiedades mecánicas y anticorrosivas	33
2.9. Estereología	34
2.9.1. Mediciones básicas	35
2.9.1.1. Fracción de puntos P_P	35
2.9.1.2. Parámetro N_A	36
2.9.1.3. Fracción Volumétrica V_V	36
2.9.1.4. Fracción de racimos r	36
2.10. Campo de aplicaciones de los DSS	38

CAPÍTULO III

3. Procedimiento Experimental	40
3.1. Flujograma experimental	40
3.2. Tratamiento preliminar de las muestras	41
3.3. Preparación metalográfica	42
3.3.1. Corte de las muestras	42
3.3.2. Desbaste de la superficie de estudio de las muestras	43
3.3.3. Pulido mecánico	43
3.3.4. Ataque químico	44
3.4. Observación por microscopía óptica (MO)	44
3.5. Caracterización de la ferrita y austenita usando parámetros estereológicos	45
3.5.1 Fracción volumétrica de las fases mayoritarias	45
3.5.2 Fracción de racimos r	47

3.6. Observación por microscopía electrónica de barrido	49
3.7. Medición de la dureza	49
CAPÍTULO IV	
4. Resultados y Análisis	51
CAPÍTULO V	
5. Conclusiones	90
CAPÍTULO VI	
6. Recomendaciones	93
Referencias Bibliográficas	94
Apéndices	97

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1. Micrografía por M.O. de un acero inoxidable dúplex, con una microestructura bifásica de ferrita (oscura) y austenita (clara). 50X.	5
Figura 2. Diagrama de Schaeffler. ⁵	9
Figura 3. Diagrama de DeLong. ⁵	10
Figura 4. Terminología descriptiva del proceso PAW. ⁸	12
Figura 5. Diagrama comparativo entre GTAW y PAW. ⁸	13
Figura 6. Dibujo esquemático de la técnica <i>ojo de cerradura</i> . ⁶	16
Figura 7. Diagrama de fases para el sistema Fe-Cr-Ni. La fase α a elevadas temperaturas es identificada por algunos autores como δ . ¹¹	19
Figura 8. Posibles fases secundarias que pueden precipitar en los DSS, mostrando la influencia de algunos elementos de aleación. ²	20
Figura 9. Micrografía por M.O. donde se observa la austenita con una morfología acicular, o de placas, tipo Widmanstätten (fase clara). 200X.	21
Figura 10. Diagrama pseudo-binario esquemático donde se muestra el mecanismo de solidificación de los DSS. ¹	21
Figura 11. Mecanismo sugerido de la precipitación de la fase sigma (σ) inducida por la presencia de carburos. ¹⁰	24

Figura 12. Curva obtenida por simulaciones computarizadas de un sistema bifásico con microestructuras diferenciables. ⁴	37
Figura 13. Aplicaciones diversas del acero inoxidable dúplex SAF 2205.	39
Figura 14. Flujograma del procedimiento experimental.	40
Figura 15. Red cuadriculada de puntos dispuesta sobre una de las micrografías estudiadas. 200X.	46
Figura 16. Racimos de fases mayoritarias. (a) Sección de una micrografía donde se identifica los racimos (partículas tipo inclusión) de γ en α y los racimos de α en γ . 200X. (b) Representación esquemática de una microestructura tipo con $r^\alpha = 0,50$ y $r^\gamma = 0,50$, con una fracción volumétrica de 50% ferrita-50% austenita.	48
Figura 17. Representación gráfica de los barridos de microdureza aplicados a las muestras estudiadas.	49
Figura 18. Imagen general por M.O. de las zonas principales de estudio de una muestra enfriada en agua. Se aprecia el MB, la ZAC y la ZF. 50X.	53
Figura 19. Imagen general por M.O. de las zonas principales de estudio de una muestra enfriada con aire inyectado. Se aprecia el MB, la ZAC y la ZF. 50X.	54

Figura 20. Micrografía por M.O. de la zona de transición MB-ZAC, donde se observa el cambio morfológico que experimenta la austenita (fase blanca) al ser afectada esta zona por el intenso calor localizado generado por la soldadura. 200X. **55**

Figura 21. Micrografía por M.O. de la zona de transición MB-ZAC en la raíz de la junta soldada. Nótese que la morfología que presenta la austenita es tipo listón. 500X. **56**

Figura 22. Micrografía por M.O. de la ZAC de una muestra enfriada en agua, donde se observa una austenita (fase clara) con morfología de placa o acicular tipo Widmanstätten, localizada en los bordes de grano de la ferrita y en el interior de los granos de la matriz ferrítica. 200X. **57**

Figura 23. Micrografía por M.O. de la ZAC de una muestra enfriada con aire forzado, donde se observa la austenita (fase clara) con una morfología de placas (tipo Widmanstätten), localizada en los bordes de grano de la ferrita y en el interior de los granos. En el interior de éstos, su morfología se presenta también como de tipo listón. 200X. **59**

Figura 24. Ampliación de la ZAC donde se muestra las regiones de mayor proporción de austenita y el crecimiento de placas secundarias de esta fase a partir de las placas primarias localizadas en los límites de grano de la ferrita. **60**

Figura 25. Micrografía por M.O. de la ZAC donde se observan posibles precipitados de fases minoritarias localizados entre las placas de austenita (fase clara). 500X. **61**

Figura 26. Micrografía por M.O. del cordón (ZF) de la muestra enfriada en agua, donde se aprecia una reaparición de la austenita con una morfología tipo placa en los límites de grano, y tipo placa y listón en el interior de los granos de la fase ferrítica. Nótese la formación de placas secundarias de austenita en las placas primarias (flechas). 200X. **62**

Figura 27. Micrografía por M.O. del cordón (ZF) de la muestra enfriada con aire forzado, donde se aprecia una reaparición de la austenita con una morfología tipo placa en los límites de grano, y tipo placa y listón en el interior de los granos de la fase ferrítica. 200X.

63

Figura 28. Micrografía por M.O. de una región de la ZAC de una muestra enfriada en agua. $V_{V^{\gamma}}=0,41$; $r^{\alpha}=0,45$; $r^{\gamma}=0,55$. 200X.

65

Figura 29. Micrografía por M.O. de una región de la ZF de una muestra enfriada en agua. $V_{V^{\gamma}}=0,42$; $r^{\alpha}=0,52$; $r^{\gamma}=0,48$. 200X.

66

Figura 30. Micrografía por M.O. de una región de la ZAC de una muestra enfriada con aire forzado. $V_{V^{\gamma}}=0,43$; $r^{\alpha}=0,35$; $r^{\gamma}=0,65$. 200X.

67

Figura 31. Micrografía por M.O. de una región de la ZF de una muestra enfriada con aire forzado. $V_{V^{\gamma}}=0,42$; $r^{\alpha}=0,44$; $r^{\gamma}=0,56$. 200X.

68

Figura 32. Micrografía digitalizada de la ZF de una muestra enfriada en agua. La fase roja es la ferrita. $V_{V^{\gamma}}$ (manual) = 46%; $V_{V^{\gamma}}$ (digital) = 38%.

70

Figura 33. Micrografía digitalizada de la ZAC de una muestra enfriada con aire forzado. La fase roja es la ferrita. $V_{V^{\gamma}}$ (manual) = 39%; $V_{V^{\gamma}}$ (digital) = 44%.

70

Figura 34. Partícula de fase minoritaria, de morfología redondeada, presente en el metal base de una muestra enfriada en agua. (a) Micrografía por M.E.B. 2000X. (b) Espectro de análisis químico puntual (E.D.X.).

81

Figura 35. Partícula de fase minoritaria, de morfología alargada, presente en el metal base de una muestra enfriada en agua. (a) Micrografía por M.E.B. 3500X. (b) Espectro de análisis químico puntual (E.D.X.).

82

Figura 36. Partícula de fase minoritaria, de morfología redondeada, presente en la ZAC de una muestra enfriada en agua. (a) Micrografía por M.E.B. 2000X. (b) Espectro de análisis químico puntual (E.D.X.). **82**

Figura 37. Partícula de fase minoritaria, de morfología alargada, presente en el metal base de una muestra enfriada con aire forzado. (a) Micrografía por M.E.B. 3500X. (b) Espectro de análisis químico puntual (E.D.X.). **83**

Figura 38. Partícula de fase minoritaria, de morfología redondeada, presente en el metal base de una muestra enfriada con aire forzado. (a) Micrografía por M.E.B. 3500X. (b) Espectro de análisis químico puntual (E.D.X.). **83**

Figura 39. Partículas extrañas (posibles carburos y/o nitruros) en la ZF de una muestra enfriada en agua. (a) Micrografía por M.E.B. 1000X. (b) Espectro de análisis químico puntual (E.D.X.). **84**

Figura 40. Partículas extrañas (posibles carburos y/o nitruros) en la ZAC de una muestra enfriada con aire forzado. (a) Micrografía por M.E.B. 1000X. (b) Espectro de análisis químico puntual (E.D.X.). **85**

Figura 41. Partículas extrañas (posibles carburos y/o nitruros) en la ZF de una muestra enfriada con aire forzado. (a) Micrografía por M.E.B. 5000X. (b) Espectro de análisis químico puntual (E.D.X.). **85**

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 1. Composición química nominal de los tres principales grados de DSS producidos por Sandvik Steel. ¹	7
Tabla 2. Composición química del acero inoxidable dúplex DSS proporcionado por Sandvik Steel.	41
Tabla 3. Promedio de los campos de observación que fueron ubicados sobre la austenita (P_γ) y la fracción volumétrica promedio (V_V^γ) de esta fase en cada zona de interés (ZAC y ZF), para el enfriamiento en agua.	66
Tabla 4. Promedio de los campos de observación ubicados sobre la austenita (P_γ) y la fracción volumétrica (V_V^γ) de esta fase en cada zona de interés (ZAC y ZF), para el enfriamiento con aire forzado.	67
Tabla 5. Comparación entre valores de la fracción volumétrica de austenita presente en las zonas afectadas térmicamente, determinados por Conteo Manual y el Digital Micrograph 3.3.	71
Tabla 6. Valores obtenidos en la medición de la fracción de racimos o “clusters” de la ferrita y austenita en función a la fracción volumétrica de la austenita, para el enfriamiento en agua (serie W).	73
Tabla 7. Valores obtenidos en la medición de la fracción de racimos o “clusters” de la ferrita y austenita en función a la fracción volumétrica de la austenita, para el enfriamiento con aire forzado (serie A).	77

Tabla 8. Dureza promedio en las zonas afectadas térmicamente por la soldadura.	87
Tabla 9. Valores promedio de la dureza medidos en las muestras enfriadas en agua (serie W) y con aire forzado (serie A).	88
Tabla 10. Valores de conteo manual de la fracción volumétrica de austenita en la ZAC. Enfriamiento en agua.	98
Tabla 11. Valores de conteo manual de la fracción volumétrica de austenita en la ZF. Enfriamiento en agua.	101
Tabla 12. Valores de conteo manual de la fracción volumétrica de austenita en la ZAC. Enfriamiento con aire forzado.	104
Tabla 13. Valores de conteo manual de la fracción volumétrica de austenita en la ZF. Enfriamiento con aire forzado.	107
Tabla 14. Valores dureza en el enfriamiento en agua.	111
Tabla 15. Valores dureza en el enfriamiento con aire forzado.	112

ÍNDICE DE GRÁFICOS

- Gráfico 1.** Fracción de racimos en función de la fracción volumétrica de la austenita, en el enfriamiento en agua. 74
- Gráfico 2.** Fracción de racimos en función de la fracción volumétrica de la austenita, en el enfriamiento en agua. Separación de r^α y r^γ . 75
- Gráfico 3.** Fracción de racimos de α y γ en función de la fracción volumétrica de la austenita, en el enfriamiento con aire forzado. 78
- Gráfico 4.** Perfil de dureza de las muestras enfriadas en agua. 88
- Gráfico 5.** Perfil de dureza de las muestras enfriadas con aire forzado. 89

LISTADO DE SÍMBOLOS

α : Fase ferrita alpha.

δ : Fase ferrita delta.

A: Serie de muestras enfriadas con aire forzado.

A_T : Área total de estudio.

C: Carbono.

χ , π , λ , R: Fases perjudiciales producto del proceso de soldadura.

Cr: Cromo.

Cu: Cobre.

DSS: Duplex stainless steels. Aceros inoxidable duplex.

Fe: Hierro.

GTAW: Gas tungsten arc welding. Soldadura de arco por tungsteno.

γ : fase austenita.

Hv: Dureza Vickers.

MB: Metal base.

M.E.B.: Microscopía electrónica de barrido.

M.O.: Microscopía óptica.

Mn: Manganeseo.

Mo: Molibdeno.

N: Nitrógeno.

N_A : Número de intercepciones sobre una microestructura por unidad de área.

N_A^α : número de racimos de ferrita en la matriz de austenita.

N_A^γ : número de racimos de austenita en la matriz de ferrita.

Ni: Níquel.

PAW: Plasma arc welding. Soldadura por arco de plasma.

P_γ : Conteo puntual sobre la austenita.

PRE: Pitting resistant equivalent. Equivalente de resistencia a la corrosión por picadura.

P_T : Puntos totales que conforman la red cuadrículada.

P_P : P_γ / P_T

r^α : Fracción de racimos de ferrita.

r' : Fracción de racimos de austenita.

S: fase sigma.

Si: Silicio.

V_V^{γ} : Fracción volumétrica de austenita.

W: serie de muestras enfriadas con agua. Elemento Tungsteno.

ZAC: Zona afectada por el calor.

ZF: Zona de fusión. Cordón.

ZT: Zona de transición.

CAPÍTULO I

1. INTRODUCCIÓN

Los aceros inoxidable dúplex, o DSS (duplex stainless steels) por sus siglas en inglés, son aleaciones de gran renombre y aplicación en la actualidad, y son considerados como aleaciones pioneras en las aplicaciones que demanden gran resistencia mecánica en medios corrosivos. Las propiedades mecánicas óptimas de estas aleaciones son generadas por una estructura bifásica o dúplex constituida por una fase ferrítica y una austenítica, y la fracción de cada fase presente en la microestructura puede ser reducida en términos del contenido de los principales elementos aleantes (Cr, Ni, y N), que en el caso del acero dúplex SAF 2205, la microestructura presente posee fracciones volumétricas relativas iguales para cada fase (50% cada una).

La composición química de los DSS está constituida por elementos aleantes representativos para esta familia de aceros, considerados unos como estabilizadores de la fase ferrítica (Cr y Mo) y otros como estabilizadores de la fase austenítica (N, Ni, C y Mn). Gracias a estos elementos, que combinados generan excelentes niveles de resistencia, los aceros inoxidable dúplex pueden ser usados en diversos campos como la industria petroquímica, química y de la construcción, entre otras de gran envergadura. Las numerosas aplicaciones de estos aceros se deben a su excelente resistencia a la corrosión general, localizada y a la corrosión bajo tensiones, combinada con una alta resistencia mecánica y tenacidad. La buena resistencia a la corrosión por picadura y corrosión bajo tensión en medios clorinados agresivos es la propiedad, sobre otras particulares, que hace que éstos sean tan utilizados en las industrias mencionadas. A esto, se le adiciona las excelentes propiedades mecánicas que posee el DSS, el cual permite la construcción de estructuras ligeras con alto nivel de resistencia a la corrosión.

Generalmente, los aceros inoxidable dúplex son por lo menos tan resistentes como los aceros austeníticos cuando poseen un contenido de Cr y Mo similar. En la práctica, los DSS

poseen una mayor resistencia mecánica y de resistencia a la corrosión debido a que poseen adiciones de nitrógeno como elemento aleante. Está bien establecido que el Cr, Mo y N mejoran notablemente la resistencia a la corrosión por picadura. Además, el nitrógeno desempeña un papel primordial en la formación de austenita (a partir de la ferrita, a elevadas temperaturas) y su estabilización a bajas temperaturas.

Los primeros DSS no poseían una óptima relación entre la ferrita (α) y austenita (γ), que en la mayoría de los casos, el contenido de la primera alcanzaba fracciones muy altas (> 70%); ocasionando que la zona afectada por el calor, luego de un proceso de soldadura, fuera casi completamente una fase ferrítica. Estas zonas ferríticas presentan una menor resistencia mecánica y a la corrosión, en comparación a las ofrecidas por la microestructura bifásica, por lo que en sus principios estos aceros no eran muy populares. Incluso, hoy día, algunos mantienen un escepticismo hacia los dúplex y su soldabilidad; ésta puede ser una razón por la cual han sido objeto de numerosas investigaciones y estudios en los últimas dos décadas.

Dos factores de relativa importancia que conciernen a la producción y el campo de aplicaciones de los aceros inoxidable dúplex son: primero, la formación de la austenita (γ) en las zonas afectadas térmicamente durante el enfriamiento post-soldadura y, segundo, la formación de fases secundarias a temperaturas superiores a 300 °C, siendo estas últimas altamente perjudiciales para la resistencia mecánica y a la corrosión del material.

En lo particular a las aplicaciones, éstas envuelven diversos procesos y técnicas de preparación de componentes y piezas de aceros inoxidable dúplex para hacerlos aptos para el servicio, siendo los diversos procesos de soldadura unas de las técnicas de mayor importancia y desarrollo en el campo de estas aleaciones. Los aceros dúplex modernos poseen una óptima soldabilidad^{1, 2, 6, 10}, similar a la de los grados austeníticos con una composición química similar. Sin embargo, es extremadamente difícil el optimizar ciclos térmicos de soldadura, sobre todo a medida que el contenido de elementos de aleación se incrementa, con el fin de evitar la generación de efectos perjudiciales en la microestructura

del material como la formación de fases minoritarias no deseadas, particularmente en los grados mayormente aleados.

El proceso de soldar aceros dúplex con un contenido de 22% de Cr en peso o grados de menor aleación, sin exceder los aportes calóricos recomendados y las temperaturas de interpasos en la práctica, garantiza una aceptable reaparición de la austenita en las zonas afectadas por el calor y en el cordón; así como la reducción del riesgo de precipitación de fases intermetálicas perjudiciales. En consecuencia, condiciones permisibles de soldadura y de energía de arco deben ser estrechamente controladas para garantizar una buena formación de la fase γ .⁷ Además, se debe tener presente que la precipitación de fases intermetálicas es otro factor que puede influir en el desempeño de la junta soldada del acero, así como la técnica de soldadura, el gas de protección, el método de limpieza post-soldadura, el medio de enfriamiento, entre otros.^{1, 10}

El objetivo de esta investigación es el estudio de los cambios microestructurales, principalmente la reaparición de la austenita, de láminas de acero inoxidable dúplex grado SAF 2205, tanto en la zona afectada por el calor (ZAC) como en el cordón (ZF), luego de ser sometido a un proceso de soldadura por arco de plasma (PAW), y en función a dos modos de enfriamiento: en agua y con aire forzado. El estudio metalográfico por microscopía óptica realizado al acero dúplex soldado por el método PAW, puede proveer información de gran utilidad sobre las características de las fases microestructurales mayoritarias del material, ferrita y austenita, presentes en las zonas afectadas térmicamente por el proceso de soldadura. Este aspecto será evaluado mediante la aplicación de técnicas particulares de Estereología Cuantitativa, el cual podrá estimar, tanto la fracción volumétrica de cada fase mayoritaria como la relación microestructural y el comportamiento inclusión-matriz existente entre éstas, a partir de la fijación de determinados parámetros estereológicos.

Por su parte, la observación por microscopía electrónica de barrido y la aplicación de técnicas particulares como análisis químicos puntuales (E.D.X.) pueden aportar

información de gran valor sobre otros detalles microestructurales de interés y la presencia de posibles fases minoritarias, que pudiesen ser perjudiciales para el material. La formación de fases minoritarias y su efecto en el acero dúplex, con énfasis en las fases intermetálicas, es un hecho factible en los procesos de soldadura aplicados a estas aleaciones. La precipitación intermetálica puede ocurrir en la zona fundida o en la zona afectada por el calor, y puede reducir considerablemente la resistencia a la corrosión y la resistencia mecánica del material. Esta precipitación generalmente ocurre en un intervalo de temperaturas comprendido entre 300 y 1000 °C^{2, 10}, producto de las elevadas temperaturas generadas por los procesos de soldadura. La tendencia de precipitación es altamente afectada por el contenido de los elementos de aleación y difiere marcadamente entre los diferentes grados de DSS.

Como complemento del estudio, se medirá la dureza del material por el método de microdureza Knoop, y transferida a escala de dureza Vickers (Hv).

CAPÍTULO II

2. FUNDAMENTO TEÓRICO

2.1. ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX (DSS)

La primera estructura de un acero inoxidable dúplex fue descrita por Bain y Griffiths en 1927.^{1,2} Ese fue el punto de inicio en el desarrollo de un grupo de aceros, el cual 40 años después, tienen un rápido crecimiento en aplicaciones industriales, sobre todo, en aquellas que involucre problemas de corrosión como la industria petrolera, química y petroquímica, y del papel. La buena resistencia a la corrosión por picadura y corrosión bajo tensión en medios clorinados agresivos es la propiedad, sobre otras particulares de estos aceros, las cuales permiten sus grandes aplicaciones en estas industrias. A esto, se le adiciona las excelentes propiedades mecánicas que posee el DSS, pudiendo ser utilizados en la construcción de estructuras ligeras con alto nivel de resistencia a la corrosión.^{1,2}

Este tipo de acero es una nueva clase de aleación que se caracteriza por contener un bajo contenido de carbono (C), y una microestructura constituida por una fase ferrítica (estructura BCC) y una austenítica (estructura FCC), ambas resistentes a la corrosión.²



Figura 1. Micrografía por M.O. de un acero inoxidable dúplex, con una microestructura bifásica de ferrita (oscura) y austenita (clara). 50X.

En la práctica, el término DSS se le denota a las aleaciones en la cual la ferrita y la austenita se presentan en volúmenes relativamente definidos y diferenciables, y aproximadamente en fracciones volumétricas iguales (50% cada una); a diferencia de otras aleaciones en la que uno de los componentes aparecen en la microestructura del material en forma de pequeños precipitados.

Los DSS de la era moderna presentan una óptima relación ferrita-austenita, aproximadamente 50 % de cada una en fracción volumétrica; esto garantiza una buena reaparición de la austenita en la zona afectada por el calor (ZAC) al ser soldados, y por lo tanto, buenas propiedades mecánicas y anticorrosivas en la junta soldada.¹

Las primeras operaciones de fabricación de los DSS producían aleaciones que no poseían una óptima relación entre la ferrita (α) y austenita (γ), que en la mayoría de los casos, el contenido de la primera era tan elevado ($> 70\%$) que ocasionaba que la zona afectada por el calor, luego de aplicar el proceso de soldadura, fuera casi completamente una fase ferrítica. Estas zonas ferríticas presentan una menor resistencia mecánica y a la corrosión, por lo que en sus inicios estos aceros dúplex no tenían gran aceptación. Incluso, hoy día, algunos mantienen un escepticismo hacia los DSS y su soldabilidad. Esta puede ser una razón por la cual han sido objeto de numerosas investigaciones y estudios en los últimos dos décadas.¹

La composición química de los DSS envuelve elementos aleantes representativos para esta familia, considerados unos como estabilizadores de la fase ferrítica y otros como estabilizadores de la fase austenítica. Entre los estabilizadores de la ferrita (α) está el cromo (Cr), con un intervalo entre 13 y 30% en peso; y el molibdeno (Mo) entre 0,20 y 4% en peso. Respecto a los estabilizadores de la austenita, se tiene principalmente el nitrógeno (N), con un intervalo comprendido entre 0,10 y 0,30% en peso; el níquel (Ni), con un contenido disminuido que se encuentra entre 4 y 7% en peso; el carbono (C) y el manganeso (Mn).

En la tabla 1 se establece la composición química de los tres grados de DSS de mayor aplicación en la industria, producidos por Sandvik Steel: ¹

Tabla 1. Composición química nominal de los tres principales grados de DSS producidos por Sandvik Steel.¹

Sandvik	UNS	C máx.	Cr	Ni	Mo	N	Si	Mn	P máx.	S máx.
SAF 2304	S32304	0,03	23	4	---	0,1	0,5	1,4	0,04	0,04
SAF 2205	S31803	0,03	22	5,5	3,1	0,18	<1,00	<1,00	0,03	0,02
SAF 2507	S32750	0,03	25	7	4	0,3	<0,80	<1,20	0,035	0,02

El acero dúplex grado SAF 2205 (UR45N, UNS31803), cuya composición química es 22% Cr - 5% Ni - 3% Mo – 0,17% N, es considerado como el dúplex estándar; y su contenido de nitrógeno ha sido incrementado a fin de mejorar su resistencia a la corrosión en ambientes o medios ácidos clorinados, esencialmente en la resistencia a la corrosión por picadura.³

La solubilidad de los elementos aleantes en ambas fases depende de la temperatura. La relación α/γ , la estabilidad de cada fase y sus propiedades están en función de la composición química, particularmente con el contenido de nitrógeno.³

Las propiedades mecánicas de los DSS están en función de las propiedades mecánicas de cada fase mayoritaria, α y γ , y la distribución espacial de los constituyentes en la microestructura bifásica. A su vez, las propiedades de estas fases están en función de la composición química de la aleación y de su tamaño de grano.⁴

La microestructura y composición química, el cual es relativamente elevada en cromo (Cr), molibdeno (Mo) y nitrógeno (N), genera una óptima resistencia a la corrosión por picadura, hendidura, y en ambientes clorinados y sulfurados, donde el material es sometido

a esfuerzos de servicio muy superiores a los que pueda soportar un acero inoxidable austenítico.

Otro factor importante a considerar es el de un menor costo de producción, debido a su bajo contenido de níquel (Ni) en la aleación, elemento considerado de valor económico elevado. La cantidad de Ni en los DSS se encuentra en un intervalo comprendido entre 4 y 7% en peso, en comparación a otras familias de inoxidables cuyo valor es superior al 10% en peso, lo que lo hace un material económico en diversas aplicaciones.²

Como en el caso de los aceros inoxidables austeníticos, luego de un período de desarrollo desorganizado, la familia DSS (2304, 2205, 2507) se encuentra en una etapa de mayor grado de estandarización. El grado SAF 2205 se identifica hoy día como la aleación referencia o característica de esta familia de aceros.

Esta aleación presenta un incremento en la concentración de molibdeno y nitrógeno en comparación a las aleaciones previas. La composición química establecida es considerada muy bien balanceada y le proporciona al material las propiedades mecánicas y anticorrosivas deseadas. Una modificación en dicha composición química, por ejemplo en el incremento del contenido de N y Mo, no se considera aconsejable debido a que no mejoraría las propiedades ya establecidas, pero sí incrementaría los costos de producción del material.

El DSS combina las mejores propiedades de los aceros inoxidables austeníticos y ferríticos; algunas mejoras en las propiedades se vuelven aparentes como lo es una elevada resistencia mecánica, ductilidad y una resistencia a la corrosión superior. Por último, estos aceros no se endurecen por tratamientos térmicos, pero sí por deformación en frío o en caliente.

2.2. SOLDABILIDAD DE LOS ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX

Los aceros inoxidables Dúplex son aleaciones complejas en las que intervienen una cantidad considerable de elementos aleantes. Para conseguir una soldabilidad aceptable, el

metal de aporte y las zonas adyacentes deben presentar unas propiedades lo más similares posibles a las del material base, tanto desde el punto de vista de resistencia mecánica como de resistencia a la corrosión, factor este último que constituye una de las principales razones por la cual se seleccionan estas aleaciones.

Existen diversos métodos para relacionar el contenido de elementos aleantes en la aleación y la microestructura que se obtiene luego del proceso de soldadura, siendo los más desarrollados los que involucran la aplicación de diagramas en los que intervienen los diferentes elementos de aleación así como su fuerza relativa en pro de la formación de una microestructura determinada y las diferentes fases en cuestión; estos diagramas son los de Schaeffler y DeLong.⁵

2.2.1. Diagramas de Schaeffler y de DeLong

Los diagramas más conocidos y utilizados en el campo de los aceros inoxidable en general son los de Schaeffler y de DeLong, y ambos tienen los mismos principios de ejecución y uso.

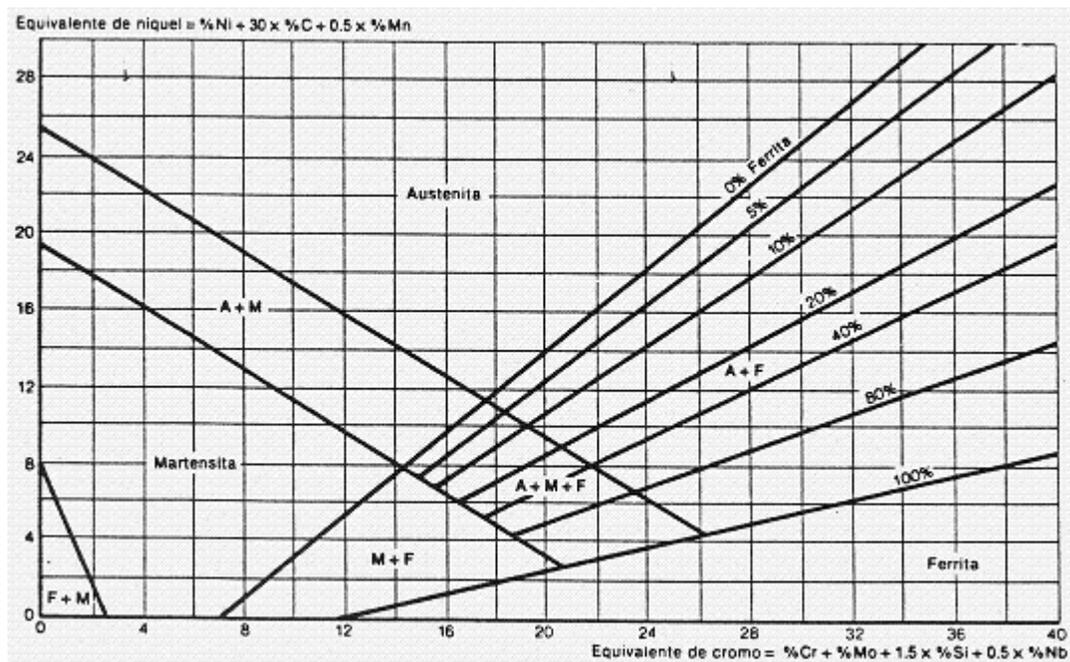


Figura 2. Diagrama de Schaeffler.⁵

En el eje de las ordenadas se presentan la suma de porcentajes de elementos estabilizadores de la austenita, multiplicados por unos factores, función de la influencia austenizante del elemento de aleación. Esta suma se expresa en forma de *equivalente de níquel (Ni)*, como elemento más representativo de la formación de la austenita. Por otra parte, el eje de las abscisas representa la suma de los porcentajes de los elementos estabilizadores de la ferrita asimismo multiplicados por coeficientes, función de su influencia ferritizante. En este caso la suma se expresa en forma de *equivalente de cromo (Cr)*, que es el elemento básico formador de la ferrita.

Ambos diagramas difieren, por una parte, en los elementos tomados en consideración para determinar los equivalentes de Ni y de Cr, y por otra, en los coeficientes aplicados a estos elementos. La figura 2 representa el diagrama básico de Schaeffler, mientras que la figura 3 muestra el diagrama de DeLong, que tiene la virtud de incorporar la marcada influencia austenizante que tiene el nitrógeno (N) en el equilibrio de fases.⁵

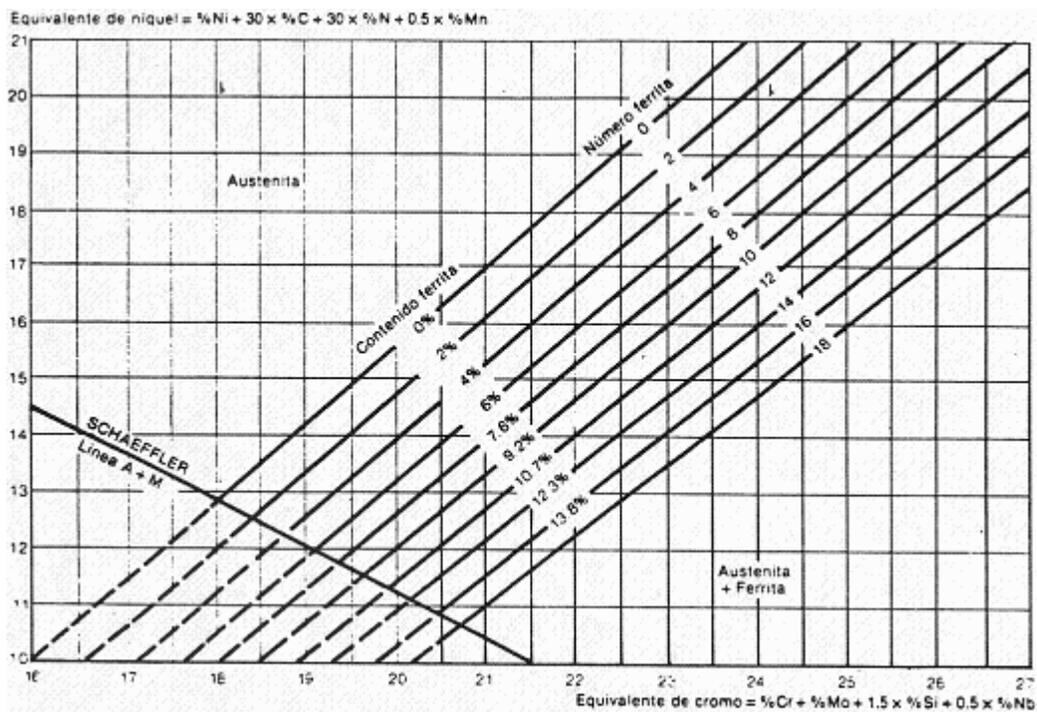


Figura 3. Diagrama de DeLong.⁵

2.3. PROCESO DE SOLDADURA POR ARCO DE PLASMA

2.3.1. Generalidades

La soldadura por arco de plasma, PAW por sus siglas en inglés (Plasma Arc Welding), es un proceso que produce la coalescencia de los metales por el calentamiento de estos, aplicando un arco constrictor entre un electrodo y la pieza de trabajo (arco transferido), o entre el electrodo y una boquilla constrictora (arco no transferido). La protección es generalmente obtenida por el gas caliente e ionizado emitido por la antorcha. Este gas de plasma es usualmente suplementado por una fuente auxiliar de gas de protección. El gas de protección debe ser un gas simple inerte o una mezcla de gases inertes. En el proceso no es aplicada presión alguna y el metal de relleno o de adición (consumibles) no es necesario.

El proceso PAW, al igual que el proceso de soldadura por arco de gas con tungsteno (GTAW), usa un electrodo no consumible. La antorcha utilizada en el PAW posee una boquilla que genera una cámara de gas que envuelve el electrodo. El arco calienta el gas alimentado en la cámara a una temperatura tal que se ioniza y conduce electricidad. Este gas ionizado se define como *plasma*. El plasma emitido desde la boquilla se encuentra a una temperatura aproximada de 16.000 °C.^{5,7}

El proceso PAW puede ser aplicado en la unión de gran diversidad de metales y aleaciones, y en todas las posiciones. Este provee un mejor control direccional del arco y genera una zona afectada por el calor (ZAC) comparada por la generada por el GTAW. Además, el modelo de arco constrictor y estrecho es más tolerante a variaciones en la distancia entre la antorcha y la pieza de trabajo.

La mayor desventaja del PAW es el relativo elevado costo de los equipos. Además, comparado con el GTAW, posee más variables de proceso que controlar, requiriendo procedimientos de soldadura complejos y una experiencia operacional calificada.^{5, 6, 7, 8}

2.3.2 Principios operacionales del PAW

El PAW es básicamente una extensión del GTAW, sin embargo, el primero posee una mayor densidad de arco energético y una mayor velocidad de gas de plasma en virtud de

que el arco de gas de plasma es forzado a pasar a través de la boquilla constrictora, como se muestra en la figura 4.

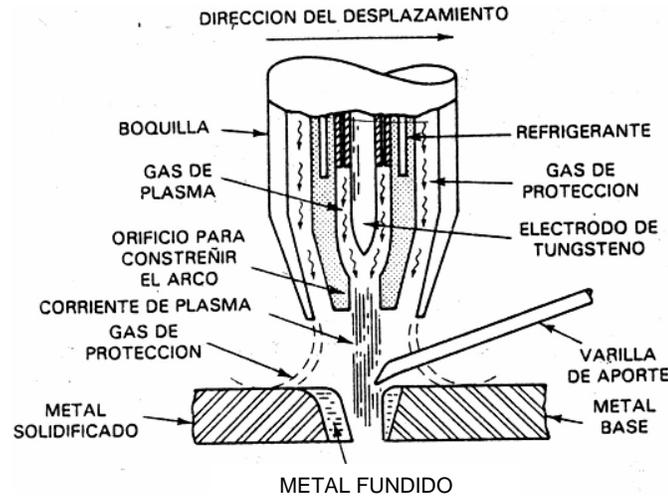


Figura 4. Terminología descriptiva del proceso PAW.⁸

El gas de orificio es el gas dirigido a través de la antorcha para envolver al electrodo. Este se vuelve ionizado en el arco para formar el plasma, y es emitido desde el orificio de la boquilla de la antorcha como un flujo o corriente de plasma. En la mayoría de las operaciones, un gas de protección auxiliar es proveído a través de una boquilla exterior, similar al proceso GTAW.^{6,8} El propósito de este gas auxiliar de protección es el de cubrir el área del arco de plasma en contacto con la pieza de trabajo para evitar contaminar la pileta de soldadura.

La boquilla constrictora del arco por la cual pasa el plasma posee dos dimensiones principales: el diámetro del orificio y la longitud de la garganta. El orificio debe ser cilíndrico o presentar un ángulo convergente o divergente.

El distanciamiento que sufre el electrodo dentro de la antorcha, al ser alejado de la pieza de trabajo, es la llamada retracción del electrodo. La dimensión entre la cara exterior de la

boquilla de la antorcha y la pieza de trabajo es conocida como la distancia de colocación de la antorcha.

La cámara de gas es el espacio entre la pared interior de la boquilla constrictora y el electrodo. El gas de orificio es dirigido hacia esta cámara y luego a través de del orificio hasta alcanzar la pieza de trabajo.

2.3.3. Diferencias entre PAW y GTAW

Comparando la técnica de soldadura PAW con una de las técnicas de mayor aplicación a nivel mundial (soldadura de arco de tungsteno), se establece las bondades del primero. Las principales diferencias entre estos dos procesos de soldadura se aprecian en la figura 5. El electrodo en la antorcha del GTAW se extiende más allá de la terminal de la boquilla del gas de protección.

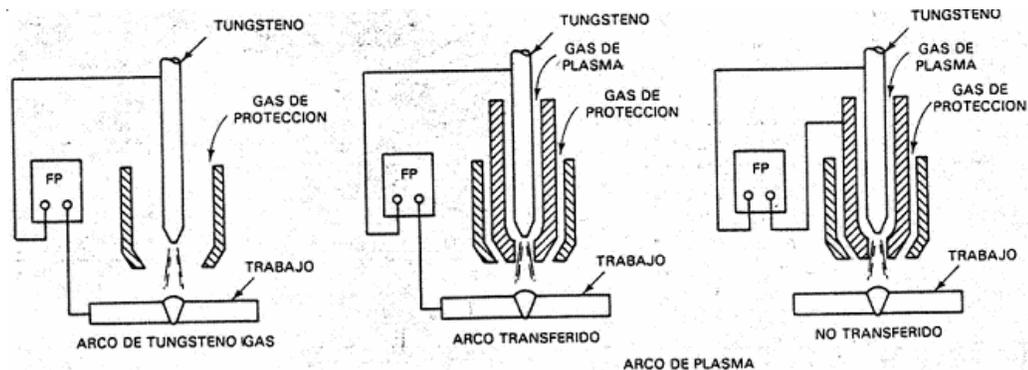


Figura 5. Diagrama comparativo entre GTAW y PAW.⁸

Este proceso no es constrictor y asume una forma cónica, produciendo un modelo calórico relativamente amplio a la pieza de trabajo.

Para una determinada corriente de soldadura, el área de la pieza de trabajo expuesta al proceso por el arco cónico depende de la distancia entre el electrodo y la pieza. Además, un

pequeño cambio en la longitud de arco genera un cambio relativamente amplio en el aporte calórico por unidad de área.

Por el contrario, el electrodo en la antorcha de gas de plasma es alejada dentro de la boquilla constrictora; el arco es enfocado por la boquilla constrictora en un área relativamente pequeño de la pieza de trabajo, figura 5. Debido a que la forma del arco es esencialmente cilíndrica, se generan sólo pequeños cambios en el área de contacto si la distancia entre el electrodo y la pieza de trabajo varía; por lo tanto, el proceso PAW es menos sensible a estas variaciones en comparación al GTAW.

Debido a que el electrodo de la antorcha de arco de plasma es alejado dentro de la boquilla constrictora, es imposible que éste tenga contacto con la pieza de trabajo. Este aspecto disminuye notablemente la posibilidad de contaminación de la soldadura con el metal del electrodo.^{6, 8} Por otro lado, como el gas de orificio pasa a través de la cámara de gas de la antorcha de arco de plasma, éste es calentado por el arco, expandido y expulsado a través de la boquilla constrictora a una elevada velocidad.^{6, 8}

Finalmente, muchas mejoras en el desarrollo de una operación de arco abierto pueden ser obtenidas por el pase de un arco de gas de plasma a través de un pequeño orificio. La mejora más notable es la estabilidad direccional del flujo o corriente de plasma. Un arco convencional de gas con tungsteno es atraído lo más cercano posible a la pieza de trabajo apoyado en la fuente de poder y afectado por campos magnéticos de baja resistencia. Por otro lado, el flujo o corriente de plasma es comparativamente rígido y tiende a ir en la dirección en el cual es apuntado, y es menos afectado por campos magnéticos.⁶ Además, una alta densidad de corriente y altas concentraciones de energía pueden ser producidas por la constricción del arco; esto genera un incremento en las temperaturas del arco de plasma.^{6, 8}

2.3.4. Ventajas y desventajas del PAW

El proceso de soldadura PAW es muy bien aceptado en las industrias de fabricación en general, aeroespacial y nuclear. Este ofrece ventajas económicas así como calidad de

mantenimiento y precisión en la junta soldada. Todos los metales soldables con el proceso GTAW pueden ser satisfactoriamente soldados con el proceso PAW. Nuevamente, debido a la estabilidad y rigidez, la penetración del arco en la junta soldada es más controlada. De igual manera, se puede reducir también el tiempo operacional de soldadura.^{6, 7, 8}

Entre las principales ventajas sobre el proceso GTAW están las siguientes:^{6, 7, 8}

- Mayor concentración de energía.
- Incremento de velocidades de soldadura en algunas aplicaciones.
- Necesidad de menor corriente para producir una soldadura óptima y *con menores defectos*. La distorsión se reduce en 50 %.
- Penetración controlada.
- Estabilidad del arco mejorada.
- Estabilidad direccional de la columna del arco es superior.
- Mejor relación profundidad - espesor para un grado de penetración dado, lo que resulta en menor distorsión.

Por el contrario, las desventajas son las siguientes:^{6, 7, 8}

- Debido al carácter constrictor del arco, el proceso posee poca tolerancia a un desalineamiento de la junta.
- Las antorchas manuales de la PAW son generalmente más difíciles de manipular que las similares utilizadas en la GTAW.
- Control y mantenimiento continuo de los equipos de soldadura, para garantizar una junta soldada de alta calidad.

2.3.5. Variante del PAW: la técnica ojo de cerradura (key hole)^{6, 7}

En el PAW de diversos intervalos de espesor de piezas metálicas, combinaciones apropiadas de flujo de gas de plasma, corriente de arco y la velocidad de viaje de la soldadura producen una piletta de soldadura relativamente pequeña con un hoyo penetrando completamente a través del metal, esto es llamado *ojo de cerradura* y es mostrado en la figura 6.

La principal ventaja de esta técnica de soldadura es el de producir soldadura de un solo pase. Un ojo de cerradura abierto forma un camino de escape, a través de la línea delgada de metal fundido, para que las impurezas fluyan hacia la superficie y hacia los gases que escapan luego de la solidificación del metal.^{6, 8}

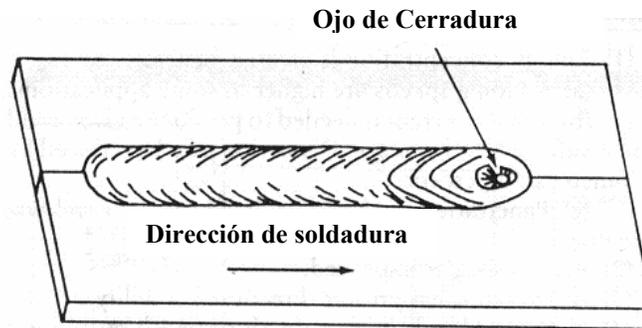


Figura 6. Dibujo esquemático de la técnica *ojo de cerradura*.⁶

Un sumario de las ventajas de la técnica de ojo de cerradura incluye:⁶

- El gas de plasma que pasa rasante a través del ojo de cerradura ayuda a remover los gases que podrían, bajo otras circunstancias, quedar atrapados en la forma de porosidades en el metal fundido.
- La zona de fusión (ZF) simétrica de la soldadura por ojo de cerradura reduce la tendencia de generar distorsión transversal.
- La óptima penetración de junta permite una reducción en el número de pases requeridos para una determinada junta. Muchas soldaduras pueden ser completadas en un simple y único pase.
- Se emplean por lo general diseños de juntas cuadradas, reduciendo los costos de preparación y maquinado.

Las limitaciones de esta técnica incluye: ⁶

- Los procedimientos de soldadura envuelven más variables de proceso y puede tener intervalos operacionales estrechos.
- Una elevada habilidad por parte del operador es requerida para operaciones manuales, particularmente en materiales delgados.
- La antorcha de arco de plasma debe estar correctamente mantenida para garantizar una operación consistente.

2.4. NITRÓGENO (N) COMO ELEMENTO ALEANTE

En los DSS, el nitrógeno desempeña dos roles de importancia. El primero es el de contribuir al incremento de la resistencia a la corrosión por picadura, el cual se representa con la conocida expresión PRE: ^{1, 2, 9}

$$PRE = \%Cr + 3,3 \%Mo + 16 \%N$$

El segundo rol es el de brindar a las zonas soldadas una aceptable reaparición de la austenita, tan rápida y completa como sea posible. Este elemento es un alto estabilizador de la austenita y optimizador de la relación α/γ , y el utilizarlo como elemento aleante ha mejorado la soldabilidad de estos aceros; éste extiende la zona de estabilidad de la austenita en función de la composición química previa del dúplex. ^{3, 7, 9}

En la práctica, cualquier incremento del contenido de N en la aleación dúplex generará un marcado enriquecimiento de este elemento en la austenita, sin modificar el contenido de ferrita; éste mejora la soldabilidad incrementando la fracción volumétrica de la austenita ubicada en la zona afectada por el calor (ZAC), previniendo así la precipitación de fases

intermetálicas^{3, 10}. Un preciso conocimiento de los límites de solubilidad en ambas fases como una función de la temperatura es considerado un factor de importancia.³

Se conoce también, que un elevado contenido de cromo en la aleación facilita una mayor concentración de nitrógeno en la austenita, ya que incrementa su solubilidad en dicha fase. De igual manera, el incremento de la solubilidad de nitrógeno en la ferrita a elevadas temperaturas es también importante, en relación con la cinética de la precipitación de nitruros bajo condiciones anisotérmicas, y su efecto en la resistencia a la corrosión.³

Consecuentemente, la pérdida de este elemento durante la soldadura debe ser compensada con la utilización de gases protectores del proceso como el argón puro, nitrógeno puro o gases mixtos de Ar-N. Otros gases de protección pueden ser utilizados en el caso que se requiera un incremento de la resistencia a la corrosión por picadura.⁹

2.5. ASPECTOS MICROESTRUCTURALES

Los procesos de soldadura generan la fusión parcial del material que está siendo sometido a estos, y envuelven la aplicación localizada de un intenso calor en orden de llevar al material sobre el punto de fusión, en un ciclo muy rápido de calentamiento y enfriamiento. Este fenómeno puede inducir cambios estructurales en el material y/o precipitaciones de fases perjudiciales que pueden afectar las propiedades de la junta soldada y de las zonas adyacentes a ella. La microestructura, la composición química y las propiedades del material soldado pueden ser controladas con la aplicación óptima de la técnica de soldadura empleada. Las propiedades de la zona afectada por el calor (ZAC) dependen principalmente de la composición química del material inicial y del ciclo térmico de soldadura, el cual son decisivos para las transformaciones y reacciones en esta zona.

Diversos cambios microestructurales pueden ocurrir en los aceros inoxidables dúplex, durante tratamientos térmicos isotérmicos o anisotérmicos. Durante el proceso de soldadura, una cierta zona del material permanece durante un tiempo considerable en un intervalo de temperaturas tan elevadas, que modifica la microestructura original del

grano provocan un empobrecimiento en Cr de las zonas cercanas a los bordes de grano.^{2, 10, 11} Por otra parte, una prolongada permanencia del material en el intervalo de temperatura entre 550 y 900 °C provoca otro fenómeno en estos aceros: la formación de fases intermetálicas, siendo la más conocida y perjudicial la fase sigma (σ), figura 8.^{1, 2, 3, 7, 9, 10, 11}

Un proceso de soldadura de arco es comparable con un tratamiento térmico no deseado en las zonas próximas a la soldadura. Estas zonas, las zonas afectadas por el calor (ZAC), son sometidas a temperaturas superiores a la temperatura de transición γ - δ , donde el material es casi completamente ferrítico.^{1, 9} La mayoría de las precipitaciones de fases minoritarias se producen a partir de la fase ferrita, debido esencialmente al hecho de que en esta fase las velocidades de difusión de los elementos aleantes son aproximadamente 100 veces más rápidas en comparación con los valores establecidos para la fase austenita.³ Esto es consecuencia, principalmente, a que la ferrita presenta una estructura cristalográfica BCC, siendo menos compacta que la de la austenita (FCC).³

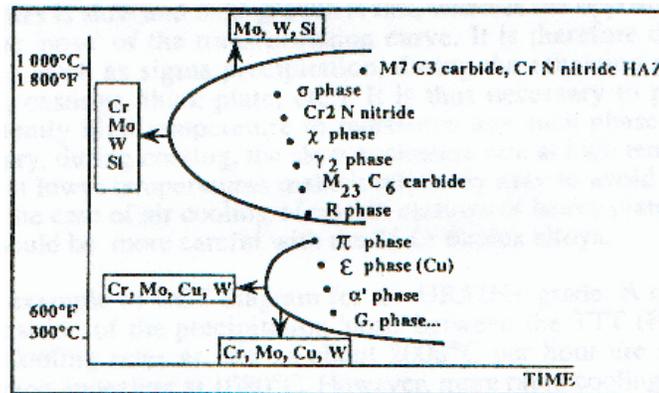


Fig. 8. Posibles fases secundarias que pueden precipitar en los DSS, mostrando la influencia de algunos elementos de aleación.²

Durante el enfriamiento post-soldadura, una reaparición de la fase austenita se inicia en los bordes de grano y luego continúa en los granos de ferrita, formando una estructura tipo Widmanstätten (morfología acicular), figura 9.^{1, 9, 12}



Fig. 9. Micrografía por M.O. donde se observa la austenita con una morfología acicular, o de placas, tipo Widmanstätten (fase clara). 200X.

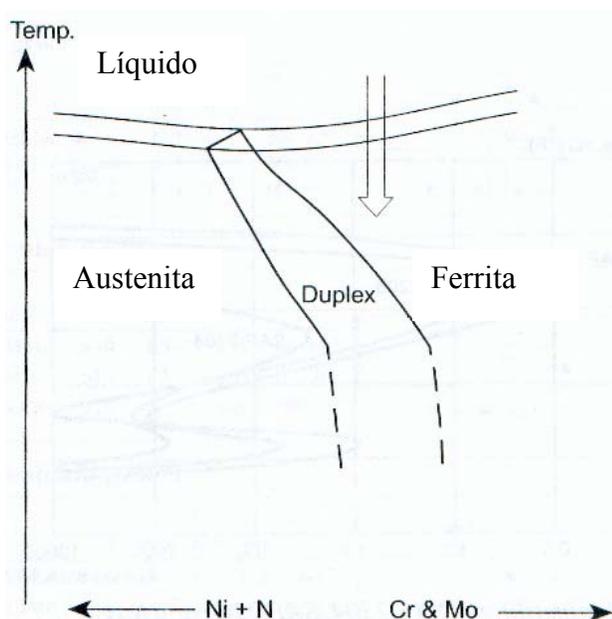


Fig. 10. Diagrama pseudo-binario esquemático donde se muestra el mecanismo de solidificación de los DSS.¹

En la figura 10 se observa una representación esquemática del enfriamiento de un acero inoxidable dúplex en función de elementos de aleación principales.

Durante la soldadura, el aporte calórico al material y el ciclo de enfriamiento son dos parámetros de suma importancia a considerar, debido a que estos fomentarán la reaparición de una microestructura. Una velocidad de enfriamiento alta, desde una temperatura en la que el acero se encuentra completamente ferrítico, inhibe la reaparición de la austenita a partir de la ferrita; por el contrario, si la velocidad es lenta, la austenita se formará inicialmente en los límites de grano de la ferrita y luego en el interior de los granos de esta fase a lo largo de planos cristalográficos preferenciales.⁹

A su vez, la ferrita es enriquecida en cromo y molibdeno, elementos que son conocidos por promover la formación de las fases minoritarias. En conjunción a esto, una disminución de la solubilidad de elementos como nitrógeno y carbono en esta fase, debido a un descenso en la temperatura, incrementa la posibilidad de precipitación de fases minoritarias durante el sometimiento del material a las elevadas temperaturas.³

Entre las fases intermetálicas que pueden precipitar se encuentra la fase χ , fase π , fase λ , fase R, ciertos carburos y nitruros, y la fase sigma (σ); siendo esta última la más perjudicial para el material, debido a que se forma en mayor grado y perjudica considerablemente la tenacidad y resistencia a la corrosión por picadura del acero inoxidable dúplex.^{2, 10, 11}

2.6. PRECIPITACIÓN DE FASES MINORITARIAS

Respecto a la ferrita y la austenita, una diversa variedad de fases secundarias indeseables pueden precipitar en los DSS durante procesos que involucren variaciones considerable de temperatura sobre el material, en un intervalo de temperatura operacional comprendido entre 300 y 1000 °C. Esto es esencialmente una consecuencia de la inestabilidad de la ferrita a estas temperaturas.² Las siguientes fases han sido observadas en los DSS ^{2,10}: fase sigma (σ), Cr₂N, CrN, austenita secundaria, fase χ , fase R, fase π , M₇C₃, M₂₃C₆, partículas

de Cu y fase τ . Además, en el intervalo entre 300 y 500 °C, la descomposición espinodal de la ferrita puede ocurrir. De las fases mencionadas anteriormente, la fase σ es la de mayor importancia debido a su influencia perjudicial en la resistencia mecánica y a la corrosión, propias del material.

2.6.1. Fase Sigma (σ)

Es una fase tetragonal y es básicamente un compuesto intermetálico de Fe-Cr-Mo. Es termodinámicamente estable en los aceros inoxidable dúplex en un intervalo de temperatura entre 600 y 1000 °C, dependiendo del contenido de elementos aleantes.^{2, 10, 11}

Es bien conocido que la fase σ es formada en casi todos los grados de la familia de los dúplex, debido a la presencia de molibdeno en la aleación, elemento que estabiliza esta fase a elevadas temperaturas.^{2, 3, 9, 10} De igual manera, el cromo también es considerado un elemento que contribuye a la precipitación de esta fase. En recientes investigaciones se ha encontrado que el tungsteno utilizado algunas veces como elemento aleante, influye, en menor grado, en la precipitación de la fase sigma.¹⁰

Análisis químicos cuantitativos han mostrado que la fase σ es rica en Cr, Mo, Si y W; y su composición química en los DSS es de 29-34 %Cr, 3-5 %Ni, 3-9 %Mo y 0-7 %W (% en peso).¹⁰ Es de interés el conocimiento de que estos elementos incrementan tanto la tasa de precipitación y la fracción volumétrica de la fase σ en numerosos grados de DSS.

Otras investigaciones también han encontrado que el níquel es un acelerador de la cinética de precipitación de la fase σ , aunque la fracción volumétrica de equilibrio fue reducida.¹⁰ Esta paradoja puede entenderse en términos de la fracción reducida asociada de ferrita, el cual induce a una partición de elementos promotores de la fase σ , Cr y Mo, a la ferrita.^{2, 10}

Esta es una fase estable en un intervalo de temperatura, entre 600 y 1000 °C, dependiendo del contenido de la composición química del acero. La ferrita es termodinámicamente estable a estas temperaturas y tiende a descomponerse en una microestructura bifásica de

austenita y fase σ . Los límites de grano de ferrita / austenita son los puntos de nucleación comunes y partículas de carburos en dichos límites facilitan la formación de σ .¹⁰ Estos carburos localizados en los límites de grano inciden en el agotamiento de Cr en la matriz ferrítica adyacente e induce la transformación de ferrita a austenita, el cual enriquece localmente de Cr y Mo a la ferrita y promueve así a la nucleación de σ , figura 11. La precipitación de la fase σ ocurre principalmente en puntos triples de granos o en los límites de grano de las fases ferrita y austenita.^{2, 9, 10, 11}

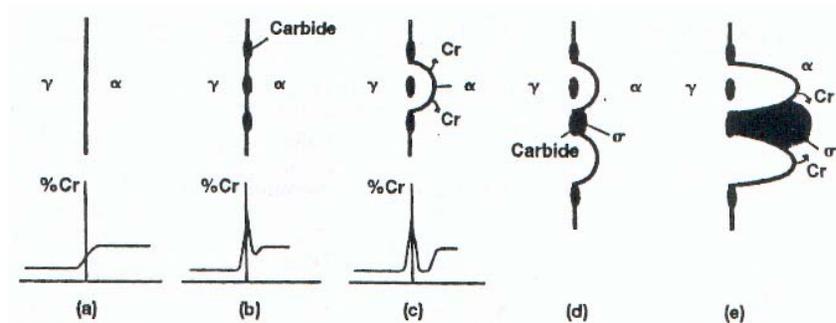


Figura 11. Mecanismo sugerido de la precipitación de la fase sigma (σ) inducida por la presencia de carburos.¹⁰

En algunas investigaciones, se ha reportado que la nucleación en la intercara ferrita / austenita es promovida por la buena interacción de los planos cristalográficos de la austenita y la fase σ .^{10, 11} Sin embargo, otras investigaciones han reportado que la fase σ nuclea también en el interior de los granos de ferrita o en los límites de grano austenita / austenita.¹⁰

Muchas otras investigaciones en este campo han reportado que puede ocurrir una descomposición eutectoide de la ferrita en agregados de σ y austenita secundaria. La precipitación de austenita secundaria enriquece la matriz ferrítica adyacente en Mo y Cr, el cual promueve la formación de la fase σ . Luego ésta agota la ferrita adyacente de estos

elementos e induce la formación de nueva austenita secundaria y de algunas estructuras eutectoides.¹⁰

Una importante observación es que la precipitación de la fase σ puede ser influenciada hasta un grado considerable durante un tratamiento térmico practicado al material, principalmente procesos de soldadura. Elevadas temperaturas de tratamiento de solución tiende a incrementar la fracción volumétrica de la ferrita el cual puede ser, consecuentemente, diluida con respecto a los elementos formadores de la ferrita. Esto, por supuesto, suprime la formación de la fase σ . Por otro lado, la tasa de enfriamiento desde las temperaturas de soldadura hasta temperatura ambiente es un factor de vital importancia que influye en la formación de esta fase; grandes velocidades de enfriamiento suprimen su formación.²

Mientras que la fase σ es evitada con un modo de enfriamiento rápido desde elevadas temperaturas de tratamiento de solución, estas condiciones serán favorables para la precipitación de otras fases como Cr_2N .²

2.6.2. Nitruros de Cromo (Cr_2N , CrN)

La precipitación de estas partículas, de estructura hexagonal y de fórmula Cr_2N , toma lugar en los DSS en el intervalo de temperatura de 700 a 900 °C. Su formación puede ocurrir debido a la supersaturación de N en la ferrita, en un enfriamiento rápido desde elevadas temperaturas donde partículas elongadas de Cr_2N precipitan intergranularmente con la relación cristalográfica $\langle 0001 \rangle_{\text{Cr}_2\text{N}} \parallel \langle 001 \rangle_{\delta}$; pero también durante tratamientos térmicos isotérmicos donde los Cr_2N se localizan en los límites de grano ferrita / ferrita o ferrita / austenita.

De igual manera, es ocasionalmente reportada la formación de estos precipitados en conexión con un proceso de soldadura. Los precipitados pueden perjudicar la resistencia a la corrosión y a la resistencia al impacto.^{2, 10}

Por otro lado, ha sido reportado la formación de CrN (estructura cúbica) en la ferrita de la zona afectada por el calor, a temperaturas aproximadas de 1100 °C, pero con poco o ningún efecto perjudicial en las propiedades del DSS.²

2.6.3. Austenita secundaria

La austenita que precipita por debajo de los 900 °C es generalmente llamada austenita secundaria. Su formación está basada en que la estructura dúplex es enfriada rápidamente desde temperaturas elevadas, donde la fracción de equilibrio de la ferrita δ es alta. La austenita formada a 900 °C presenta menor contenido de elementos como N, Cr y Mo, comparado con la austenita primaria formada a elevadas temperaturas.¹⁰ La morfología de la austenita secundaria varía en función del mecanismo de formación y el lugar donde se forme.¹⁰ Están establecidos tres posibles mecanismos el cual la austenita secundaria puede precipitar a ferrita δ :^{7, 10, 12}

1. Por la reacción eutéctode $\delta \rightarrow \sigma + \gamma$,
2. como precipitado con morfología tipo Widmannstätten,
3. por un proceso tipo martensítico.

La reacción eutéctode es facilitada por la rápida difusión a lo largo de los límites de grano δ/γ , donde la austenita formada presenta una disminución del contenido de Cr, particularmente cuando precipitan otras fases como Cr₂N; y también como la típica reacción eutéctode de fase σ y austenita en los granos ferríticos. Esto ocurre típicamente en el intervalo de temperatura entre 700 y 900 °C, en el que la ferrita δ es desestabilizada por la precipitación de la fase σ , reduciendo el contenido de Cr y Mo en la ferrita.

A temperaturas similares, la austenita secundaria se forma presentando varias morfologías como precipitados Widmannstätten de forma acicular o, en algunos casos, como precipitados globulares.² Esta austenita presenta un significativo contenido de Ni superior al de la ferrita circundante, indicando que la transformación fue asistida difusionalmente.

La austenita secundaria disminuye la resistencia a la corrosión por picadura, debido al bajo contenido de N, Cr y Mo. Además, esta fase facilita la nucleación de fases ricas en Cr y pobres en Ni como la fase σ .

2.6.4. Fase χ

Es una fase intermetálica, de estructura cúbica, rica en Mo y encontrada comúnmente en los DSS luego de haber sido expuestos a temperaturas entre los 700 y 900 °C. Se presenta usualmente en menores cantidades en comparación a la fase sigma. La composición química de la fase χ reportada es de 20-28 %Cr, 3-5,5 %Ni y 3-9 %Mo (% en peso) en aceros libres de tungsteno²; y 4-17 %Mo y 3-16 %W en aceros con tungsteno como elemento aleante.¹⁰

Debido a su menor fracción volumétrica, la fase χ es menos importante que la σ pero no debe ser ignorada; la fase χ genera un efecto adverso en la resistencia mecánica y a la corrosión, y es comparable al generado por la fase σ .^{2, 10}

Esta fase es considerada como una fase metaestable, por lo que será reemplazada por la fase sigma luego de exposición prolongada a altas temperaturas.¹⁰

2.6.5. Fase R

Esta fase intermetálica, de estructura cristalina trigonal, precipita en los DSS en el intervalo de temperatura de 500 a 800 °C. La fase R es un compuesto intermetálico rico en Mo, con una composición química aproximada de 16-30 %Cr, 3-5 %Ni y 25-40 %Mo (% en peso).^{2, 7, 12}

La formación de esta fase en los DSS afecta su resistencia mecánica y a la corrosión por picadura, esta última debido a una reducción de la temperatura crítica de picadura.² Los precipitados de esta fase pueden ser intergranulares e intragranulares; los primeros pueden ser considerados los más perjudiciales para la resistencia a la corrosión por picadura, debido a su elevado contenido de Mo, que puede ser superior al 40% en peso.

2.6.6. Fase π

Esta fase se localiza dentro de los granos, y al igual que la fase R , contribuye a la fragilidad y a la disminución de la resistencia a la corrosión por picadura. Precipita a temperaturas cercanas a los 600 °C, y su composición química se establece en 28 %Fe, 35 %Cr, 3 %Ni y 34 %Mo (% en peso).^{2, 7, 12}

La fase π presenta una estructura cristalina cúbica, con una fórmula química propuesta: $\text{Fe}_7\text{Mo}_{14}\text{N}_4$.^{2, 7}

2.6.7. Carburos

Los carburos juegan un papel limitado en los DSS modernos, debido a su éstos poseen un bajo contenido de carbono en su composición química; sin embargo, la precipitación de carburos de tipo M_7C_3 se realiza en el intervalo de 950 y 1050 °C, y la del tipo M_{23}C_6 se produce rápidamente a temperaturas inferiores de 950 °C.^{2, 7, 10, 12} Ambos tipos han sido observados, predominantemente, en los límites de grano de α/γ ; pero la precipitación en los límites de δ/δ y γ/γ también han sido observados.^{2, 10}

Ha sido propuesto que los carburos promueven la formación de otras fases perjudiciales como la fase sigma, ya que les ofrecen puntos de nucleación, ver figura 11.¹⁰

2.6.8. Fragilización a 475 °C

La reacción de fragilidad a esta temperatura puede ser de dos tipos fundamentales; una dentro de la descomposición espinodal de la ferrita en fase α' rica en Cr y la otra en α rica en Fe, a temperaturas entre 300 y 550 °C. La formación de α' procede como un proceso de nucleación y crecimiento.^{2, 7, 12}

El Cr, Mo y Cu han sido catalogados como promotores de la fragilidad a 475 °C. El Ni también posee un efecto en la descomposición espinodal pero, en contraste con el Cr y Mo, el efecto es de naturaleza indirecta desde que el Ni promueve la partición del Cr y Mo de la ferrita.

La descomposición espinodal en aceros inoxidable ferríticos se incrementa con la presencia de N.² Sin embargo, la situación en los DSS es más compleja desde que el N difunde desde la austenita, y por lo tanto, el contenido de N disuelto en la ferrita no es una simple función del promedio del contenido de N.

La variación en la dureza y en la tenacidad del acero es un parámetro que puede ser usado como referencia para identificar la fragilidad a 475 °C.^{2, 12}

2.7. GENERALIDADES DE LA REPARICIÓN POST-SOLDADURA DE LA AUSTENITA

La reaparición de la austenita a partir de la ferrita δ , a elevadas temperaturas, ocurre en el en los límites de grano ferrita/austenita o ferrita/ferrita y/o en el interior de los granos de ferrita, a lo largo de planos cristalográficos preferenciales.^{9, 10} Esto es esencialmente una consecuencia de la inestabilidad de la ferrita a temperaturas inferiores de los 1000 °C, y es asistida por el elevado intervalo de difusión en la ferrita comparado con la austenita.¹⁰

Los factores que afectan la cinética y temperatura de reaparición de la austenita, que puede ser de manera intergranular e intragranular, son la composición química de la ferrita y el número y la naturaleza de los puntos de nucleación disponibles.

El elemento pionero en la reaparición y estabilización de la austenita, luego de la etapa de soldadura, es el nitrógeno; éste le brinda a las zonas soldadas una buena reaparición de esta fase, tan rápida y completa como sea posible.^{3, 7, 9}

El nitrógeno es un gran estabilizador de la fase γ y optimizador de la relación α/γ . Este elemento promueve la reaparición de la austenita a partir de la ferrita a temperaturas más elevadas, reduciendo la zona afectada por el calor de la junta soldada.

2.7.1. Contenido de Ferrita

La composición de la ferrita es dependiente de la naturaleza del acero, de la composición química promedio del metal soldado y del contenido de ferrita en el acero. Sin embargo, la temperatura de tratamiento, el intervalo de enfriamiento y el recalentamiento de subsiguientes pases de soldadura influyen significativamente la composición de la ferrita.²

Un alto contenido de ferrita, para un intervalo de composición química establecido, resulta en una ferrita poco aleada, mientras que un bajo contenido de ferrita resulta en una ferrita altamente aleada con elementos estabilizadores de esta fase como el Cr, Mo y Si.¹⁰

Los tratamientos térmicos a elevadas temperaturas generan un incremento de la fracción volumétrica de la ferrita. La ferrita será menos sensible a la precipitación de fases intermetálicas, pero el riesgo de formación de austenita secundaria y, bajo ciertas circunstancias, de la precipitación de nitruros incrementarán.¹⁰

Variaciones locales significativas del contenido de ferrita y de la composición de ésta pueden ocurrir dentro de las soldaduras. Se ha demostrado que las ramificaciones de ferrita estrecha están más enriquecidas en elementos de aleación, promoviendo así la formación de fases intermetálicas y su precipitación en estas regiones.¹⁰

2.7.2. Influencia de los elementos de aleación

Los principales efectos que causan los elementos de aleación en el diagrama *temperatura-tiempo-fase* para fases secundarias en aceros inoxidables Dúplex se muestra en la figura 8. Se puede apreciar que un mayor contenido de elementos, particularmente el Cr, Mo, W y Si tiende a extender el rango de estabilidad de los precipitados no deseados, moviendo la nariz de las curvas hacia intervalos de tiempo de proceso menores.

Algunos efectos particulares de los principales elementos de aleación sobre la formación de fases intermetálicas se describen a continuación:

- ***Cr y Mo***

Un incremento de estos elementos aumenta el intervalo de precipitación de fases no deseadas. Principalmente, estos elementos extienden el intervalo de temperaturas para la precipitación de la fase σ hacia elevadas temperaturas.^{7, 10, 12}

- ***Si***

Este elemento promueve la formación de la fase σ y la enriquece.^{10, 12}

- ***Ni***

Un incremento en el contenido de Ni reduce la fracción de ferrita, y por lo tanto, ésta se enriquece en Cr y Mo el cual incrementa la precipitación de la fase σ . El Ni de igual manera extiende el intervalo de estabilidad de esta fase hacia elevadas temperaturas.^{7, 10, 12}

- ***N***

El nitrógeno es un elemento de aleación de extrema importancia en los DSS modernos y se ha reportado que retarda la aparición de compuestos intermetálicos como la fase sigma. De igual manera, ha sido propuesto para sustituir cierto contenido de Ni en la aleación, el cual reduciría el intervalo de precipitación de la fase σ , pero a su vez se debe tener precaución para disminuir el riesgo de formación de nitruros. Un contenido moderado de este elemento mejora la soldabilidad del acero, reduciendo el volumen de la zona afectada por el calor y promoviendo una mejor reaparición post-soldadura de la austenita, tanto en el cordón como en la ZAC.^{1, 2, 3, 7, 9, 10, 12}

- ***W***

En los DSS con bajo contenido de Mo y W, la fase σ tiende a ser el compuesto intermetálico predominante en el material, pero la fase χ también puede estar presente. Adiciones de Cr promueve la formación de sigma, más allá de χ . Por otro lado, el Mo y el W tienen una fuerte afinidad por la fase χ , y en particular el W promueve la formación de ésta más allá de σ ; la presencia de este elemento conduce la fuerza motriz necesaria para la precipitación de esta fase y su nucleación.^{10, 12}

- **Mn**

El intervalo de precipitación se incrementa con la adición de este elemento en la composición química del DSS. El Mn también extiende el intervalo de estabilidad de la fase σ .^{10, 12}

- **C**

El carbono retarda la formación de fases como σ y χ , con una baja solubilidad de C. Sin embargo, los carburos pueden promover la formación de otras fases, e incluso de σ , proveyendo puntos de nucleación, figura 11.^{7, 10, 12}

2.8. PRECIPITACIÓN INDUCIDA POR EL PROCESO DE SOLDADURA

La precipitación de fases intermetálicas durante la soldadura, tanto en la zona de fusión (ZF) como en la zona afectada por el calor (ZAC), se incrementa debido a los esfuerzos generados por dicho proceso; esta precipitación también es mayor durante la etapa de calentamiento, especialmente en aquellos procesos que involucran pases de soldadura subsecuentes, en comparación con la etapa de enfriamiento.¹⁰ Sin embargo, el factor de mayor importancia a ser considerado es la aplicación de los procedimientos apropiados de soldadura, para así evitar algunos aspectos desfavorables como un enfriamiento lento o recalentamiento múltiple innecesario.

En los primeros DSS desarrollados, en el que el contenido de C era aproximadamente de 0,10 % en peso, eran susceptibles a la formación de carburos.² Era casi imposible eliminar la precipitación de estos en la zona afectada por el calor (ZAC) cuando se sometían estos aceros a un proceso de soldadura, y como resultado se obtenía una soldadura de baja resistencia mecánica y a la corrosión. Además, el contenido de ferrita en estos DSS era usualmente más elevado y por lo general, cuando se sometían a un proceso de soldadura, la microestructura resultante era casi ferrítica.

Por el contrario, los actuales DSS presentan un bajo contenido de carbono pero alto en nitrógeno.² Esto implica que la formación de carburos es casi nula y, debido a la elevada difusividad del N estabilizador de la austenita, las microestructuras resultantes de la soldadura presentan una alta tenacidad debido a la reaparición de la austenita. Sin embargo, se debe tener precaución en evitar un exceso de N en la ferrita que pueda generar la precipitación de nitruros de Cr a elevados intervalos de enfriamiento.

La ZAC generada por la soldadura es una región sujeta a ciclos térmicos que involucran intervalos de temperaturas, que en algunas zonas cercanas a la segunda alcanzan temperaturas superiores a la de fusión. Por otro lado, los ciclos de enfriamiento y calentamiento pueden variar significativamente con el aporte calórico, las dimensiones estructurales y la posición relativa de la soldadura.^{2, 12} Como en el resto de las aleaciones, la soldadura en sí es muy sensible a la segregación de impurezas debido a la estructura tipo de fundición, y el calentamiento repetido puede causar cambios microestructurales. Es de esperar que los esfuerzos causados por el proceso de soldadura posean una influencia significativa en la corrosión bajo tensión.²

2.8.1. Efectos de la soldadura sobre las propiedades mecánicas y anticorrosivas

Algunas investigaciones^{2, 12} han mostrado que ciclos rápidos de enfriamiento causan la formación de nitruros de Cr con una pequeña reducción de la resistencia a la corrosión por picadura, pero no una aparente reducción en la tenacidad al impacto. Resultados similares relacionados a picadura fueron encontrados en la ZAC producido por una soldadura con bajo aporte calórico.²

Es importante tener en cuenta que la susceptibilidad a la formación de nitruros es reducida con un elevado contenido de N en los DSS, en el cual este elemento facilita la reaparición de la austenita y ésta, en cambio, acomoda la mayor cantidad de N posible evitando así la formación de los nitruros.²

El precipitado mas dañino es tal vez la fase σ , el cual puede precipitar en las regiones de la ZAC y de la ZF luego de un excesivo aporte calórico al material, en combinación con bajos ciclos de enfriamiento. Ha sido demostrado que la fase σ reduce significativamente la resistencia a la corrosión y la tenacidad a impacto del DSS.²

Un recalentamiento de los granos de ferrita metaestable (δ) puede ocasionar la precipitación de austenita secundaria intragranular, la cual es perjudicial para la resistencia a la corrosión por picadura, debido a su bajo contenido de Cr y Mo. Como en el caso de los nitruros de Cr, la precipitación de austenita secundaria se evita con un incremento del contenido de N en la aleación, el cual promueve la formación de austenita primaria.

Debe tenerse presente que ciclos térmicos repetitivos en una soldadura de multipases, o una reparación por soldadura, puede generar un efecto aditivo en la promoción de la precipitación de fases intermetálicas y por lo tanto afectar la resistencia mecánica y anticorrosiva del material.

La soldadura de los DSS, sin exceder los aportes calóricos recomendados y las temperaturas de interpases en la práctica, disminuye el riesgo de precipitación de fases intermetálicas.

Finalmente, un enfriamiento muy rápido puede generar elevadas fracciones volumétricas de ferrita, nitruros de Cr y austenita secundaria; mientras que enfriamientos muy lentos pueden generar la precipitación de fases intermetálicas como la fase σ . Afortunadamente, la presencia de pequeñas cantidades de fases intermetálicas no afectan severamente las propiedades de resistencia mecánica y anticorrosiva del DSS.¹⁰

2.9. ESTEREOLOGÍA

Toda la materia existente en el planeta puede ser descrita en términos de cero, una, dos y tres dimensiones. Las relaciones geométricas que conciernen a estructuras en minerales y

metales son igualmente válidas para células humanas y burbujas de aire en concreto. Cuando se habla de estructuras, o microestructuras, se hace referencia a las fases y constituyentes de un material que se encuentran visibles a escala microscópica.

La estereología cuantitativa busca caracterizar numéricamente los aspectos geométricos de aquellos detalles microestructurales que son de interés en algún estudio. Trabajos previos en este área, que ha sido nombrado como morfometría, microscopía cuantitativa, metalografía estereológica, análisis nodal o micrométrico; han sido aplicados en un sentido relativamente restringido.

2.9.1. Mediciones básicas

Ciertas mediciones son requeridas repetidamente en un estudio estereológico cuantitativo. Las operaciones básicas son todas desarrolladas en secciones bidimensionales o proyecciones, y envuelven mediciones con punto simple, lineales y de área.

2.9.1.1. Fracción de Puntos P_P

Conocida como “Point Counting” es una de las operaciones más simples y efectivas de la estereología cuantitativa. El término se refiere a puntos de ensayos que son cuantificados en función a una fase particular presente en la microestructura, en un plano de estudio de área definida.^{13, 14, 15}

En este método, una red de puntos distribuidos homogéneamente es dispuesta sobre un área definida de estudio de una micrografía, donde cada punto de la red representa un campo de observación, y el número total de campos ubicados o dispuestos sobre la fase de interés, es luego dividido por el número total de campos que constituyen la red; obteniéndose así la fracción de esta fase en el área de análisis. Cada campo de estudio dispuesto sobre la fase deseada, por ejemplo la austenita, se identifica como P_i , el número de campos totales que constituyen la red como P_T y su cociente se identifica como P_P , que representa la fracción puntual. Mediante un desarrollo matemático¹³, se obtiene que P_P equivale directamente a la fracción volumétrica de la fase de interés; que para el caso de la austenita sería V_V^A :

$$P_{\gamma} / P_T = P_P = V_V^{\gamma}$$

La fracción de puntos, también conocida como conteo manual de puntos, es una de las técnicas más aplicadas en la medición del contenido de fases mayoritarias de los aceros dúplex.⁹

2.9.1.2. Parámetro N_A

Este término es conocido como el número de intercepciones sobre una microestructura por unidad de área, y se obtiene del cociente entre N_T , que es el número total de puntos ubicados en el área de la fase de estudio, entre el área total de estudio A ; obteniéndose:

$$N_A = N_T / A$$

En lo que respecta a esta investigación, el número representativo de intercepciones ubicados sobre la fase ferrítica localizada en la matriz austenítica se identifica como N_A^{α} , y el número representativo de intercepciones sobre la fase austenítica localizada en la matriz ferrítica se identifica como N_A^{β} .

2.9.1.3. Fracción volumétrica V_V

Es la fracción de fases por unidad de volumen. Para su cálculo, se emplean tres métodos generales: el análisis de área, que envuelve el estudio de áreas; el análisis lineal, que involucra la medición de intercepciones lineales; y la técnica de conteo puntual, que involucra el conteo de puntos de estudio.

2.9.1.4. Fracción de Racimos r

También conocido como fracción de “clusters”, consiste en el número de racimos de partículas tipo inclusiones de una fase localizados en los granos de la matriz de la otra fase, en un área de estudio A_T . Mediante un desarrollo matemático⁴, que relaciona estos parámetros, se obtiene la siguiente expresión:

$$r^\alpha = N_A^\alpha / (N_A^\alpha + N_A^\gamma)$$

donde r^α es la fracción de racimos o “clusters” de la ferrita en la matriz austenítica. Por lo tanto,

$$r^\alpha = 1 - r^\gamma$$

siendo r^γ la fracción de racimos o “clusters” de austenita en la matriz de ferrita.

Estas fracciones de cada fase se relacionaron con la fracción volumétrica de la austenita (V_V^γ), a fin de obtener un comportamiento como el planteado en la figura 12. En este gráfico se puede apreciar como r^α y r^γ describen una transición continua entre las dos microestructuras de tipo inclusión, principalmente las inclusiones γ en una matriz α ; donde $r^\gamma \rightarrow 1$ y $r^\alpha \rightarrow 0$, a valores bajos de V_V^γ ; y las inclusiones α en la matriz γ con $r^\alpha \rightarrow 1$ y $r^\gamma \rightarrow 0$, a valores elevados de V_V^γ .

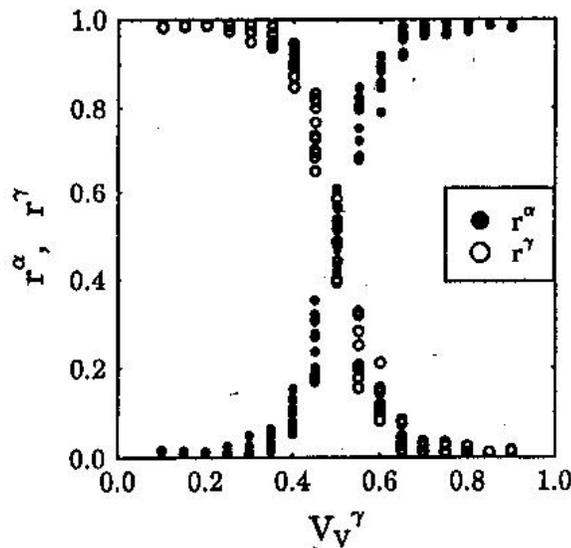


Figura 12. El parámetro fracción de racimos r^α y r^γ , para la ferrita y la austenita respectivamente y como una función de V_V^γ , genera la curva obtenida por simulaciones computarizadas de un sistema bifásico con microestructuras diferenciables.⁴

La microestructura correspondiente a los aceros dúplex, donde las proporciones de las fases mayoritarias son 50% α y 50% γ , estarían ubicadas en el centro de la curva (zona de transición).

2.10. CAMPO DE APLICACIONES DE LOS DSS

Los aceros inoxidable dúplex poseen una atractiva combinación de propiedades mecánicas y anticorrosivas, por lo que hace del material una excelente opción para aplicaciones marinas y petroquímicas, particularmente en aquellas que tenga presencia medios clorinados. El interés en los DSS se ha visto incrementado gracias al desarrollo de mejoras en las propiedades del material a la corrosión inducida por medios clorinados, el cual es un problema de gran envergadura en las industrias de aplicaciones marinas y petroquímicas.

Por otro lado, los esfuerzos aplicados constantemente para mejorar la economía de producción, especialmente en aquellas industrias basadas en procesos de altas temperaturas y presiones, demandan materiales que puedan resistir prolongadamente a estas nuevas condiciones extremas. Debido a esto, la industria de desarrollo de materiales, y la de desarrollo de aceros inoxidable, está en constante desarrollo de nuevas y mejores aleaciones.

Los próximos desarrollos en el campo de los aceros inoxidable dúplex se realizarán probablemente de la siguiente manera: primero, la sustitución simple de grados austeníticos o de materiales no metálicos por parte de los DSS, debido a la efectividad del costo en numerosas aplicaciones, algunas no bien definidas aún, donde la combinación de sus propiedades físicas y mecánicas en conjunción con su elevada resistencia a la corrosión son considerados factores muy atractivos.

Análisis detallados de todas las etapas de fabricación, incluyendo los procesos de soldadura, junto con una evaluación en ahorro de material, costos de infraestructura, etc., revelará el gran potencial en reducción de costos ofrecido por estas aleaciones.

Los gastos operativos, como costos de mantenimiento, deben ser integrados de igual manera a estos análisis. Aunado a esto, las fluctuaciones en condiciones de servicio en función del tiempo de operación deben mantenerse presente, sobre todo en el caso cuando las condiciones se vuelven más agresivas, con tendencias a incrementos en la temperatura, en los esfuerzos y presiones de servicio, y en la concentración de medios ácidos, por ejemplo; para así poder mantener un control más estricto de las operaciones y una reducción en los desechos de los procesos industriales.

Segundo, el desarrollo de nuevas aleaciones para aplicaciones específicas, como ha ocurrido con los aceros de grado austeníticos, es otra tendencia de la familia DSS. Modificaciones en la composición química, un campo de libre creatividad, podría traer mejoras en la maquinabilidad y en la resistencia a la corrosión, como primer resultado. Por ejemplo, los grados de elevado contenido de Si para usos en medios de ácido nítrico, un optimizado contenido de Mn y adiciones de Co que incremente la soldabilidad del material y aleaciones de alto N que mejoren la resistencia mecánica y a la corrosión, podrían ser los adelantos obtenidos³.



Figura 13. Aplicaciones diversas del acero inoxidable dúplex SAF 2205. (a) Como componentes estructurales en medios agresivos. (b) Como componentes en sistemas de transporte de fluidos corrosivos.

CAPÍTULO III

3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

3.1. FLUJOGRAMA EXPERIMENTAL

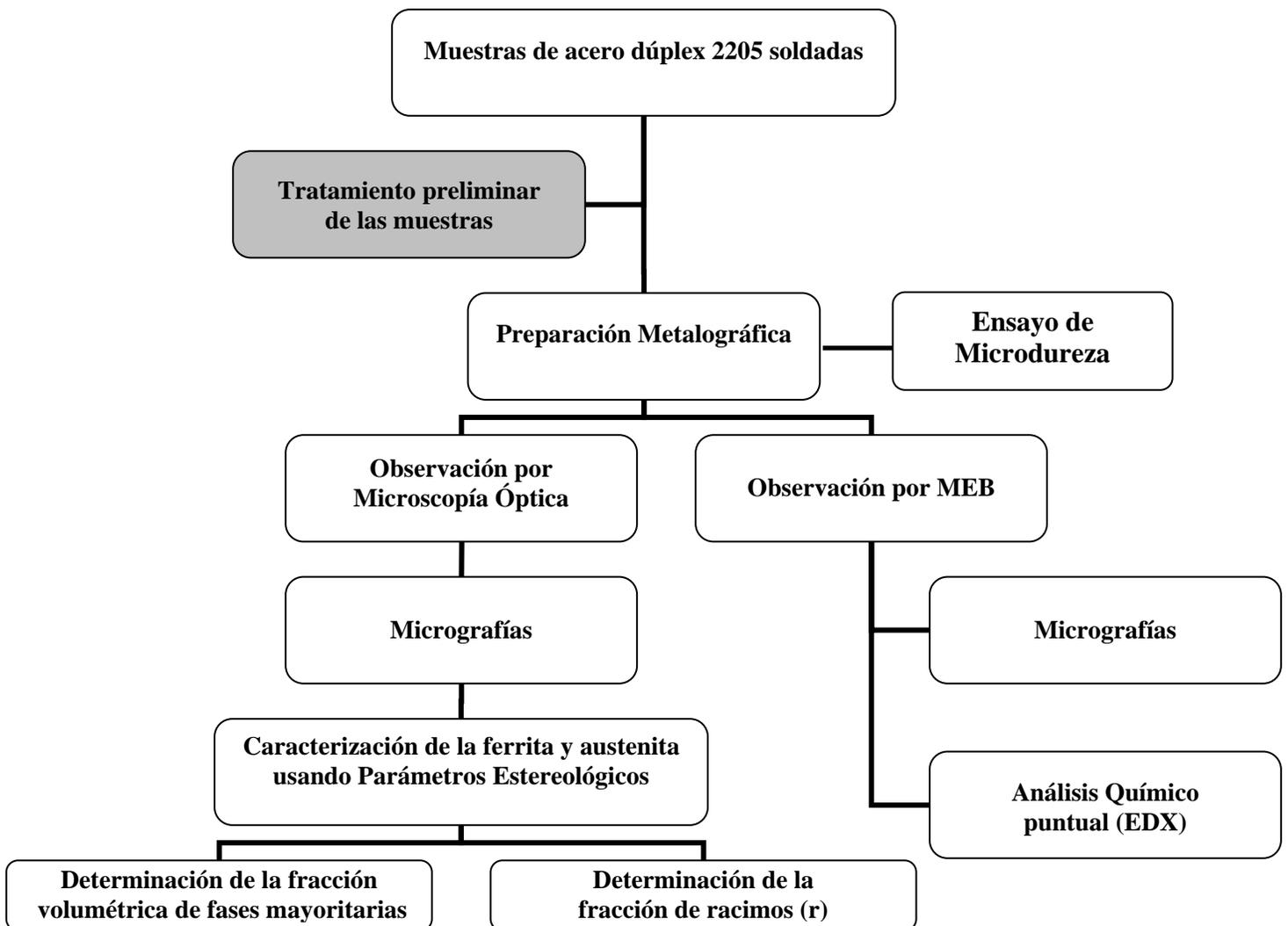


Figura 14. Flujoograma del procedimiento experimental.

3.2. TRATAMIENTO PRELIMINAR DE LAS MUESTRAS

Las muestras de estudio fueron soldadas en un trabajo de investigación previo realizado por Quintero⁷, y consisten en láminas de acero inoxidable dúplex grado SAF 2205 soldadas bajo el procedimiento de soldadura de arco por plasma aplicando la técnica “ojo de cerradura” (key hole); y sometidas a dos modos de enfriamiento: agua y aire forzado. La composición química del acero fue suministrado por el proveedor Sandvik Steel, en el certificado de origen del material (tabla 2).

Tabla 2. Composición química del acero inoxidable dúplex DSS proporcionado por Sandvik Steel.

Sandvik	UNS	C máx.	Cr	Ni	Mo	N	Si	Mn	P máx.	S máx.
SAF 2205	S31803	0,024	22,66	5,49	2,83	0,18	0,42	1,93	0,003	0,025

En su trabajo de investigación⁷, Quintero estableció una combinación de parámetros de soldadura con la cual se obtuvieron cordones con un buen aspecto superficial, buen refuerzo de raíz, penetración total del cordón y bajo aporte calórico.

Variables del proceso de soldadura PAW - Condición de soldadura:

- Inclinación del electrodo = 30° respecto a la horizontal
- Flujo de gas de protección (Ar puro) = 5L/min.
- Distancia antorcha-pieza de trabajo = 3,5 mm.
- Velocidad de trabajo = 220,2 mm./min.
- Flujo de gas de plasma = 1,3 L/min.
- Intensidad de Corriente (I) = 210 Amp.
- Voltaje (V) = 25,9 voltios
- Aporte calórico (AC) = 1,479 Kj/mm.

Quintero⁷ reporta en sus resultados de los ensayos no destructivos practicados, lo siguiente:

- *Inspección Visual:* Aspecto superficial adecuado, penetración total, uniformidad del cordón, buen refuerzo de raíz.
- *Líquidos Penetrantes:* No se observó coloración sobre la soldadura, por lo que se considera que no hay presencia notable de defectos internos.
- *Radiografía:* soldadura uniforme, con aspecto superficial aceptable y uniformidad en el cordón.

Al recibir las muestras, se procedió a identificarlas en dos grupos con una nomenclatura particular y simple: las enfriadas en agua se identificaron con el caracter W, y las enfriadas con aire forzado con el caracter A.

Posteriormente se estableció un plan de trabajo para el tratamiento de las muestras que abarcó la preparación de las superficies de análisis de cada una de ellas, necesaria para el estudio establecido en esta investigación.

3.3. PREPARACIÓN METALGRÁFICA

Como procedimiento inicial del estudio, se aplicaron las técnicas básicas de preparación metalográfica a cada muestra: corte, desbaste, pulido y ataque.

La aplicación correcta de las diversas técnicas metalográficas y de observación microscópica es necesaria a fin de caracterizar las fases mayoritarias ferrita (α) y austenita (γ) y de detectar cualquier otra fase minoritaria en las zonas afectadas térmicamente (ZAC y cordón).

3.3.1. Corte de las muestras

Las láminas fueron seccionadas con una cortadora de disco abrasivo de carburo de silicio (SiC) marca Buehler modelo Abrasimet 2, obteniéndose probetas con dimensiones apropiadas para su manipulación durante los procedimientos posteriores de preparación

metalográfica, no haciéndose necesaria la embutición de las mismas. El plano de corte se realizó perpendicularmente al cordón de soldadura.

3.3.2. Desbaste de la superficie de estudio de las muestras

Una vez cortadas, las muestras fueron sometidas a una técnica de desbaste de la superficie con la finalidad de remover impurezas, eliminar virutas y aplanar la superficie de estudio. Inicialmente, cada una fue sometida a un desbaste grueso en una desbastadora mecánica de banda, con una cinta abrasiva de SiC de granulometría 120.

Luego, se realizaron dos etapas de desbaste manual, una de carácter medio y otra de carácter fino, sobre una pantalla de vidrio colocada horizontalmente que le garantizó a las muestras una superficie plana adecuada para su posterior observación microscópica y medición de dureza. Se utilizó papel abrasivo de SiC de granulometría media de 240, 320 y 400; y de granulometría fina de 500, 600 y 1500.

Finalmente, una vez obtenida una superficie casi especular y completamente plana se procedió a realizar el pulido mecánico.

3.3.3. Pulido mecánico

La superficie de cada muestra fue sometida a un pulido empleando pulidoras mecánicas giratorias, conformada por un plato giratorio con un paño pulidor de color verde dispuesto sobre su superficie, y utilizando una solución de alúmina de granulometría de 1 μm como agente abrasivo.

Una vez obtenida una superficie de estudio completamente pulida y especular se procedió a lavarla con agua limpia y con un baño moderado de alcohol para eliminar residuos de solución de alúmina; secándola posteriormente con aire caliente, evitando la formación de manchas sobre ésta.

3.3.4. Ataque químico

Ya preparada la superficie de cada muestra para su análisis metalográfico, se procedió a atacar químicamente cada una de éstas con la sustancia o reactivo de ataque establecido, de manera de revelar la fase mayoritaria de interés. Para el ataque se utilizó un vidrio de reloj que contenía el reactivo, sometiendo la superficie de estudio de cada muestra durante un tiempo determinado en función del reactivo y del grado de ataque deseado.

El reactivo utilizado fue el Kallins II, constituido por 2 gramos de CuCl_2 , 40 ml de HCl y 40 ml de alcohol (metanol o etanol). El tiempo de inmersión de cada muestra en el reactivo fue, en promedio, de 15 segundos. Este reactivo ataca preferencialmente la fase ferrítica, oscureciéndola, y a su vez diferenciándola de la austenita que aparece como una fase clara. Este ataque genera una notable diferenciación entre las fases mayoritarias, necesaria para la posterior observación microscópica.

Luego, las muestras atacadas fueron observadas en el microscopio óptico marca Versamet para realizar un barrido microscópico generalizado de la superficie en estudio, a fin de evaluar el grado de ataque recibido. Las muestras que no presentaban una diferencia clara entre fases generada por el reactivo, se sometían de nuevo a la operación de ataque, en inmersiones de 5 segundos cada una, hasta diferenciar claramente las fases mayoritarias (γ y α).

3.4. OBSERVACIÓN POR MICROSCOPIA ÓPTICA (MO)

Las superficies de las muestras fueron observadas en detalle en un microscopio óptico, Olympus modelo BX60 con cámara digital incorporada, y conexión a un dispositivo de almacenamiento de datos de imágenes que luego son llevados a un computador digital.

Las micrografías tomadas provienen de una observación horizontal realizada a través de las tres zonas de estudio: el metal base (MB), pasando a través de la zona afectada por el calor (ZAC) hasta la zona de fusión (ZF); y posteriormente la ZAC opuesta y el metal base de la

otra sección soldada. De esta manera se tomaron micrografías representativas de las zonas afectadas térmicamente por el proceso de soldadura, como la ZAC y la ZF (cordón), a fin de apreciar variaciones microestructurales presentes en ellas, como modificaciones en las fracciones volumétricas de las fases ferrita y austenita, la morfología de solidificación post-soldadura de éstas; en comparación a la microestructura presente en la zona del metal base. Adicionalmente, se tomaron micrografías de otros detalles microestructurales de interés, generados durante el proceso de soldadura.

De igual manera, se realizó un barrido de observación a largo del límite entre el cordón y la zona afectada por el calor con la finalidad de ubicar y localizar otros detalles relevantes, que pudiesen revelar información pertinente al proceso de soldadura tales como: ciclos de calentamiento y de enfriamiento, tiempo de proceso, efectividad de la técnica, deficiencias ya existentes en el material inicial o de entrega, entre otros.

Las micrografías fueron registradas a cuatro aumentos diferentes: 50X, 200X, 500X y 1000X; donde las de menor aumento representan una visión generalizada de la microestructura del material, y las de mayor magnificación representan una visión ampliada de una zona en mayor detalle de la microestructura característica y/u otros aspectos microestructurales. Posteriormente, las micrografías fueron catalogadas en dos grupos principales: las representativas a las muestras enfriadas en agua (serie W) y las representativas a las muestras enfriadas con aire (serie A).

3.5. CARACTERIZACIÓN DE LA FERRITA Y AUSTENITA USANDO PARÁMETROS ESTEREOLOGICOS

3.5.1. Fracción volumétrica de las fases mayoritarias

El cálculo de la fracción volumétrica de cada fase mayoritaria del acero estudiado, ferrita y austenita, en las zonas afectadas térmicamente fue realizado mediante la aplicación de técnicas de estereología cuantitativa, específicamente la técnica manual de fracción de puntos $P_P^{13, 14, 15, 16}$, y la digitalización de las micrografías mediante la utilización de un

programa computarizado (Digital Micrograph 3.11). Ambas técnicas se basan en el cálculo de fracción de área y son consideradas las más efectivas, y por lo tanto de mayor aplicación en investigaciones.

Para la determinación de la fracción de puntos P_P , se pueden utilizar dos métodos establecidos¹³: uno se basa en el uso de una plantilla cuadrículada insertada en el sistema de observación de un microscopio óptico; y el segundo se basa en la superposición de una red cuadrículada sobre un área establecida de la microestructura, figura 15. El segundo método fue el establecido para este trabajo de investigación, y en este caso, el área de análisis está representada por el área total de cada micrografía analizada.

La red cuadrículada seleccionada está constituida por 945 puntos, con un límite relativo de confianza (RCL) entre 15% y 30%.¹⁶ De esta manera, se buscó una mayor precisión en el cálculo de la fracción de puntos que es equivalente a la fracción volumétrica de la austenita en el área de estudio seleccionada.

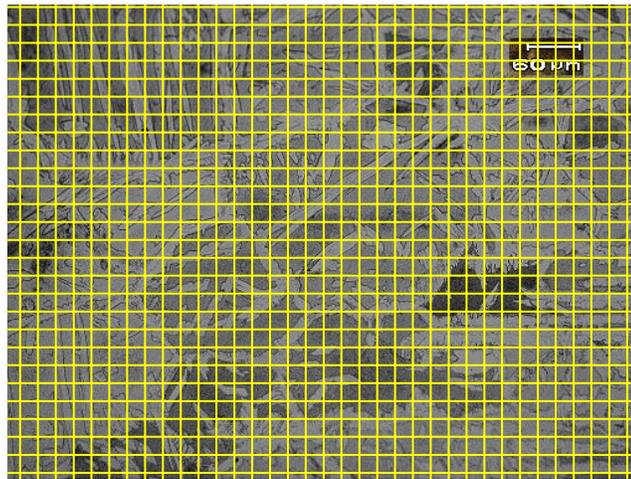


Figura 15. Red cuadrículada de puntos conformada por 945 campos de estudio, dispuesta sobre una de las micrografías estudiadas. 200X.

Tanto las muestras enfriadas en agua como las enfriadas con aire forzado fueron sujeto de este análisis. Cada serie de muestras está constituida por micrografías de las zonas afectadas térmicamente, cuya selección se basó en las 10 micrografías más representativas de la zona afectada por el calor (ZAC) y la zona de fusión (ZF) o cordón de cada serie, para un total de 40 campos de observación.

La fracción volumétrica fue determinada siguiendo los procedimientos establecidos en la norma ASTM 562 – 76. Esta norma está basada en algunos principios estereológicos¹³, y se emplea en la determinación de la fracción de área o volumen de una fase o constituyente, en un material bifásico o multifásico, utilizando técnicas sistemáticas de conteo manual en una sección plana. De manera general, se establece que estas técnicas de conteo manual son más efectivas que otros métodos manuales, y con una alta precisión. Esta norma utiliza como nomenclatura los parámetros P_P (fracción de puntos), A_A (área de estudio), y V_V (fracción volumétrica), en base a mediciones básicas de estereología (sección 2.9.1.).^{4, 6, 13, 14, 15, 16}

Para respaldar la confiabilidad de los resultados de fracción volumétrica determinados con la aplicación de la técnica manual de Fracción Puntual, se procedió a la medición de la fracción de austenita mediante la digitalización de imágenes, que también se basa en la determinación de la fracción de área de una fase coloreada. Fueron seleccionadas y digitalizadas cuatro micrografías, representando la ZAC y ZF de las muestras enfriadas en agua y con aire forzado.

3.5.2. Fracción de racimos r

Al igual que en la sección anterior, se recurrió a la aplicación de algunos parámetros estereológicos, específicamente fracción de puntos P_P , para determinar la extensión con la cual una fase se encuentran incluida en la matriz de una fase (ambas mayoritarias); o como lo definen Horvath y colaboradores en su trabajo de investigación⁴: la extensión en que una fase se presenta con una microestructura de tipo inclusión en la matriz de otra fase, para una microestructura bifásica tal como la correspondiente a un acero dúplex; particularmente en las zonas afectadas térmicamente del material (ZAC y cordón).

Para hacer esta determinación, se realizó el conteo del número de racimos (clusters), de una fase localizados en el interior de los granos de la otra fase; sobre un área de estudio establecida. En la figura 16 (a) se aprecia los racimos de una fase en la matriz de la otra fase, en una micrografía de una muestra enfriada en agua. Para un mejor entendimiento físico de la identificación y conteo de los racimos, se desarrolló una representación esquemática de microestructuras tipo (figura 16 (b)), con una fracción volumétrica de 50% de cada fase mayoritaria, cuyo cálculo de fracción de racimos (r^α y r^γ) se determinó mediante la expresión desarrollada por Horvath⁴ (Apéndice II).

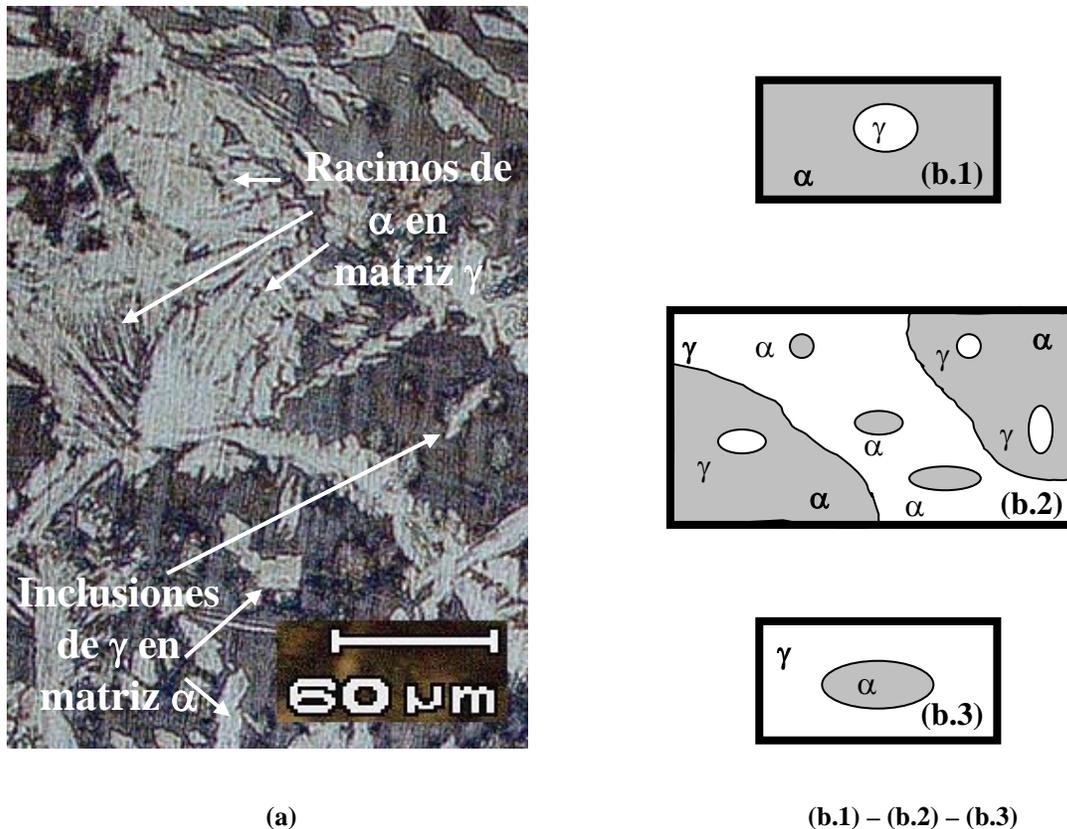


Figura 16. Racimos de fases mayoritarias. (a) Sección de una micrografía donde se identifica los racimos (partículas tipo inclusión) de γ en matriz α y los racimos de α en matriz γ . 200X. (b) Representación esquemática de una microestructura tipo con (b.1) $r^\gamma = 1$ y $r^\alpha = 0$, con una fracción volumétrica de 100% ferrita (matriz), (b.2) con $r^\alpha = 0,50$ y $r^\gamma = 0,50$, con una fracción volumétrica de 50% ferrita-50% austenita, y (b.3) con $r^\alpha = 1$ y $r^\gamma = 0$, con una fracción volumétrica de 100% austenita (matriz).

3.6. OBSERVACIÓN POR MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO

Con la finalidad de magnificar el campo de observación de las superficies de estudio de las muestras y obtener imágenes a mayores aumentos y contrastes topográficos, éstas fueron observadas en un microscopio electrónico de barrido marca Philips, modelo XL 30 (25 KV); utilizando la técnica de imagen por electrones secundarios.

Por otro lado, se practicaron microanálisis químicos puntuales por espectroscopía de rayos X por dispersión en la energía (E.D.X.), con la finalidad de establecer la composición química elemental de las fases mayoritarias, así como establecer los elementos que conforman partículas de fases minoritarias. Estos análisis se practicaron en las tres zonas de estudio de las muestras: metal base, zona afectada por el calor y el cordón de soldadura o zona de fusión.

3.7. MEDICIÓN DE LA DUREZA

El barrido de dureza aplicado a cada muestra se realizó utilizando un microdurómetro de indentación estática marca Shimadzu Tipo M, que evalúa microdureza con un indentador de forma romboédrica y ofrece resultados de dureza en la escala Knoop, y transferida a la escala de dureza Vickers. El barrido, constituido por doce indentaciones, se realizó de manera horizontal, y cubre todas las zonas de interés de la superficie de estudio: desde la zona del MB, pasando por la ZAC hasta alcanzar el cordón o ZF; y nuevamente pasando por las zonas opuestas de la junta soldada, ZAC y MB, de la otra sección.

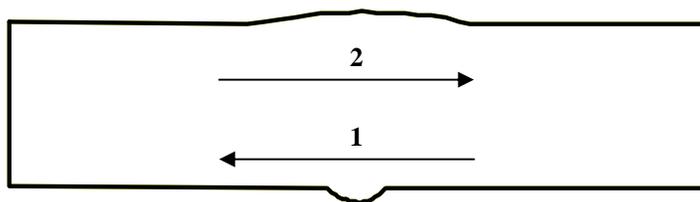


Figura 17. Representación gráfica de los barridos de microdureza aplicados a las muestras estudiadas.

La figura anterior describe la aplicación de un doble barrido, uno inferior (1) y otro superior (2), en los sentidos indicados por las flechas de señalización; y constituidos por doce indentaciones cada uno. Cada muestra fue sometida a la aplicación de una carga estática de 500 grf durante un tiempo de residencia de 15 segundos, manteniendo una distancia de separación de 1 mm., entre cada punto de medición. La aplicación de la carga antes descrita, considerada óptima para el dúplex estudiado, permite transferir directamente los resultados de microdureza escala Knoop a la escala de dureza Vickers, siendo esta última la de mayor aplicación y más conocida a nivel industrial y de investigación.

CAPÍTULO IV

4. RESULTADOS Y ANÁLISIS

Al igual que otros procesos de soldadura, el proceso PAW involucra la aplicación localizada de un importante aporte de calor que lleva al material a temperaturas sobre el punto de fusión; cumpliéndose posteriormente un ciclo muy rápido de calentamiento y enfriamiento. Este fenómeno puede inducir cambios estructurales en el material, así como la precipitación de fases perjudiciales que pueden afectar las propiedades de la junta soldada y de las zonas adyacentes a ella, específicamente la zona afectada por el calor (ZAC). La microestructura, composición química y propiedades del material soldado pueden ser controlados con la aplicación óptima de la técnica de soldadura empleada, a fin de evitar la aparición de fases minoritarias que puedan afectar sus propiedades.

Las técnicas de análisis metalográfico, aplicadas al SAF 2205 sometido a un proceso de soldadura por plasma, son los procedimientos básicos en el estudio de las condiciones post-soldadura en que se encuentra la junta soldada, específicamente en la zona afectada por el calor y la zona de fusión (cordón), debido a que son las zonas localizadas del material sometidas a diversas alteraciones microestructurales, generadas inevitablemente por el aporte calórico y las elevadas temperaturas involucrados en el proceso de soldadura, y que pueden modificar perjudicialmente las propiedades mecánicas y anticorrosivas de la aleación.

El proceso de soldadura PAW, se caracteriza por la aplicación de un sólo pase de soldadura sin la adición de material de aporte, lo que genera modificaciones de la microestructura del material muy restringidas a la zona cercana al cordón de soldadura. Por lo tanto, se debe considerar particularmente que el calentamiento y el enfriamiento que sufre el material durante la soldadura son las etapas del proceso de soldadura que se deben controlar estrictamente para evitar modificaciones microestructurales considerables que pueden afectar las propiedades de la junta soldada.

Lo que se busca con este estudio es determinar si la microestructura en las zonas afectadas térmicamente por el proceso de soldadura son las que se deben aparecer luego de la aplicación de un proceso de soldadura en estos aceros; o en caso contrario, determinar si esta microestructura modificada y la presencia de posibles fases minoritarias en la junta soldada tienen relación con los resultados obtenidos en la evaluación de algunas propiedades.⁷

4.1. OBSERVACIÓN POR MICROSCOPIA ÓPTICA

Las micrografías de cada muestra obtenidas mediante el microscopio óptico corresponden a las diferentes zonas caracterizadas. Estas revelan los detalles de interés y modificaciones microestructurales característicos, generados por el proceso de soldadura aplicado al material. Es válido acotar que, luego de realizado el pase de soldadura, las piezas soldadas tuvieron un intervalo de tiempo de enfriamiento al aire de 1 minuto⁷, previo a la etapa de enfriamiento en agua o con aire forzado.

Se tomaron micrografías de las tres zonas principales de estudio del material: metal base (MB), zona afectada por el calor (ZAC) y cordón de soldadura o zona de fusión (ZF); tanto de las muestras enfriadas en agua como de las muestras enfriadas con aire forzado. Las figuras 18 y 19 muestran una observación general de las tres zonas principales en el enfriamiento en agua y con aire forzado, respectivamente. En ellas se aprecia una ZAC estrecha con un ancho aproximado de 600 μm . Este espesor representa una ventaja del proceso de soldadura PAW frente a otros procesos de soldadura que usualmente reportan mayores espesores de las ZAC.^{5, 6, 7, 8}

Las dos micrografías mencionadas muestran la microestructura presente en la zona del MB y las modificaciones en la microestructura del material producto del proceso de soldadura en las zonas cercanas a la junta soldada, la ZAC y el cordón (ZF). En estas zonas, la fase austenítica en forma de islotes paralelos orientados en dirección al proceso de laminación, cambia su morfología a una de tipo acicular o de placas y con orientación al azar.

En la zona del metal base (MB) se aprecia una microestructura bifásica que consiste en una fase austenítica en forma de islotes rodeada por una matriz ferrítica, figura 1. Estos islotes se presentan en forma paralela a la dirección de laminación, y esta distribución bifásica, donde cada fase se presenta en volúmenes relativamente definidos y diferenciables, es la representativa de un acero inoxidable dúplex en condición de fabricación o “recibido”.

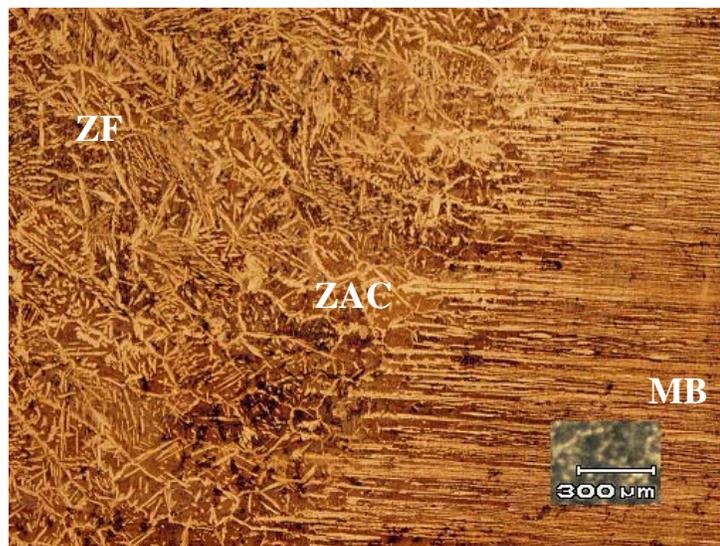


Figura 18. Imagen general por M.O. de las zonas principales de estudio de una muestra enfriada en agua. Se aprecia el MB, la ZAC y la ZF. 50X.

De igual manera, los islotes de austenita se direccionan perpendicularmente al cordón de soldadura del material. Cabe destacar que en ambas muestras esta zona no es afectada térmicamente por el proceso, por lo que el material conserva su microestructura inicial.

A continuación, se presenta una zona de transición MB-ZAC donde se inician las modificaciones microestructurales del material al ser sometido al proceso de soldadura. La fase austenítica comienza a disminuir su volumen relativo respecto a la ferrita, debido al incremento de temperatura que descompone parcialmente la fase austenita y la transforma en ferrita δ , esto es consecuencia de las elevadas temperaturas alcanzadas, que pudieran ser

superiores a la temperatura de transición de fase γ - δ ; que según el diagrama de fases para el sistema Fe-Cr-Ni (figura 7), llevaría al material a la zona de estabilidad de la ferrita δ (la trayectoria C de dicho diagrama podría representar la propia del dúplex utilizado en este estudio).

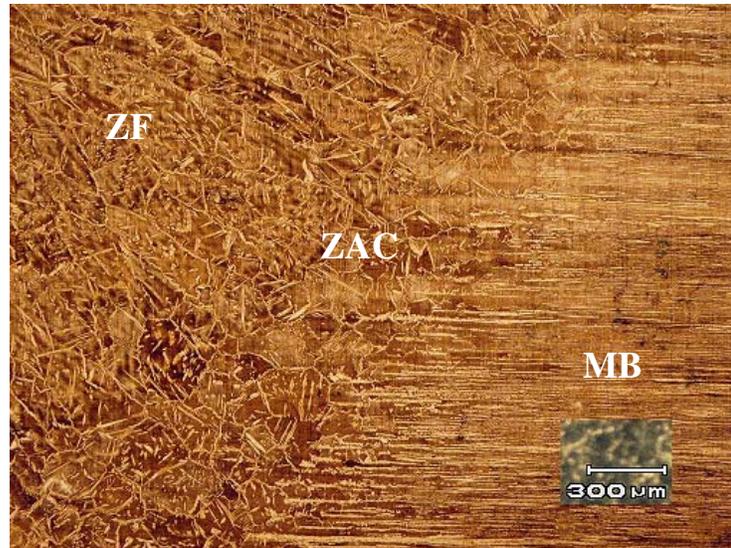


Figura 19. Imagen general por M.O. de las zonas principales de estudio de una muestra enfriada con aire inyectado. Se aprecia el MB, la ZAC y la ZF. 50X.

En este diagrama la fase identificada como α a elevadas temperaturas es conocida como la ferrita δ .¹¹ Las elevadas temperaturas son producto del aporte calórico localizado generado en el proceso.

Tanto en el enfriamiento en agua como con aire forzado se presenta una zona de inicio de modificaciones microestructurales, o zona de transición MB-ZAC, donde se aprecia el cambio morfológico que sufren los islotes de austenita a medida que se incrementa el aporte calórico, y por ende, la temperatura del proceso de soldadura aplicado.

En la figura 20 se puede apreciar la transición morfológica de islotes, paralelos y orientados a la dirección de laminación, a una morfología acicular o de agujas (tipo Widmanstätten) orientadas al azar. Esta morfología es producto de la nucleación y el crecimiento de la austenita a partir de la ferrita δ , a elevadas temperaturas, bajo un enfriamiento rápido.

Otro detalle de interés que se presenta en la zona de transición MB-ZAC es la morfología que toma la austenita en la raíz de la junta soldada. Como se aprecia en la figura 21, la austenita presenta una morfología tipo listón y no de placa como la típica de la zona afectada por el calor o del cordón. Esto se debe a que la raíz de la junta soldada es la zona que presenta un incremento en el aporte calórico, generado por el calor latente de solidificación adicional al calor generado por la soldadura.

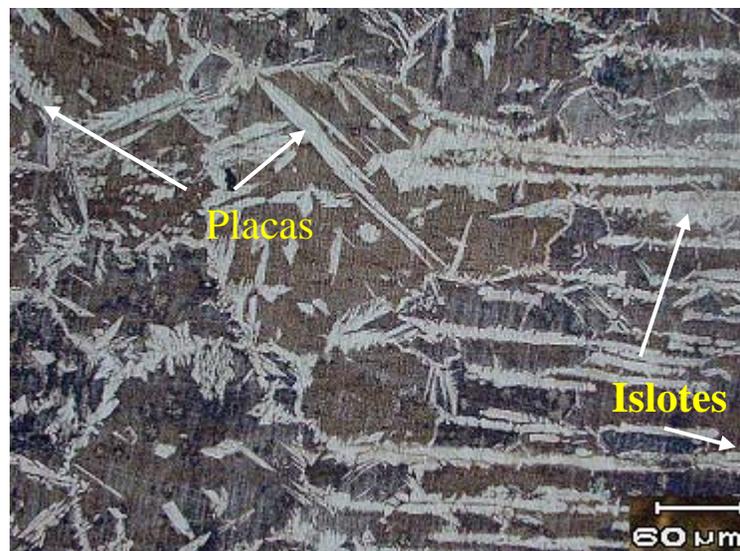


Figura 20. Micrografía por M.O. de la zona de transición MB-ZAC, donde se observa el cambio morfológico que experimenta la austenita (fase blanca) al ser afectada esta zona por el intenso calor localizado generado por la soldadura. 200X.

Por otra parte, está el hecho de que la raíz de la junta es la zona que solidifica primero y por lo tanto tiene más tiempo para la nucleación y crecimiento de la austenita a partir de los granos de ferrita δ , en contraste con la zona superior del cordón que solidifica

posteriormente. Luego, durante el enfriamiento rápido, la sección superior del cordón presenta un mayor área de contacto con el medio de enfriamiento (agua o aire forzado), en comparación a la raíz (menor área de contacto). En consecuencia, la velocidad de enfriamiento es mayor en la sección superior del cordón por lo que la nucleación y crecimiento de la austenita a partir de la ferrita δ es típica de enfriamientos bruscos, generando una austenita acicular o de placas.

En la zona afectada por el calor (ZAC) la microestructura del material sufre la mayor modificación generada por el proceso de soldadura. Esta zona permanece, durante un tiempo considerable, a temperaturas elevadas que afectan notablemente la microestructura del DSS. A temperaturas superiores a la temperatura de transición γ - δ , propias del proceso de soldadura, la austenita se descompone en ferrita δ y adicionalmente se puede promover la precipitación de compuestos y la formación de fases minoritarias.^{2, 10}

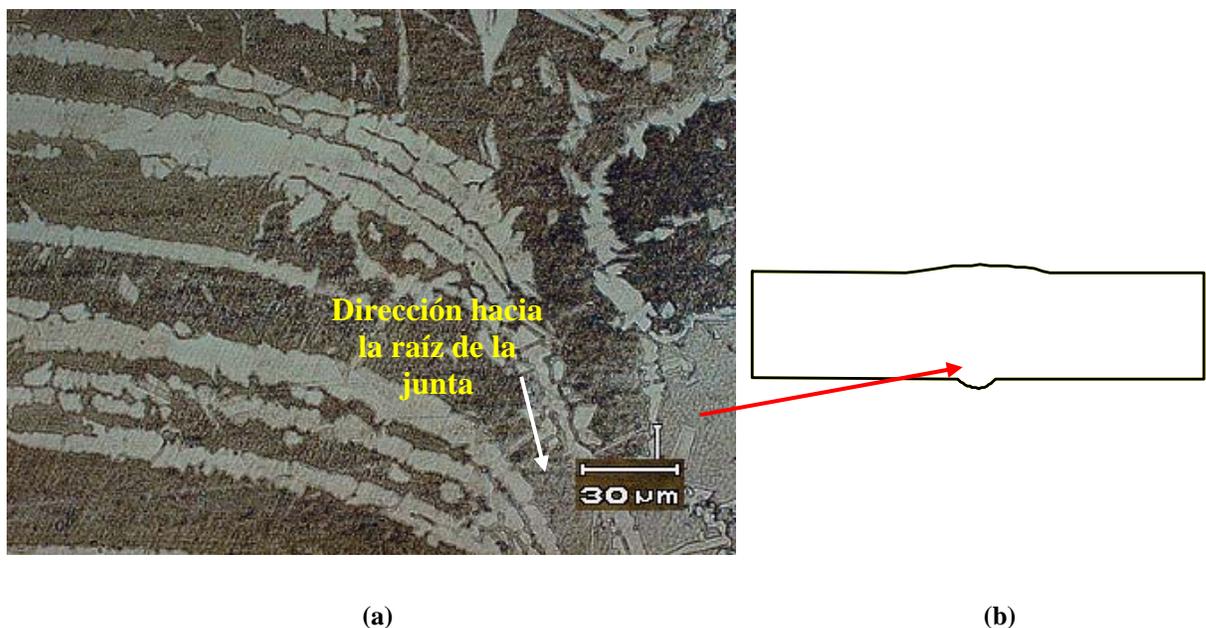


Figura 21. Micrografía por M.O. de la zona de transición MB-ZAC en la raíz de la junta soldada. Nótese que la morfología que presenta la austenita es tipo listón. 500X.

La formación de estas fases minoritarias y la precipitación de compuestos se deben esencialmente al hecho de que las velocidades de difusión de los elementos aleantes presentes en el DSS son mayores a temperaturas elevadas. Además, la ferrita presenta una estructura cristalográfica BCC, más abierta que la de la austenita que es FCC.

Posteriormente, durante la etapa de enfriamiento desde temperaturas donde el material es casi completamente ferrítico, se inicia en los bordes de grano de la ferrita δ la reaparición de la fase austenita que luego continúa hacia el interior de los granos formando una estructura de morfología acicular o de placa tipo Widmanstätten, producto de rápidos enfriamientos (figura 22). De igual manera, se aprecia que la austenita, además de formarse de nuevo en los límites de grano, se presenta en algunas zonas como islotes aislados de diversos tamaños en el interior de los granos. Esta austenita que crece en el interior de los granos, identificada como intragranular, se presume que nuclea y crece a lo largo planos cristalográficos preferenciales.⁹

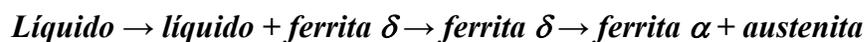


Figura 22. Micrografía por M.O. de la ZAC de una muestra enfriada en agua, donde se observa una austenita (fase clara) con morfología de placa o acicular tipo Widmanstätten, localizada en los bordes de grano de la ferrita y en el interior de los granos de la matriz ferrítica. 200X.

De manera general, la velocidad de nucleación en el interior de los granos es muy inferior a la velocidad de nucleación en los límites de grano de la ferrita.⁹

En las figuras 22 y 23 se revela que la fase austenítica se reduce en proporción volumétrica respecto a la ferrita, mostrando una microestructura de placas o agujas que presenta la fase austenítica en los límites de grano de la ferrita, y de pequeños listones en el interior de los granos.

La nueva formación de la austenita, durante el enfriamiento desde temperaturas altas, debe ocurrir según la secuencia de transformación $\delta\text{-}\gamma$ ⁹:



para la zona de fusión (ZF); y:



para la zona afectada térmicamente (ZAC).

Por otra parte, si el enfriamiento desde las temperaturas en el cual el acero es ferrítico es muy rápido se inhibe la formación de austenita.⁹ El intervalo de temperaturas sobre el cual la reaparición de la austenita ocurre es altamente dependiente de la composición química del acero dúplex, figura 7.

Ahora, al realizar comparaciones entre la ZAC generada en las muestras enfriadas en agua y en las muestras enfriadas con aire forzado se puede apreciar que, en las primeras, esta zona presenta regiones con mayor proporción de austenita, en comparación con las segundas (figuras 22 y 23).



Figura 23. Micrografía por M.O. de la ZAC de una muestra enfriada con aire forzado, donde se observa la austenita (fase clara) con una morfología de placas (tipo Widmanstätten), localizada en los bordes de grano de la ferrita y en el interior de los granos. En el interior de éstos, su morfología se presenta también como de tipo listón. 200X.

Por otro parte, se puede apreciar que en las placas de austenita localizadas a lo largo de los límites de grano de la ferrita en las muestras enfriadas en agua, hay un crecimiento secundario de placas, o bordes aserrados a partir de las placas primarias de austenita, figura N° 24.

Este mecanismo microestructural se desarrolla como producto del calentamiento generado por la soldadura y posterior enfriamiento rápido desde elevadas temperaturas, y la morfología de la fase depende de los mecanismos de formación: uno de los mecanismos (ver sección 2.6.3) propone una reacción eutectoide mediante la cual la ferrita δ a elevadas temperaturas se descompone en austenita y fase σ . Otro mecanismo propone la formación de un precipitado de tipo Widmanstätten.

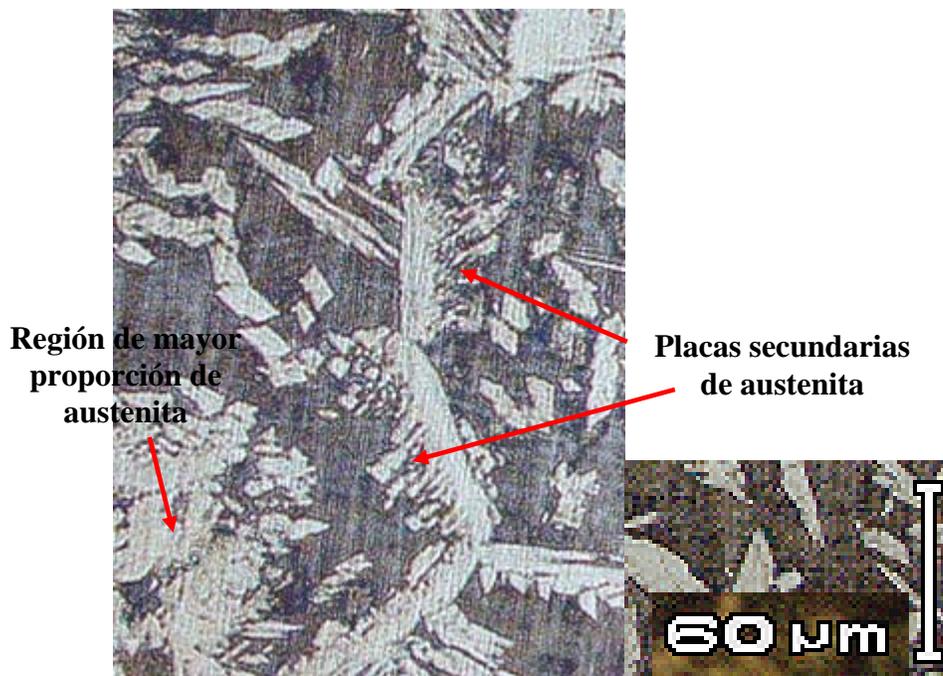


Figura 24. Ampliación de la ZAC donde se muestra las regiones de mayor proporción de austenita y el crecimiento de placas secundarias de esta fase a partir de las placas primarias localizadas en los límites de grano de la ferrita.

En lo concerniente a otros mecanismos microestructurales que pudieran generarse en esta zona, la figura 25 revela la presencia de posibles precipitados o fases minoritarias localizados entre las placas de austenita, en una muestra enfriada en agua. Por su parte, en las muestras enfriadas con aire forzado no se apreció, con microscopía óptica, la presencia de posibles fases minoritarias en esta zona.

Para demostrar lo planteado anteriormente, las muestras fueron sometidas a un estudio por microscopía electrónica de barrido y aplicado un análisis químico puntual (E.D.X.), y así identificar los elementos que conforman estos precipitados.

Por otra parte, es válido acotar que la prolongada permanencia del material en el intervalo de temperaturas comprendido entre 550 y 900 °C provoca la formación de fases intermetálicas, siendo la más conocida y perjudicial la fase sigma (σ).^{1, 2, 10} Por lo tanto, la

presencia de placas secundarias de austenita y la posibilidad de que existan precipitados en las muestras enfriadas en agua conllevan a considerar que las láminas soldadas no fueron enfriadas en las condiciones particulares de un enfriamiento muy rápido.



Figura 25. Micrografía por M.O. de la ZAC donde se observan posibles precipitados de fases minoritarias localizados entre las placas de austenita (fase clara). 500X.

En la zona de fusión (ZF), la secuencia de reacciones de transformación δ - γ son similares a las que ocurren en la ZAC. La austenita se presenta en forma acicular o de placa en los límites de grano de la fase ferrítica y en forma de listón en el interior de los granos, figuras 26 y 27, pero con mayor proporción volumétrica en comparación con la ZAC. Esto es producto del intervalo de enfriamiento previo (1 minuto)⁷ a la etapa de enfriamiento en agua o con aire forzado, que permite una mayor reaparición de la austenita a partir de la ferrita δ luego de solidificar el cordón.

Al igual que en la zona afectada por el calor, durante la etapa de enfriamiento la zona de fusión presenta una nueva formación de la fase austenita (γ) que se inicia preferencialmente

en los bordes de grano y parte en el interior de los granos de ferrita δ , formando una estructura tipo Widmanstätten (morfología acicular) y/o de tipo listón.

La relación α/γ , la estabilidad de cada fase y sus propiedades están en función de la composición química, particularmente con el contenido de nitrógeno; éste brinda a las zonas soldadas una total retransformación de la austenita, tan rápida y completa como sea posible.

El nitrógeno es un alto estabilizador de la austenita y optimizador de la relación α/γ , y el utilizarlo como elemento aleante ha mejorado la soldabilidad de estos aceros. En la práctica, cualquier incremento del contenido de N en la aleación mejora su soldabilidad, favoreciendo la reaparición de la austenita ubicada en la zona afectada por el calor (ZAC) y en el cordón.^{3,7,9}



Figura 26. Micrografía por M.O. del cordón (ZF) de la muestra enfriada en agua, donde se aprecia una reaparición de la austenita con una morfología tipo placa en los límites de grano, y tipo placa y listón en el interior de los granos de la fase ferrítica. Nótese la formación de placas secundarias de austenita en las placas primarias (flechas). 200X.

Haciendo una comparación entre las muestras enfriadas en agua con las muestras enfriadas con aire forzado, en las micrografías representativas a las primeras se observa que las placas de austenita son más gruesas y más alargadas y con tendencia a la formación de placas secundarias de austenita. Por otra parte, ambas muestras poseen zonas donde la morfología y la fracción volumétrica de esta fase aparentan ser similares.



Figura 27. Micrografía por M.O. del cordón (ZF) de la muestra enfriada con aire forzado, donde se aprecia una reaparición de la austenita con una morfología tipo placa en los límites de grano, y tipo placa y listón en el interior de los granos de la fase ferrítica. 200X.

Nuevamente, la aparición de placas secundarias de austenita en las placas primarias localizadas en los límites de grano en el cordón o ZF evidencia de la posibilidad de no haberse alcanzado velocidades de enfriamiento muy altas en las muestras enfriadas en agua.

En cuanto a la fracción volumétrica de la austenita, el contenido de esta en la ZAC de la muestra enfriada con agua es levemente menor en comparación a la ZAC de la muestra enfriada con aire forzado. Por otro lado, la dureza es mayor en las muestras enfriadas en agua.

De manera general, en ambas muestras se aprecia una aceptable reaparición de la fase austenítica en la matriz ferrítica, tanto en la ZAC como en el cordón de soldadura.

Se debe tener presente que las propiedades del material, tanto en la zona afectada por el calor (ZAC) y en el cordón (ZF), dependen principalmente de la composición química del material inicial y del ciclo térmico de soldadura, las cuales son decisivos para las transformaciones y reacciones en esta zona.

El acero dúplex estudiado presenta un contenido de elementos aleantes no muy elevado, a excepción del contenido de Cr y N, que se encuentran en 22,5 y 0,18 % en peso respectivamente, considerados elevados y que fomentan la estabilización de la fase ferrita (α), el primero, y de la austenita (γ) el segundo. Esto es considerado como referencia para establecer que los cambios microestructurales se desarrollaron de manera óptima, generando una microestructura final post-soldadura limpia y con una aceptable reaparición de la austenita.^{1, 2, 3, 9, 10}

4.2. FRACCIÓN VOLUMÉTRICA DE FASES MAYORITARIAS DEL SAF 2205

El contenido de austenita en la estructura dúplex fue determinado mediante la aplicación de dos métodos distintos: el conteo manual de puntos (Point Counting) y por digitalización de imágenes con el programa computarizado Digital Micrograph 3.3.

4.2.1. Fracción volumétrica determinada por Conteo Manual

Aplicando la técnica de estereología cuantitativa de Fracción de Puntos P_p , se determinó la fracción volumétrica de la fase austenítica en las zonas del material afectadas térmicamente: la ZAC y el cordón o ZF. Fueron analizadas dos series de micrografías, una representando a las muestras enfriadas en agua (serie W) y la otra a las muestras enfriadas con aire forzado (serie A). Cada serie está constituida por diez micrografías representativas de la ZAC y diez micrografías del cordón de soldadura o ZF; estableciéndose un universo de 40 campos de estudio para la determinación de la fracción volumétrica. Posteriormente,

a cada micrografía le fue dispuesta la red cuadrículada, siendo el área de estudio toda la extensión de la micrografía.

Los resultados obtenidos para la serie W se encuentran en la tabla 3. En ellos se puede apreciar una disminución apreciable de la fracción volumétrica de la austenita en la ZAC cuyo valor promedio es 40,14%, comparado con el metal base (50%). La reducción de la fracción de austenita es producto de los cambios microestructurales que sufre el acero al ser soldado y por velocidades de enfriamiento post-soldadura rápidas, utilizando como medio de enfriamiento agua a temperatura ambiente, lo que reduce el tiempo de reaparición de la austenita a partir de los granos de ferrita δ .

En la figura 28 se puede apreciar una región de la ZAC de una muestra enfriada en agua, donde se obtuvo una fracción volumétrica de la fase austenita de 41%.

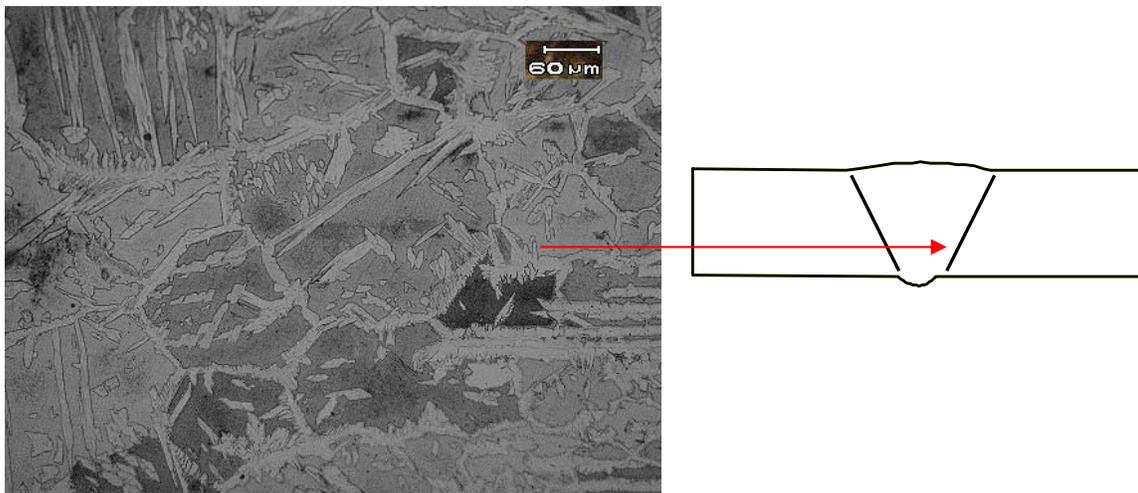


Figura 28. Micrografía por M.O. de una región de la ZAC de una muestra enfriada en agua.

$$V_V^\gamma = 0,41; r^\alpha = 0,45; r^\gamma = 0,55. 200X.$$

Respecto a la zona del cordón o zona de fusión, la austenita aumenta levemente su fracción volumétrica a 42,00%; lo que demuestra que el material posee una aceptable reaparición de

la austenita (γ), que mantiene en buen nivel la tenacidad del material en esta zona, evitando así su fragilidad. Esto es generado, principalmente, por el contenido de nitrógeno que posee el SAF 2205 estudiado (tabla 2), ya que este elemento le ofrece al material una buena soldabilidad, estrechando su ZAC, y es un gran estabilizador de la austenita y optimizador de la relación α/γ por excelencia.^{3, 7, 9}

Tabla 3. Promedio de los campos de observación que fueron ubicados sobre la austenita (P_γ) y la fracción volumétrica promedio (V_V^γ) de esta fase en cada zona de interés (ZAC y ZF), para el enfriamiento en agua.

SERIE W	P_γ	P_T	$P_P = V_V^\gamma$ (%)
ZAC	379	945	40,14
ZF	397	945	42,00

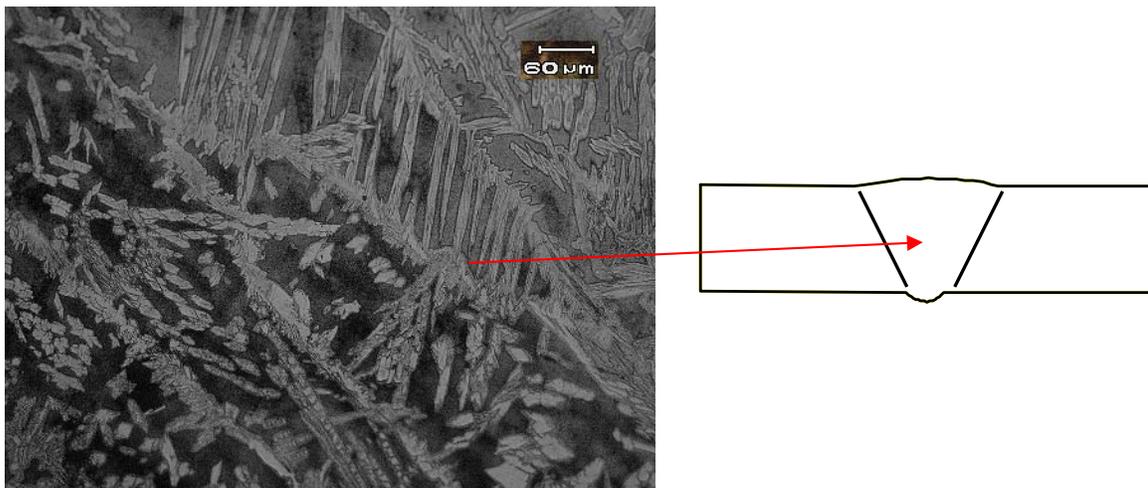


Figura 29. Micrografía por M.O. de una región de la ZF de una muestra enfriada en agua.

$$V_V^\gamma = 0,42; r^\alpha = 0,52; r^\gamma = 0,48. 200X.$$

En la figura 29 se presenta una región de la ZF de una muestra enfriada en agua, que presenta una fracción volumétrica de austenita de 42%.

Tabla 4. Promedio de los campos de observación ubicados sobre la austenita (P_γ) y la fracción volumétrica (V_{V^γ}) de esta fase en cada zona de interés (ZAC y ZF), para la serie A.

SERIE A	P_γ	P_T	$P_P = V_{V^\gamma}$ (%)
ZAC	390	945	41,23
ZF	391	945	41,42



Figura 30. Micrografía por M.O. de una región de la ZAC de una muestra enfriada con aire forzado.

$$V_{V^\gamma} = 0,43; r^\alpha = 0,35; r^\gamma = 0,65. 200X.$$

La tabla 4 describe los resultados de la medición de la fracción volumétrica de las muestras enfriadas con aire forzado (serie A). En esta serie, la ZAC presenta una fracción volumétrica de austenita de 41,23%, siendo ligeramente mayor a la medida en la serie anterior. Aunque el material se sometió a velocidades de enfriamiento más lentas, la

reaparición de la austenita a partir de los granos de ferrita, tanto en sus límites de grano como en el interior de los mismos, es similar al material enfriado en agua.

En cuanto a la ZF, ésta presenta un leve aumento en la fracción volumétrica de austenita siendo su valor 41,42%, similar al obtenido en el enfriamiento en agua (serie W).

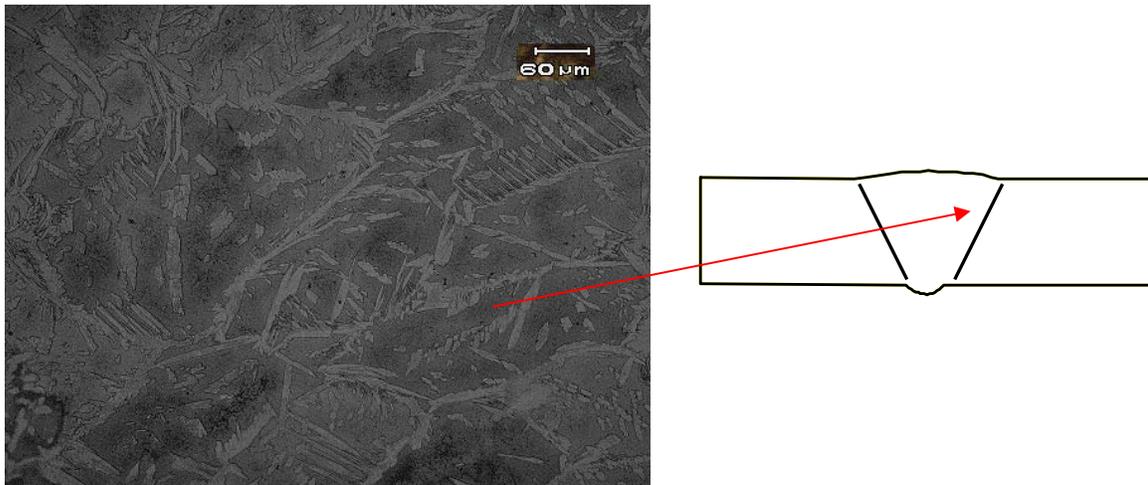


Figura 31. Micrografía por M.O. de una región de la ZF de una muestra enfriada con aire forzado.

$$V_v^\gamma = 0,42; r^\alpha = 0,44; r^\gamma = 0,56. 200X.$$

Al igual que en la serie anterior, se aprecia una buena reaparición de la austenita en las zonas afectadas térmicamente, promovida principalmente por la presencia notable de nitrógeno en ambas fases.

En ambos enfriamientos, el valor de la fracción de austenita obtenida en el cordón (ZF), comparándolo con el valor de la ZAC, es levemente mayor y se debe a que esta zona es la que solidifica y enfría primero. El calor generado en la ZF se disipa desde el cordón hacia el metal base, esto fomenta un aumento de la temperatura en las zonas adyacentes al cordón, específicamente la ZAC, a tal punto de superar la temperatura de transformación γ - δ . En esta zona del material, la proporción de las fases mayoritarias dependerán de los

niveles de temperaturas alcanzados en el proceso. Como puede apreciarse en el diagrama de fase del sistema Fe-Cr-Ni (figura 7), para que el sistema pueda mantenerse en un sistema bifásico ($\alpha + \gamma$), con un balance volumétrico de 50-50, es necesario que la temperatura no exceda los 1300 °C. Luego, durante el enfriamiento violento, la reaparición de la austenita en la ZAC se ve inhibida por las altas velocidades de enfriamiento desde las temperaturas mencionadas, retardando el mecanismo difusional de γ en la matriz de ferrita δ .

A diferencia de esta zona, el cordón posee un enfriamiento inicial lento previo al enfriamiento rápido post-soldadura (1 minuto)⁷, que permitió la formación de los núcleos y su crecimiento en los límites de grano y en su interior, generando una fase austenítica de mayor proporción volumétrica. A pesar de esto, en ambos enfriamientos la proporción de austenita final en la microestructura, tanto de la ZAC como del cordón, no presenta variación relevante; el valor promedio se establece entre 40% y 42%, (tablas 3 y 4).

En el apéndice I se presentan las mediciones de la fracción volumétrica de austenita en los 40 campos de estudio establecidos.

4.2.2. Fracción Volumétrica determinada por Digital Micrograph 3.3

Fueron seleccionadas y digitalizadas cuatro micrografías para la determinación de la fracción volumétrica de austenita, y así comparar valores con los determinados con la técnica de conteo manual.

La tabla 5 presenta la comparación entre los valores de la fracción volumétrica de austenita presente en las zonas afectadas térmicamente (ZAC y ZF) para ambos enfriamientos, determinados por Conteo Manual y el Digital Micrograph 3.3. Se aprecia una variación entre los valores de fracción volumétrica de la austenita determinados con la digitalización de imágenes, respecto a los valores obtenidos con la aplicación de la técnica de Fracción Puntual. Esto podría ser consecuencia de una interpretación no precisa por parte del programa computacional al seleccionar una partícula muy pequeña, y con dificultad de definición, de una fase, y considerarla perteneciente a la otra fase definida. En otras

palabras, las partículas muy pequeñas de una fase (definidas y contadas en el conteo de Fracción Puntual) posiblemente no fueron definidas por la digitalización (coloración), y formaron parte de la fracción de la otra fase. En las figuras 32 y 33, se detalla la digitalización de dos de las micrografías seleccionadas.

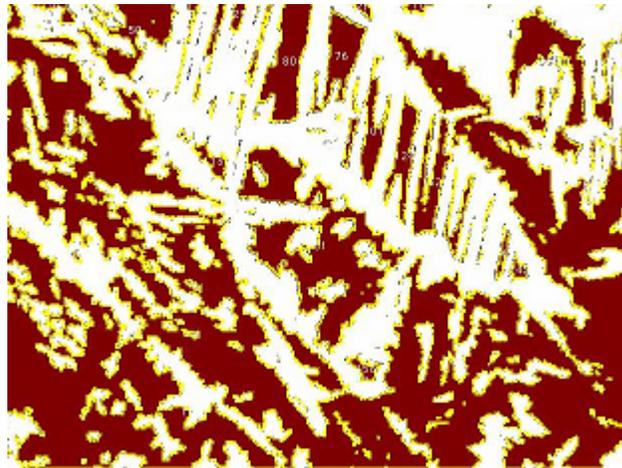


Figura 32. Micrografía digitalizada de la ZF de una muestra enfriada en agua. La fase clara es la austenita. V_V^{γ} (manual) = 46%; V_V^{γ} (digital) = 38%.

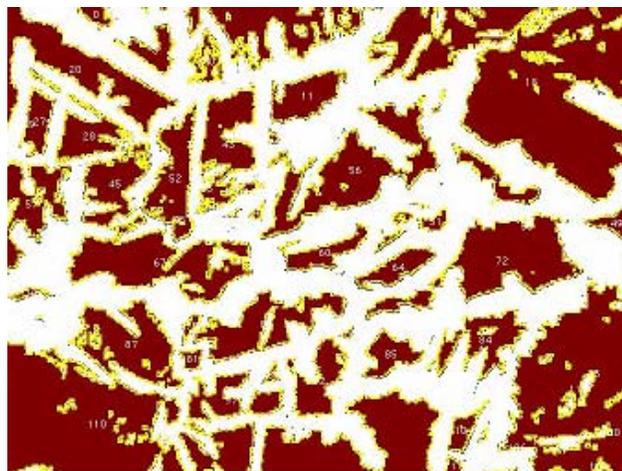


Figura 33. Micrografía digitalizada de la ZAC de una muestra enfriada con aire forzado. La fase clara es la austenita. V_V^{γ} (manual) = 39%; V_V^{γ} (digital) = 44%.

Tabla 5. Comparación entre valores de la fracción volumétrica de austenita presente en las zonas afectadas térmicamente, determinados por Conteo Manual y el Digital Micrograph 3.3.

Técnica	ZAC (% γ)		ZF (% γ)	
	Aire	Agua	Aire	Agua
Conteo Manual	39	38	42	46
Digitalización	44	37	45	38

De manera general, la diferencia tan estrecha entre los valores promedios de la fracción volumétrica determinados en la zona afectada térmicamente y en la zona de fusión, tanto para las muestras enfriadas en agua como las enfriadas con aire forzado, y que estos sean menores a 45%, pudiera deberse a que la técnica de soldadura aplicada prescinde de la utilización de material de aporte. La técnica de soldadura por gas de plasma se caracteriza por la unión de dos o más componentes mediante la fusión de estos, sin la necesidad de material de aporte.

Este material de aporte, utilizado en la soldadura de aceros inoxidable dúplex, es rico en elementos que favorecen la estabilidad de la fase austenita (Ni, N)¹, por lo que su aplicación favorece notablemente la formación de austenita a partir de la fase ferrita, cuando el sistema se encuentra a temperaturas elevadas. Al prescindir de la adición de material excedente, el acero soldado sólo cuenta con su contenido de elementos, como el níquel y el nitrógeno, para fomentar la formación de la austenita a partir de la ferrita δ , a elevadas temperaturas.

En otras técnicas de soldadura (GMAW y TIG), la utilización de material de aporte rico en elementos austenizadores fomenta la formación de la austenita a elevadas temperaturas, a partir de la ferrita; por lo que posiblemente la fracción volumétrica de la austenita en la ZAC y en el cordón puedan alcanzar valores mayores a 45%.¹²

Es sabido que un óptimo contenido de nitrógeno (> 0,15%) en la composición química del acero dúplex SAF 2205, mejora la soldabilidad del material y favorece la reaparición de la fase austenítica, principalmente en la zona de fusión (cordón).^{1, 2, 3, 7, 9, 10, 12} Esto reduce la posibilidad de que el material en esta zona disminuya su tenacidad y se fragilice. Cualquier incremento del contenido de N en la aleación dúplex generará un marcado enriquecimiento de este elemento en la austenita, fomentando su estabilización.

4.3 CARACTERIZACIÓN DE LA FERRITA Y LA AUSTENITA USANDO PARÁMETROS ESTEREOLÓGICOS

Con la aplicación de parámetros estereológicos, específicamente en la técnica de Fracción de Puntos P_P , se cuantificó la extensión en que una fase se encuentra incluida, o crece, en forma de racimos en la matriz de la otra fase. Esta extensión fue representada por la fracción de racimos de una fase localizados en el interior de los granos de la matriz de la otra fase.

Para hacer esta determinación, se realizó el conteo del número de racimos (clusters), de una fase localizados en el interior de los granos de la otra fase; sobre un área de estudio establecida. Para la obtención de la fracción de racimos, fueron utilizadas las siguientes expresiones:

$$r^{\alpha} = N_A^{\alpha} / (N_A^{\alpha} + N_A^{\gamma})$$

$$r^{\alpha} = 1 - r^{\gamma}$$

cuyo desarrollo práctico se presenta en el Apéndice II.

Los valores obtenidos en el estudio realizado a la serie W, se exhiben en la tabla 6. Estos valores se relacionan entre sí, obteniendo la curva mostrada en el gráfico 1. La curva obtenida en este gráfico presenta un comportamiento algo similar al planteado por la curva

de la figura 12, que es un modelo obtenido por simulaciones computarizadas de la transición continua entre las dos microestructuras de un arreglo tipo inclusión, (principalmente las inclusiones γ en una matriz α , donde $r^\gamma \rightarrow 1$ y $r^\alpha \rightarrow 0$, a valores bajos de V_V^γ ; y las inclusiones α en la matriz γ con $r^\alpha \rightarrow 1$ y $r^\gamma \rightarrow 0$, a elevados valores de V_V^γ), a un arreglo de tipo matriz.

Tabla 6. Valores obtenidos en la medición de la fracción de racimos o “clusters” de la ferrita y austenita en función a la fracción volumétrica de la austenita, para el enfriamiento en agua (serie W).

V_V^γ (%)	V_V^γ	r^α	r^γ
37,78	0,38	0,33	0,67
37,83	0,38	0,38	0,62
43,28	0,43	0,40	0,60
42,65	0,43	0,59	0,41
41,22	0,41	0,45	0,55
40,37	0,40	0,34	0,66
39,05	0,39	0,32	0,68
42,12	0,42	0,39	0,61
37,94	0,38	0,33	0,67
39,84	0,40	0,39	0,61
44,02	0,44	0,40	0,60
44,07	0,44	0,47	0,53
41,38	0,41	0,60	0,40
41,85	0,42	0,46	0,54
43,70	0,44	0,47	0,53
42,75	0,43	0,57	0,43
41,01	0,41	0,58	0,42
41,96	0,42	0,52	0,48

En la curva obtenida en el gráfico 1 se aprecia, de manera general, que a medida que la fracción volumétrica de la austenita se incrementa, la fracción de racimos de la ferrita

aumenta; el caso contrario ocurre tácitamente, donde la fracción de racimos de austenita disminuye con el aumento de la fracción volumétrica de la austenita. El gráfico 2 muestra las dos curvas separadas para su mejor definición.

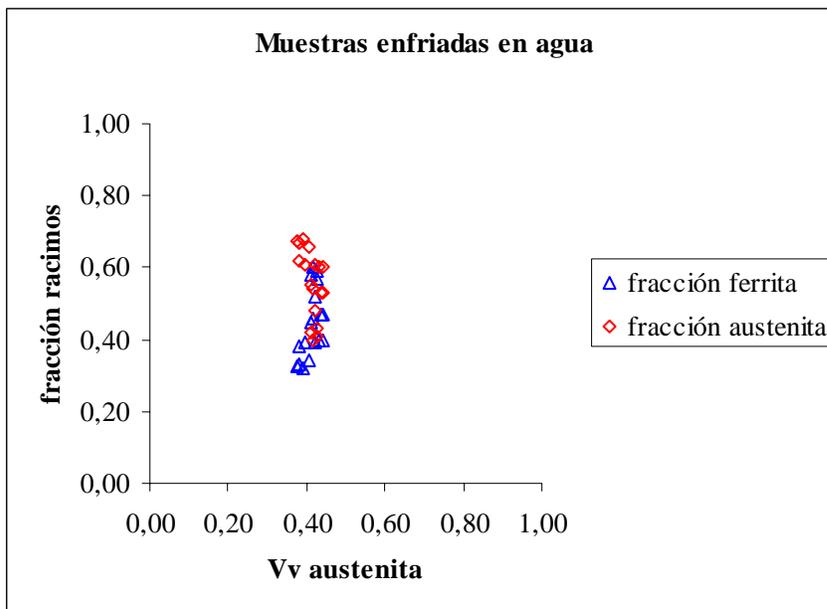
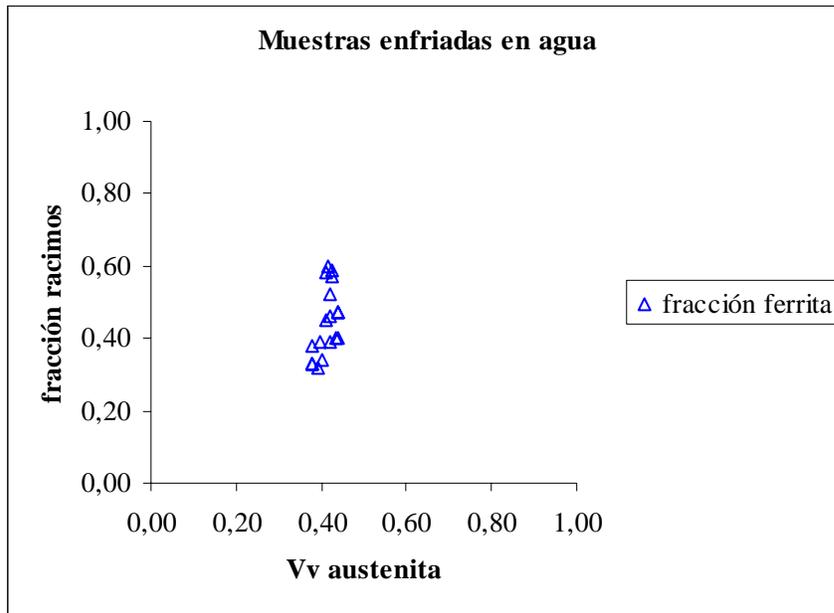
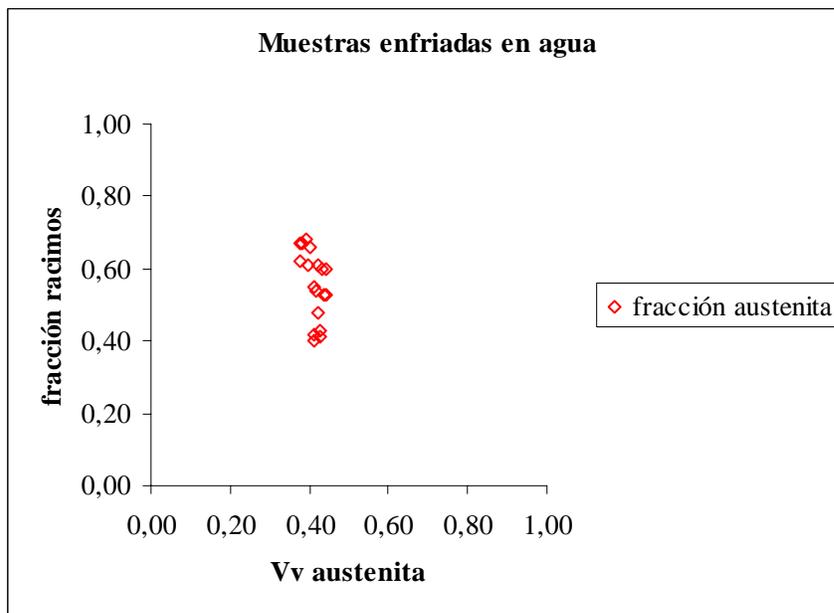


Gráfico 1. Fracción de racimos en función de la fracción volumétrica de la austenita, en el enfriamiento en agua. Se aprecia, de manera generalizada, la proporción directa entre la fracción de racimos de α y γ , y la fracción volumétrica de γ . Nótese una zona de transición topológica definida.

Ahora, de manera puntual, algunas de las áreas de la ZAC analizadas ofrecen un valor de r^α fuera del intervalo teórico planteado por Horvath. Para fracciones volumétricas de austenita comprendidas entre 38% y 39% se obtiene una fracción r^α comprendida entre 0,32 y 0,33, que se considera superior al máximo del intervalo establecido teóricamente entre 0,010 y 0,20 (figura N° 12).



(a)



(b)

Gráfico 2. Fracción de racimos en función de la fracción volumétrica de la austenita, en el enfriamiento en agua. Se aprecia, de manera generalizada, la proporción directa entre la fracción de racimos de α (a) y γ (b), y la fracción volumétrica de γ .

Para valores mayores de austenita, entre 40% y 43%, el intervalo de r^α se establece entre 0,40 y 0,60; superior al teórico. En la figura 28, se aprecia una micrografía con una fracción volumétrica de austenita de 41% y un r^α de 0,45.

Lo propio ocurre para algunas áreas analizadas del cordón, cuyos valores de fracción de austenita se encuentran entre 41% y 43%, y que arroja valores de fracción r^α comprendidos entre 0,52 y 0,60, considerado superior al máximo del intervalo establecido teóricamente entre 0,20 y 0,40 para una V_v^{γ} de esa magnitud (tabla 6). En la figura 29, se aprecia una micrografía con una fracción volumétrica de austenita de 42% y un r^α de 0,52.

En otros casos, para una fracción volumétrica de 42%, 43% y 44% los valores de fracción de racimos se establecen en 0,39, 0,40 y 0,40 respectivamente; considerándose valores dentro del intervalo teórico (figura 12).

En cuanto a las muestras enfriadas con aire forzado (serie A), los valores obtenidos en el estudio realizado se presentan en la tabla 7.

Estos valores se relacionan entre sí, obteniendo la curva mostrada en el gráfico 3. En comparación al comportamiento obtenido en las muestras enfriadas en agua, la curva para esta serie se presenta de manera más dispersa y la zona de transición no está bien definida.

Al analizar la data (tabla 7), se puede apreciar que para la mayoría de los valores de fracción volumétrica menores a 40%, los valores determinados de fracción de racimos se encuentran fuera del intervalo teórico establecido (0,00 a 0,20), oscilando entre 0,24 y 0,39; tanto para la ZAC como para el cordón.

Tabla 7. Valores obtenidos en la medición de la fracción de racimos o “clusters” de la ferrita y austenita en función a la fracción volumétrica de la austenita, para el enfriamiento con aire forzado (serie A).

V_V^γ (%)	V_V^γ	r^α	r^γ
41,80	0,42	0,38	0,62
41,27	0,41	0,39	0,61
38,73	0,39	0,28	0,72
40,11	0,40	0,30	0,70
36,72	0,37	0,24	0,76
35,82	0,36	0,30	0,70
41,22	0,41	0,29	0,71
43,07	0,43	0,35	0,65
42,01	0,42	0,39	0,61
46,14	0,46	0,45	0,55
42,70	0,43	0,30	0,70
36,35	0,36	0,32	0,68
38,99	0,39	0,27	0,73
41,75	0,42	0,44	0,56
46,30	0,46	0,33	0,67
43,70	0,44	0,26	0,74
38,31	0,38	0,39	0,61
39,95	0,40	0,34	0,66

Para valores de fracción volumétrica superiores a 40%, los valores obtenidos de fracción de racimos se encuentran, en su mayoría, dentro del intervalo teórico establecido para esas magnitudes (0,20 a 0,40, figura 12). En las figuras 30 y 31, se aprecian micrografías de la ZAC y ZF con una fracción volumétrica de austenita de 43% y 42%, y un r^α de 0,35 y 0,44; respectivamente.

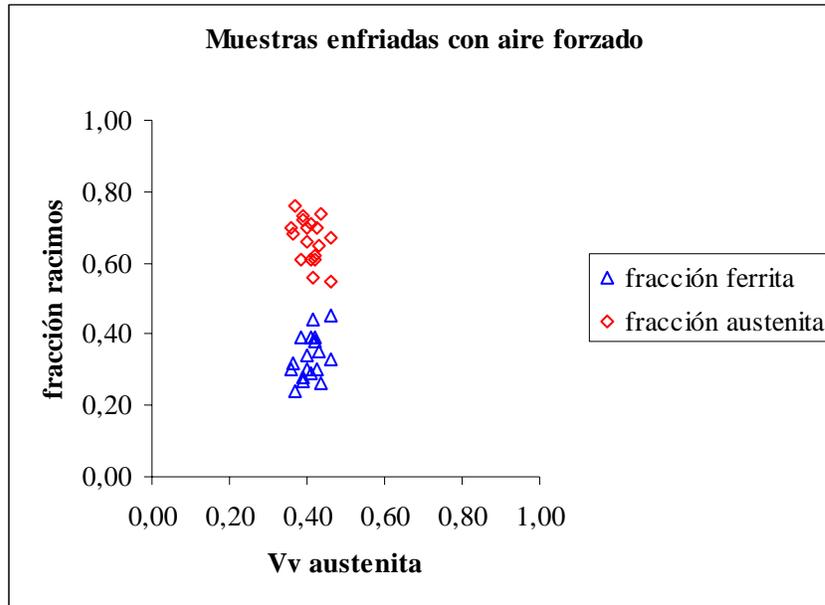


Gráfico 3. Fracción de racimos de α y γ en función de la fracción volumétrica de la austenita, en el enfriamiento con aire forzado. A diferencia con el gráfico anterior, se aprecia una menor proporción entre la fracción de racimos de α y la fracción volumétrica de γ ; la tendencia de la curva es menos estrecha, y la zona de transición topológica no se define.

En el modelo teórico de Horvath⁴, tanto r^α como r^γ presentan una transición brusca como resultado del cambio de las topologías microestructurales de ambas fases mayoritarias, de un arreglo de tipo inclusión a un arreglo de tipo matriz. En los gráficos 1, 2 y 3, se aprecia que la curva está limitada en cuanto a fracción volumétrica de austenita, en comparación a la curva simulada por computadora para microestructuras idealizadas al azar (figura 12), ya que las fracciones volumétricas determinadas en este trabajo para el acero dúplex 2205 soldado presentan un mínimo de 35,82% y un máximo de 46,30%.

El intervalo de transición determinado experimentalmente en este trabajo de investigación, tanto para las muestras enfriadas en agua como las enfriadas con aire forzado, se ve desplazado hacia valores de V_v^γ (40% aproximadamente) inferiores a los esperados para

microestructuras dúplex aleatorias (50%, figura 12). De acuerdo con este comportamiento, se puede inferir que durante alguna etapa del proceso de enfriamiento post-soldadura del acero, la austenita secundaria reaparece de tal forma que se convierte en matriz del material, mientras que la ferrita pasa a tener una topología microestructural de tipo inclusión. Este fenómeno se supone que ocurre durante un intervalo de tiempo muy corto a consecuencia de las altas velocidades de enfriamiento posteriores al proceso de soldadura, por lo que la austenita pasa de ser matriz a inclusión, siendo nuevamente la fase ferrítica la matriz a temperatura ambiente.

En el trabajo de Horvath y colaboradores⁴, el intervalo de transición se presentó en valores de V_V^γ superiores a 50% (60% aproximadamente). Cabe destacar que la investigación mencionada no se desarrolló para soldaduras sino para tratamientos térmicos, específicamente, tratamientos de recocido⁴.

Por otro lado, se puede apreciar que en las muestras enfriadas con aire forzado (serie A), la fracción de racimos de ferrita (r^α) en el interior de los granos de austenita es menor a la misma fracción de las muestras enfriadas en agua (serie W). De acuerdo con la data presente en la tabla 7, r^α muestra un intervalo comprendido entre 0,20 y 0,44, en comparación con el intervalo establecido en las muestras enfriadas en agua, comprendido entre 0,30 y 0,59. Esto posiblemente se deba a que a una mayor velocidad de enfriamiento promueve una mayor velocidad de nucleación, que para el caso de las muestras enfriadas en agua, se ve favorecida una mayor formación de la fase ferrítica estable a temperatura ambiente. En otras palabras, en el material enfriado en agua la transición de la topología microestructural de la ferrita de un arreglo de tipo inclusión al arreglo de tipo matriz se desarrolla en mayor grado, en comparación con el material enfriado con aire forzado.

Es de importancia acotar que en el estudio de las muestras enfriadas en agua se aprecia una zona de transición más definida (gráfico 1), en comparación con el enfriamiento con aire forzado (gráfico 3). Esta zona representa una tendencia 60-40 de la relación ferrita / austenita, lo que permite que los parámetros r^α , r^γ , V_V^γ y V_V^α sean considerados como

referencias apropiadas para describir las propiedades de un acero dúplex, luego de ser tratados térmicamente.

4.4. OBSERVACIÓN POR MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO

Mediante la observación con el microscopio electrónico de barrido, se pudo evaluar la presencia de fases minoritarias, así como otros detalles microestructurales de las fases mayoritarias. Mediante la aplicación de un análisis químico puntual (E.D.X.) se obtuvo la evaluación de la composición química de las fases mayoritarias y de otras partículas de interés, en las tres zonas de estudio: metal base, zona afectada por el calor y la zona de fusión. En los resultados obtenidos se evidencia la presencia de partículas extrañas a la matriz del acero, en las tres zonas de estudio.

En las figuras 34 a la 38, se evidencia la presencia de partículas extrañas a la matriz del material, tanto en el metal base como en las zonas afectadas térmicamente (ZAC y ZF). En el metal base de las muestras enfriadas en agua, las partículas presentan una morfología redondeada y/u ovalada, con un tamaño comprendido entre 4 y 8 μm , figura 34. De igual manera se presentan partículas con tendencia alargada, con un tamaño de 8 μm aproximadamente, figura 35. En la ZAC se evidenciaron partículas redondas, figura 36. En el cordón se evidenció la presencia de partículas extrañas, que se presume podrían ser carburos y /o nitruros, figura 39.

En el metal base de las muestras enfriadas con aire forzado, las partículas también presentan una morfología alargada y redondeada con tamaños entre 5 y 8 μm , figuras 37 y 38, respectivamente. En la zona afectada por el calor y en la zona de fusión se evidenció la presencia de de partículas extrañas, que se presume podrían ser carburos y /o nitruros, figura 40 y figura 41.

Los análisis químicos puntuales (E.D.X.) practicados sobre las partículas extrañas (figuras 34 a la 38), el tamaño de éstas y su presencia a lo largo de todo el material evidencian que

estos precipitados no son fases perjudiciales que aparecen en los aceros dúplex producto de los procesos de soldadura (sección 2.6), ya que los elementos mayoritarios que los conforman son aluminio, calcio, silicio, magnesio y oxígeno.

El origen de estas partículas extrañas es difícil de establecer ya que no son precipitados producidos por los procesos de soldadura aplicados en estos aceros. Por un lado, la técnica de soldadura aplicada (PAW) se caracteriza por ser limpia y generar poca distorsión microestructural en las zonas afectadas térmicamente; además de contar con la protección de un gas inerte como el argón. Por otro lado, dichas partículas aparecen a lo largo de todo el material: metal base, zona afectada por el calor y la zona de fusión; y esta última no presenta material de aporte.

Los elementos antes mencionados son constituyentes principales de escorias y de componentes refractarios de hornos, por lo que se considera que estas partículas son impurezas adquiridas por el acero durante su proceso de fabricación.

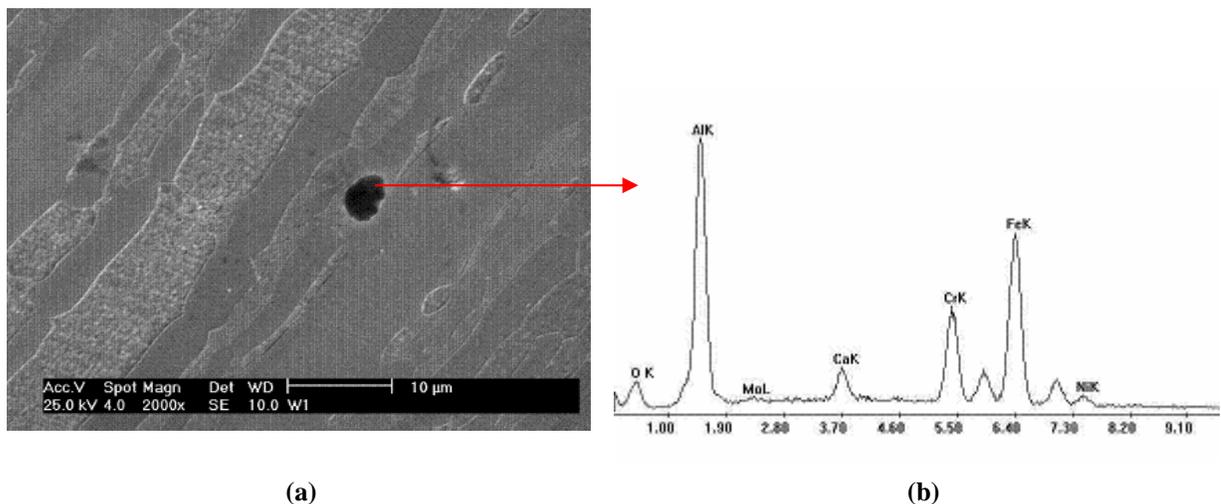


Figura 34. Partícula de fase minoritaria, de morfología redondeada, presente en el metal base de una muestra enfriada en agua. (a) Micrografía por M.E.B. 2000X. (b) Espectro de análisis químico puntual (E.D.X.).

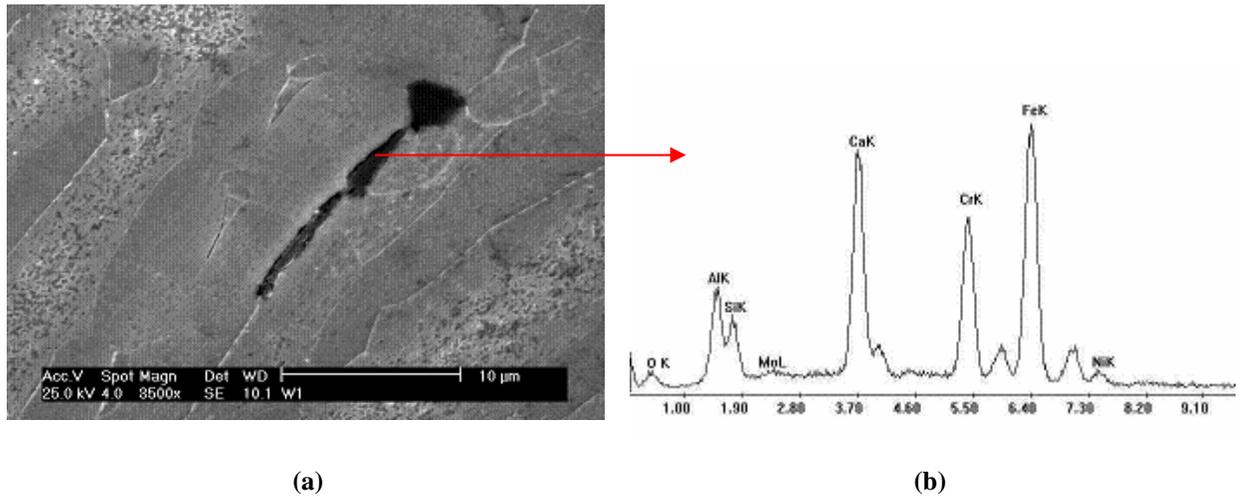


Figura 35. Partícula de fase minoritaria, de morfología alargada, presente en el metal base de una muestra enfriada en agua. (a) Micrografía por M.E.B. 3500X. (b) Espectro de análisis químico puntual (E.D.X.).

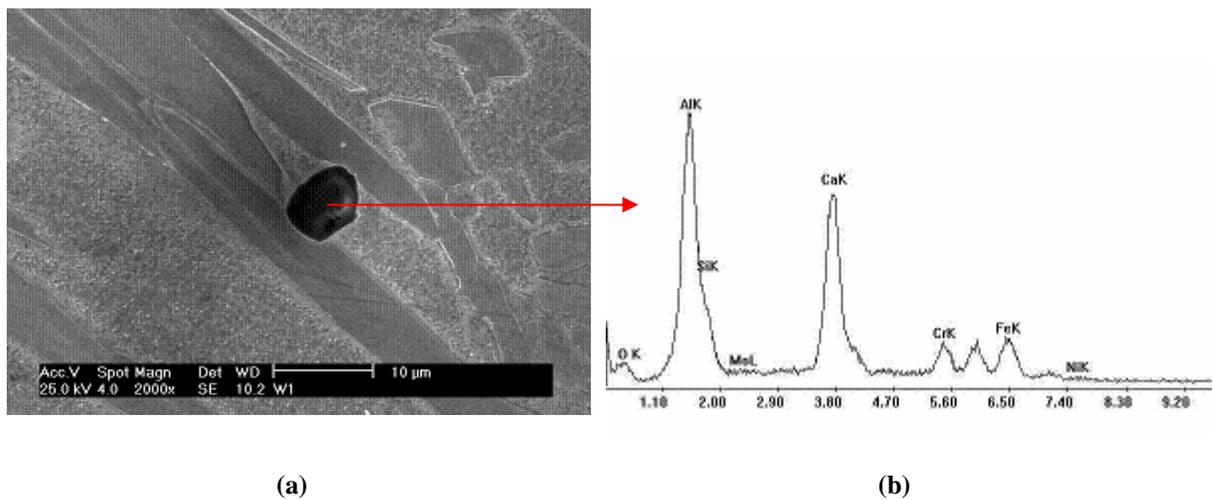


Figura 36. Partícula de fase minoritaria, de morfología redondeada, presente en la ZAC de una muestra enfriada en agua. (a) Micrografía por M.E.B. 2000X. (b) Espectro de análisis químico puntual (E.D.X.).

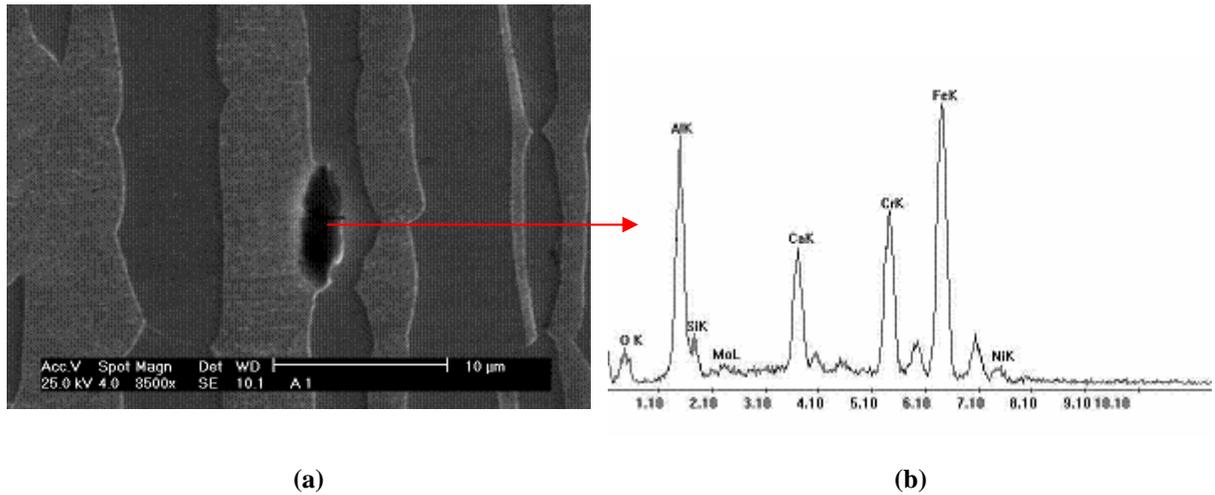


Figura 37. Partícula de fase minoritaria, de morfología alargada, presente en el metal base de una muestra enfriada con aire forzado. (a) Micrografía por M.E.B. 3500X. (b) Espectro de análisis químico puntual (E.D.X.).

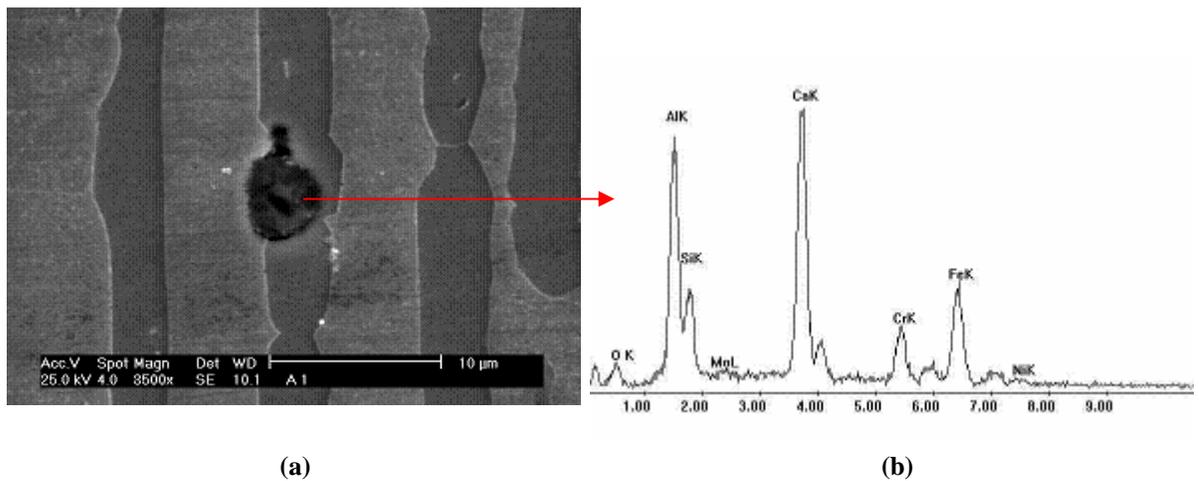


Figura 38. Partícula de fase minoritaria, de morfología redondeada, presente en el metal base de una muestra enfriada con aire forzado. (a) Micrografía por M.E.B. 3500X. (b) Espectro de análisis químico puntual (E.D.X.).

Estas partículas extrañas pueden ser producto de reacciones metal-escoria, escoria atrapada o desprendimiento de material refractario del horno. La presencia de éstas en el acero es muy limitada, por lo que se consideran no perjudiciales para sus propiedades mecánicas. En la evaluación de algunas de estas propiedades, como la tenacidad de impacto, realizada por Quintero⁷ (2002), los valores medidos no reflejan que hayan sido afectadas por la presencia de las partículas observadas posteriormente a dicho trabajo.

Por otro lado, se evidencia la presencia de porosidades en las zonas de estudio, específicamente en la ZF de las muestras enfriadas en agua, y en la ZAC y ZF de las muestras enfriadas con aire forzado. Los espectros de E.D.X. (figuras 39 a 41) muestran que estos espacios vacíos no presentan variación en la composición química con respecto a la matriz; los elementos principales que aparecen son cromo, níquel e hierro.

Estas porosidades son producto, posiblemente, del desprendimiento de las partículas que ocupaban estos espacios vacíos durante el proceso de preparación metalográfica del material (desbaste y pulido), y/o son el producto del ataque químico aplicado.

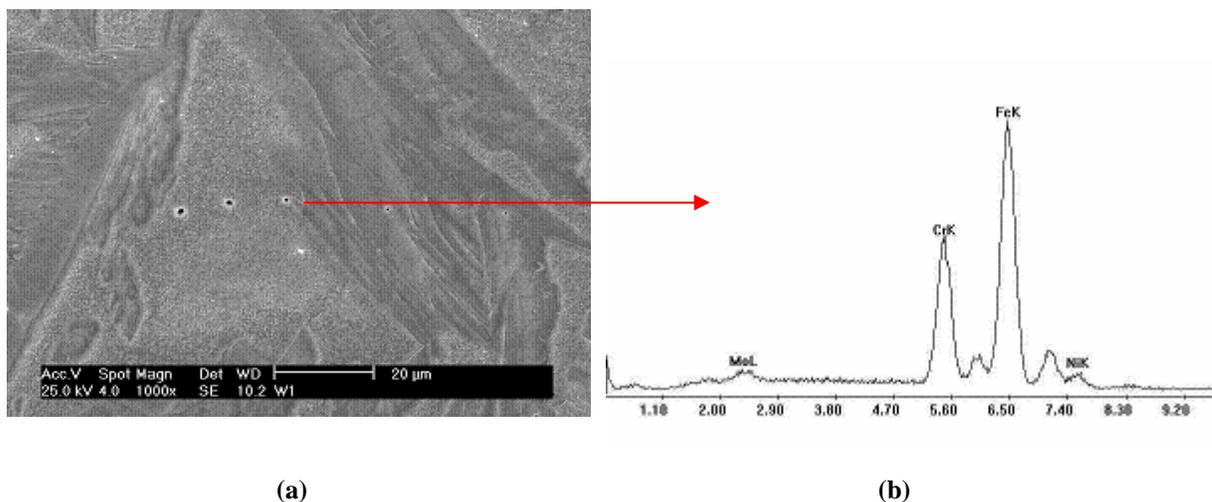


Figura 39. Partículas extrañas (posibles carburos y/o nitruros) en la ZF de una muestra enfriada en agua. (a) Micrografía por M.E.B. 1000X. (b) Espectro de análisis químico puntual (E.D.X.).

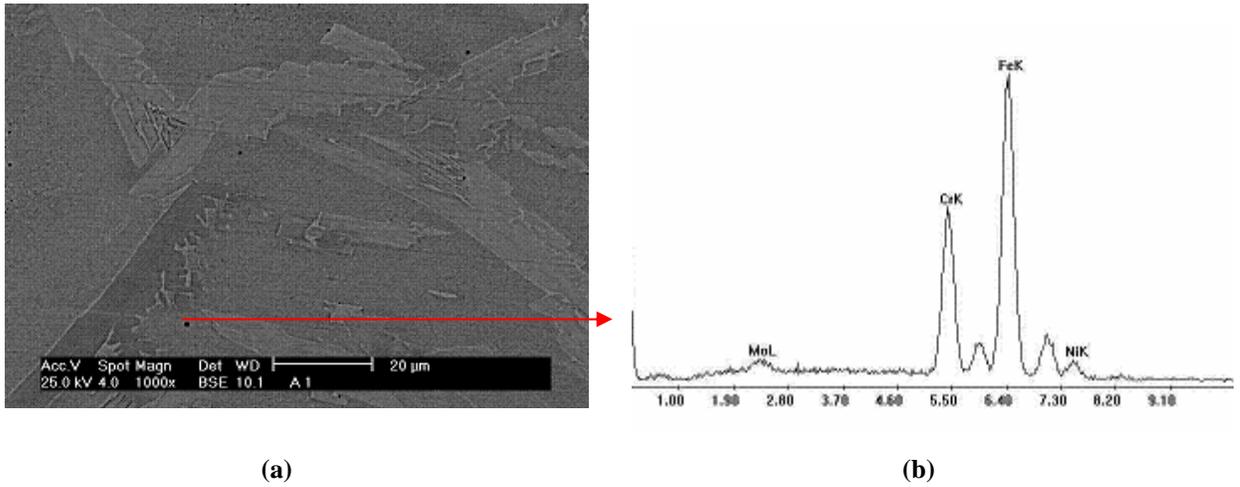


Figura 40. Partículas extrañas (posibles carburos y/o nitruros) en la ZAC de una muestra enfriada con aire forzado. (a) Micrografía por M.E.B. 1000X. (b) Espectro de análisis químico puntual (E.D.X).

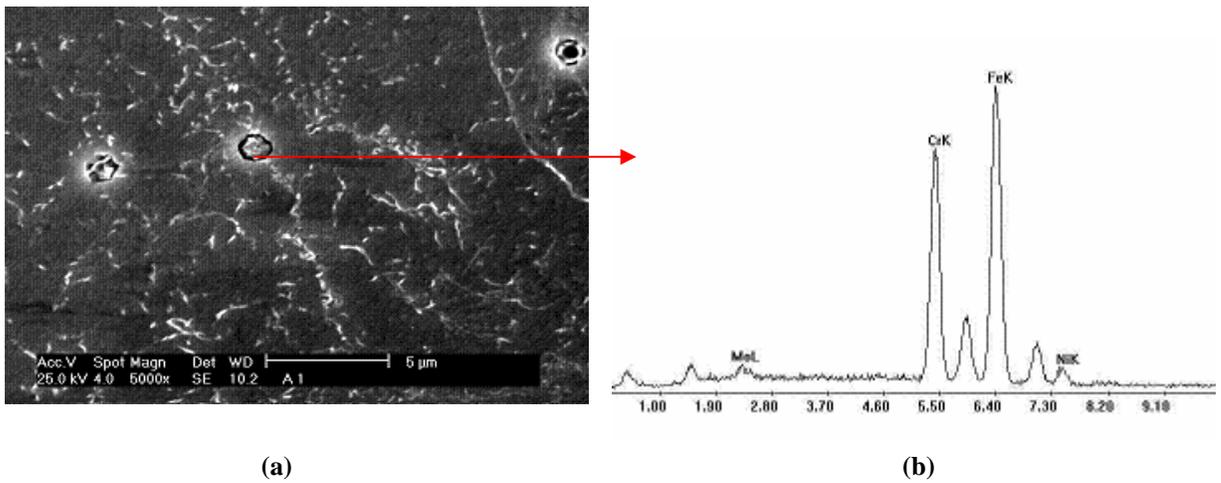


Figura 41. Partículas extrañas (posibles carburos y/o nitruros) en la ZF de una muestra enfriada con aire forzado. (a) Micrografía por M.E.B. 5000X. (b) Espectro de análisis químico puntual (E.D.X).

4.5. DUREZA

La dureza de las tres zonas estudiadas del material fue medida mediante indentaciones estáticas configuradas por barridos horizontales realizados a las superficies estudiadas, tanto a las muestras enfriadas en agua como las enfriadas con aire forzado. Los cuadros descriptivos presentados en el Apéndice III muestran los datos representativos de cada huella indentada en cada superficie de estudio, para ambas muestras. La zona afectada por el calor es una zona muy estrecha por lo que no pudo estar bien definida al momento de aplicar el ensayo. Por esta razón se optó a describirla como una zona única llamada zona de transición (ZT), que abarca desde la zona afectada térmicamente del metal base y la ZAC limitante al cordón.

Los valores de dureza Vickers obtenidos varían según el enfriamiento aplicado: agua o aire forzado. Esto es consecuencia de los cambios microestructurales generados por la soldadura, en las zonas afectadas térmicamente (ZT y ZF). Así mismo, esta propiedad varía desde la raíz de la soldadura (barrido inferior) hacia su zona superior (barrido superior).

En el enfriamiento en agua, la dureza obtenida en la zona de transición del barrido inferior presenta una variación entre 223 y 259 Hv; mientras que el superior presenta una variación entre 248 y 271 Hv. En la zona del cordón, la dureza en el barrido inferior varía entre 241 y 246 Hv; mientras que el superior varía entre 264 y 269 Hv.

En el enfriamiento con aire forzado, la dureza en la ZT del barrido inferior presenta un intervalo entre 192 y 234 Hv; mientras que el superior arroja valores entre 208 y 248 Hv. Por su parte, la ZF muestra una variación de dureza entre 208 y 210 Hv en el barrido inferior; mientras que la sección superior del cordón el intervalo se establece entre 210 y 243 Hv.

Debe tenerse presente que el barrido inferior es el más cercano a la raíz de la junta soldada, donde la microestructura presente está constituida por una fase austenítica con una morfología de tipo listón en comparación a las secciones superiores de la junta (morfología acicular). Por esta razón, la dureza en esta sección inferior del cordón es menor.

Los valores promedios de dureza obtenidos en cada zona del barrido correspondiente y de cada modo de enfriamiento se muestran en la tabla 8. Estos resultados reflejan un incremento de dureza desde la raíz de la soldadura hacia la sección superior del cordón, tanto en el enfriamiento en agua como en aire forzado; siendo mayor en el primero.

Tabla 8. Dureza promedio en las zonas afectadas térmicamente por la soldadura.

Hv	ZT		ZF (cordón)	
Barrido	Aire	Agua	Aire	Agua
Inferior	213	247	209	244
Superior	229	259	228	267

El valor de dureza promedio del metal base para el enfriamiento en agua se estableció en 259 Hv, y para el enfriamiento con aire forzado en 248 Hv. Como se ha determinado con las zonas afectadas térmicamente, esta variación de dureza se debe al modo de enfriamiento aplicado.

Nótese que para ambos enfriamientos la dureza disminuye desde el metal base hacia la zona de transición, pero luego se incrementa en la zona de fusión o cordón (tabla 9). Algunas investigaciones¹⁷ han determinado que la fase ferrítica presenta una dureza mayor que la austenítica. Esto podría explicar el incremento de la dureza en la zona del cordón, ya que esta zona presenta una disminución apreciable, con respecto al metal base, de la fracción volumétrica de la austenita, estableciéndose en 42% aproximadamente. Pero se conoce que la fase ferrita es más blanda que la austenita, por lo que el incremento de dureza podría estar asociado a la presencia de precipitados de carburos y/o nitruros en la zona del cordón, y no al incremento de la fracción volumétrica de ferrita en dicha zona.

En los gráficos 5 y 6 se presentan los perfiles de dureza Vickers obtenidos en ambos barridos (superior e inferior), en las muestras enfriadas en agua y con aire forzado, respectivamente.

Tabla 9. Valores promedio de la dureza medidos en las muestras enfriadas en agua (serie W) y con aire forzado (serie A).

Dureza Hv	MB	Transición	ZF (cordón)
Agua	256	253	259
Aire	248	221	222

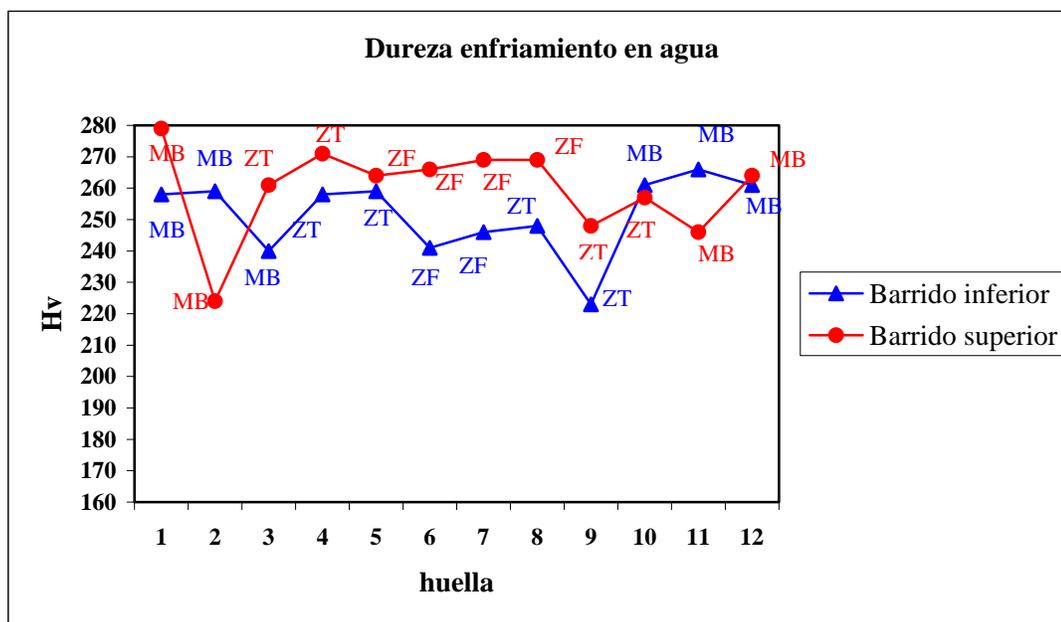


Gráfico 4. Perfil de dureza de las muestras enfriadas en agua.

Cabe destacar que la muestra enfriada agua presentó valores de dureza superiores a los obtenidos en la muestra enfriada con aire forzado, lo que confirma el incremento de esta propiedad del material al ser sometido a mayores velocidades de enfriamiento.

Por otra parte, los promedios de dureza obtenidos en cada zona de estudio son un poco inferiores al promedio establecido para el metal base de un acero inoxidable dúplex, en su

condición de recibido (260 Hv)^{6, 9}; lo que podría considerarse como valores aceptables, principalmente en la muestra enfriada en agua.

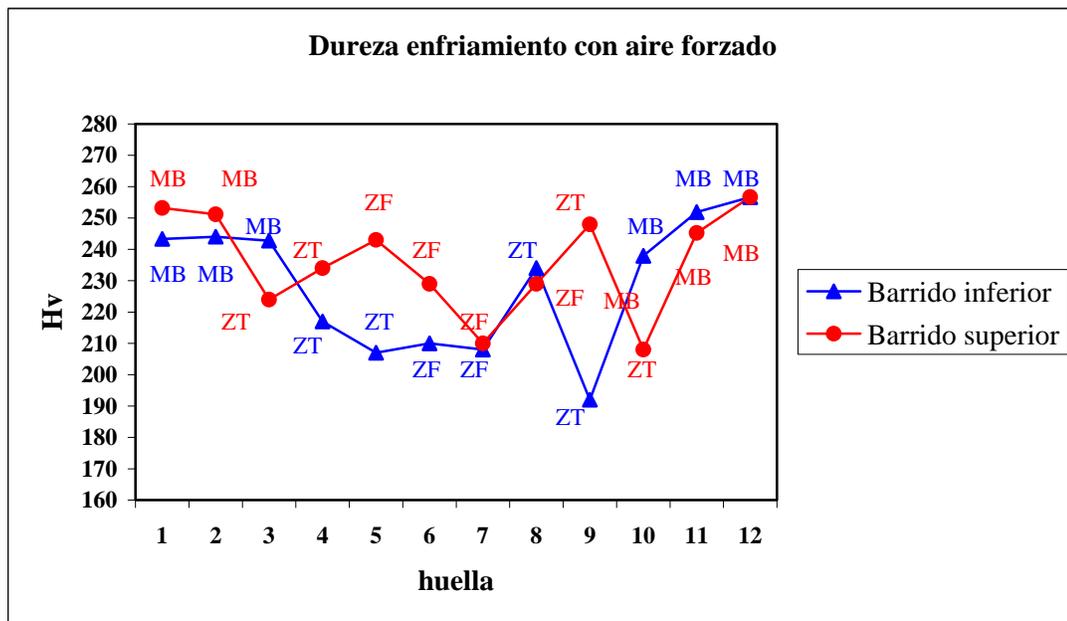


Gráfico 5. Perfil de dureza de las muestras enfriadas con aire forzado.

CAPÍTULO V

5. CONCLUSIONES

- El acero dúplex estudiado presenta zonas afectadas térmicamente (ZAC y ZF) con una microestructura modificada por el proceso de soldadura aplicado. Tanto las muestras con enfriamiento en agua como con aire forzado, presentan una microestructura bifásica de ferrita y austenita, donde esta última se presenta con una estructura de tipo Widmanstätten o acicular, típica de enfriamientos rápidos y moderadamente rápidos.
- En la microestructura de las zonas afectadas térmicamente, la austenita se reduce en su fracción volumétrica a un valor promedio de 40%, en comparación con la microestructura del metal base.
- La velocidad de enfriamiento no influyó en la fracción volumétrica final de la austenita presente en las zonas afectadas térmicamente (ZAC y ZF). Ambos enfriamientos presentaron una proporción en volumen de austenita de 40% a 42% en estas zonas.
- La diferencia tan estrecha entre la proporción volumétrica de austenita determinada en la zona afectada térmicamente y en la zona de fusión, tanto en el enfriamiento en agua como con aire forzado, y que esta sea menor a 45%, se debe a que la técnica de soldadura aplicada prescinde de la utilización de material de aporte. Al suprimir este material excedente, rico en elementos austenizadores, el acero soldado sólo cuenta con su contenido de elementos, como el níquel y el nitrógeno, para fomentar la formación de la austenita a partir de la ferrita, a elevadas temperaturas.
- Para establecer la efectividad de las técnicas de Conteo Puntual Manual y de digitalización de imágenes (utilizando el programa computacional “Digital Micrograph 3.3”) en la determinación de la fracción volumétrica de la austenita, es necesario definir

patrones de comparación con valores de la fracción real de la fase de interés, a fin de poder corroborar cuál de las dos técnicas posee mayor precisión en la determinación de la fracción volumétrica.

- La determinación de la fracción de racimos (r) de las fases mayoritarias, presenta un comportamiento semejante al modelo teórico planteado por Horvath y colaboradores en sus investigaciones. A medida que la fracción volumétrica de la austenita se incrementa, la fracción de racimos (r^α) de la ferrita aumenta y viceversa, la fracción de racimos de austenita (r^γ) aumenta con el aumento de la fracción volumétrica de la ferrita.
- El intervalo de transición determinado experimentalmente tanto para el enfriamiento en agua como con aire forzado, se ve desplazado hacia valores de V_V^γ (40% aproximadamente) inferiores a los esperados para microestructuras dúplex aleatorias (50%).
- En el enfriamiento en agua la transición de la topología microestructural de la ferrita de un arreglo de tipo inclusión al arreglo de tipo matriz se desarrolla en mayor grado, en comparación con el enfriamiento con aire forzado. Esto se debe a que a una mayor velocidad de enfriamiento promueve una mayor velocidad de nucleación, que para el caso del enfriamiento en agua, se ve favorecida una mayor formación de la fase ferrítica estable a temperatura ambiente.
- Las observaciones por microscopía electrónica de barrido y los microanálisis realizados en el acero, evidencian la presencia de inclusiones en la matriz del material, constituidas por elementos como calcio, aluminio, silicio y magnesio. Esta composición química, su tamaño de partícula promedio (6 μm) y su presencia tanto en el metal base como en las zonas afectadas térmicamente, son evidencias de que dichas partículas no son producto del proceso de soldadura aplicado. Su presencia es limitada por lo que su efecto sobre las propiedades del acero no es perjudicial.

- La dureza determinada en las muestras enfriadas en agua presentó un valor superior a la determinada en el enfriamiento con aire forzado, lo que indica que una mayor velocidad de enfriamiento produjo un incremento de la dureza del material en la junta soldada.
- La dureza del material en la sección superior de la superficie de estudio (zona superior del cordón) es mayor que en la sección inferior (cercana a la raíz del cordón), en ambos modos de enfriamiento, asociada a la posible presencia de precipitados muy finos, como carburos y/o nitruros.

CAPÍTULO 6

6. RECOMENDACIONES

- Aplicar la técnica de Conteo Manual para la determinación de la fracción volumétrica de las fases mayoritarias en aceros inoxidable dúplex grado SAF 2205, sometidos a otras técnicas de soldadura, especialmente las que utilizan material de aporte (GTAW, TIG, MIG); basándose en la norma ASTM 562 – 76.
- Aplicar la técnica de Conteo Manual para la determinación de la fracción de racimos (r) de las fases mayoritarias en aceros inoxidable dúplex grado SAF 2205, sometidos a otras técnicas de soldadura, especialmente las que utilizan material de aporte. De esta manera, se podrá determinar la extensión en que una fase se presenta con una microestructura de tipo inclusión en la matriz de otra fase, para fracciones volumétricas de austenita superiores a 45%, y comparar con el modelo teórico planteado por Horvath y colaboradores.⁴
- Realizar replicas de extracción para observación por microscopía electrónica de transmisión al acero dúplex soldado por arco de plasma (PAW), con el objetivo de determinar la posible presencia de fases intermetálicas producto del proceso de soldadura, como la fase sigma (σ), y de inclusiones, como nitruros y/o carburos, en las zonas afectadas térmicamente del material.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. PETTERSON, C-O.; and FAGER, S-A., “Welding practice for the Sandvik duplex stainless steels SAF 2304, SAF 2205 and SAF 2507”. *R&D CENTRE AB Sandvik Steel*. Sweden, 1991.
2. NILSSON, J-O., “Super duplex stainless steels. AB Sandvik Steel”. Paper presented in *Materials Science and Technology*, august 1992, Vol. 8, 685-700.
3. CHARLES, J., “Special stainless steels, present grades and future development”. *CLI / Creusot-Loire Industrie*, France, 1997, pp.587-602.
4. HORVATH, W.; et al. “Microstructures and yield strength of nitrogen alloyed super duplex steels”. *Acta Materialia*. 1997, Vol. 45, N° 4, pp. 1645-1654.
5. REINA GÓMEZ, Manuel, “Soldadura de los aceros. Aplicaciones”. Segunda edición, Madrid, 1998.
6. WELDING HANDBOOK, “Welding Processes”. 8th edition, Vol. 2, chapter 10. Miami, USA, 1995, pp. 330-350.
7. QUINTERO, M. “Estudio y caracterización de un acero inoxidable Dúplex SAF 2205 soldado por arco de plasma a través de la técnica ojo de cerradura.” Trabajo Especial de Grado. Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales, U.C.V. Caracas. 2002.
8. AWS / Manual de Soldadura. 8ª edición, Tomo II. México, 1996, pp. 329-350.

9. ASM METAL HANDBOOK, "Welding, brazing and soldering". Vol. 6. USA. 1995, pp. 471-481.
10. KARLSSON L., "Intermetallic phase precipitation in duplex stainless steels and weld metals: metallurgy, influence on properties, welding and testing aspects". *Welding Research Council*. Bulletin 438, New York, 1999.
11. JIMÉNEZ, J.A.; *et al.* "Characterization of a δ / γ duplex stainless Steel". *Journal of Materials Science*. 2000, pp. 907-915.
12. MUSAUEL, C.; "Caracterización por Microscopía Óptica y Electrónica de los aceros inoxidables Dúplex 2205, después del proceso de soldadura GMAW". Trabajo Especial de Grado. Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales, U.C.V. Caracas. 2003.
13. UNDERWOOD, E.; "Quantitative Stereology". Addison-Wesley Publishing Co. Phillipines. 1970, pp. 1-46.
14. CREPEAU, P.N.; GOKHALE, A.M.; MEYERS, C.W.; "Quantitative Analysis of Cast Microstructures". *Journal of the Minerals, Metals and Materials*. 1989. 16-21.
15. ASM METAL HANDBOOK, "Metallography and Microstructures". Vol. 9. USA. 1995, pp. 123-135.
16. ASTM, "Standard Recommended Practice for DETERMINING VOLUME FRACTION BY SYSTEMATIC MANUAL POINT COUNT". ASTM E 562 – 76. 1980.

17. KORDATOS, J.; et al.; “The effect of cooling rate on the mechanical and corrosion properties of SAF 2205 duplex stainless steels welds”. *Scripta Materiala*. Vol. 44, 2001, pp. 401-408.
18. LARSSON, B.; LUNDQVIST, B.; “Fabricating ferritic-austenitic stainless steels”. *R&D CENTRE AB Sandvik Steel*. Second Edition, Sweden, 1987.
19. HORVATH, W.; PRANTL, W.; WERNER, E.; and STÜWE, H.P.; “Influence of thermal cycling on the microstructure of a ferritic-Austenitic Duplex Stainless Steel”. *Materials Characterization, Elsevier Science*. New York. 1995, pp.277-285.
20. SUUTALA, N.; et al.; “The relationship between solidification and microstructure in Austenitic and Austenitic-Ferritic Stainless Steel welds”. *Metallurgical Transactions A*. Vol. 10A, 1979, pp. 512-514.
21. SUUTALA, N.; et al.; “Single-phase ferritic solidification mode in Austenitic-Ferritic Stainless Steel welds”. *Metallurgical Transactions A*. Vol. 10A, 1979, pp. 1183-1189.
22. BARNHOUSE, E.J.; and LIPPOLD, J.C.; “Microstructure/property relationships in dissimilar welds between Duplex Stainless Steels and Carbon Steels”. *Welding Research Supplement*. AWS. 1998, pp. 477-487.
23. KAUFFMAN, L and; RADCLIFFE, S.V., “Decomposition of austenite by diffusional processes”. pp. 481-484.

APÉNDICES

APÉNDICE I

Tablas de mediciones determinadas en el conteo manual de la fracción volumétrica de γ .

Tabla 10. Valores de conteo manual de la fracción volumétrica de austenita en la ZAC. Enfriamiento en agua.

w1II ZAC				w2 II ZAC			
13	8	15,5		10,5	11	7,5	
20	12,5	9		8,5	20,5	13	
11,5	15	10		13,5	6,5	10	
12,5	11	9		14	15	13,5	
16,5	14	11		14,5	13,5	6	
19,5	10	12,5		15	19	17	
20,5	15	7,5		22,5	16,5	11,5	
18	14	10,5		17,5	12	12,5	
15	16	10		14,5	6	16	
Pγ= 357				Pγ= 357,5			
Pτ= 945		Vv= 0,3778		Pτ= 945		Vv= 0,3783	
	N α A	59		N α A	52		
	N γ A	121		N γ A	86		
	rα	0,33		rα	0,38		

W3 II ZAC				W4 II ZAC			
11	12	18,5		18,5	8	16	
15,5	11	18		19	13,5	20,5	
13,5	14	12,5		13	13	20,5	
18	13,5	12		16	13,5	15	
14	13	10		16,5	12,5	13,5	
18	13	16,5		15,5	17	16	
15	13	10,5		17	15	10	
12,5	17,5	15,5		12	17	14,5	
10,5	18	14		14	17	15	
Pγ= 380,5				Pγ= 409			
Pτ= 945		Vv= 0,4026		Pτ= 945		Vv= 0,4328	
	N α A	55		N α A	59		
	N γ A	87		N γ A	88		
	rα	0,39		rα	0,40		

w5II ZAC				w6 II ZAC			
13	14,5	15		12	16,5	18	
17	15	14,5		17	13	14,5	
13,5	13,5	12		12	10,5	11,5	
16	15,5	10		15,5	12	11	
17	13,5	10		15,5	13	8,5	
17	18,5	24		14,5	18	22,5	
15	12	13		16,5	11,5	13,5	
15	14	16,5		13,5	17,5	15	
14	14	20		18	14,5	14	
P_γ= 403				P_γ= 389,5			
P_T= 945		Vv= 0,4265		P_T= 945		Vv= 0,4122	
	N _{αA}	92			N _{αA}	57	
	N _{γA}	63			N _{γA}	69	
	r_α	0,59			r_α	0,45	

W7 II ZAC				W8 II ZAC			
11	15	17		15	14	10,5	
14,5	14,5	14,5		10,5	17	13	
13	13	10,5		18	17,5	12	
20	17	10		15	16	10,5	
13,5	15,5	15		10,5	19	10	
9,5	18,5	15,5		16,5	13	9	
10	12,5	16,5		13,5	13,5	11	
9,5	16	13,5		16	14	14,5	
14	12,5	19,5		17	10,5	12	
P_γ= 381,5				P_γ= 369			
P_T= 945		Vv= 0,4037		P_T= 945		Vv= 0,3905	
	N _{αA}	54			N _{αA}	53	
	N _{γA}	106			N _{γA}	115	
	r_α	0,34			r_α	0,32	

W9 II			ZAC			W10 II			ZAC		
15,5	16,5	14,5				17	15	15			
20,5	21,5	14				8,5	15	12			
14	16,5	12				12	13	11			
16	14	10				10,5	16,5	13			
13	11	8,5				15	14,5	11			
19,5	15	10				13	18	10			
19	11,5	11,5				10	14,5	13,5			
15	21	13				10,5	18	9			
20,5	12,5	12				12,5	15,5	15			
P_γ= 398						P_γ= 358,5					
P_T= 945			V_v= 0,4212			P_T= 945			V_v= 0,3794		
	N _{αA}	52					N _{αA}	40			
	N _{γA}	80					N _{γA}	81			
	r_α	0,39					r_α	0,33			

Tabla 11. Valores de conteo manual de la fracción volumétrica de austenita en la ZF. Enfriamiento en agua.

w11II ZF				w12 II ZF			
9	14,5	20		8	18	23,5	
11,5	12,5	16		11	17	19,5	
12,5	13	17		15,5	14	18	
13,5	8,5	12,5		11	21	11	
10,5	14,5	13		15	14,5	15,5	
18,5	19	15		13	22	15	
19,5	17	8		16	14,5	16,5	
17,5	19	9,5		16	15,5	12,5	
12	11	12		16	14,5	12	
P_γ= 376,5				P_γ= 416			
P_T= 945		V_v= 0,3984		P_T= 945		V_v= 0,4402	
	N _{αA}	33			N _{αA}	39	
	N _{γA}	52			N _{γA}	58	
	r_α	0,39		r_α	0,40		

W13 II ZF				W14 II ZF			
15	14,5	18,5		12	17,5	16,5	
11	17,5	14		15,5	19	14	
13,5	19	13,5		15	18	10,5	
18,5	17	12,5		17,5	21	11	
20	18	12		13,5	18	8	
18	18,5	12		19	13	5,5	
11,5	19	14		18	15	10	
14,5	21,5	12		16,5	13,5	10	
15,5	13	12,5		18,5	13,5	11,5	
P_γ= 416,5				P_γ= 391			
P_T= 945		V_v= 0,4407		P_T= 945		V_v= 0,4138	
	N _{αA}	53			N _{αA}	49	
	N _{γA}	60			N _{γA}	33	
	r_α	0,47		r_α	0,60		

w15II			ZF		w16 II			ZF	
18,5	11,5	17			18,5	9,5	14		
20	13,5	15,5			16	18	15,5		
13	15,5	8			13	12	16		
13,5	14	12,5			13,5	11,5	17,5		
13	15,5	15,5			16	12,5	14		
8	14	21			19	20	15		
10,5	18	16			17	21,5	9,5		
11,5	18	16			13	17	14,5		
16	15,5	14,5			14	17,5	17,5		
P_γ= 395,5					P_γ= 413				
P_T= 945			V_v= 0,4185		P_T= 945			V_v= 0,4370	
	N _{αA}	53				N _{αA}	47		
	N _{γA}	63				N _{γA}	52		
	r_α	0,46				r_α	0,47		

W17 II			ZF		W18 II			ZF	
10	18	12			15,5	15	15		
17,5	16	13			11	16	11,5		
16,5	17	18			13,5	13,5	14,5		
10,5	15,5	21,5			17	15	14		
14,5	15,5	15,5			15	18,5	11		
13,5	17	13,5			14,5	18,5	13		
13,5	18	15			13,5	16,5	10		
15	16	9			15	18	14,5		
15,5	11,5	15,5			13,5	13	11,5		
P_γ= 404					P_γ= 387,5				
P_T= 945			V_v= 0,4275		P_T= 945			V_v= 0,4101	
	N _{αA}	43				N _{αA}	44		
	N _{γA}	33				N _{γA}	32		
	r_α	0,57				r_α	0,58		

W19 II			ZF			W20 II			ZF		
17,5	11,5	14,5				13	15	12			
11	17	17				16	11	17,5			
14	14,5	14				16	16,5	16			
11,5	19	12,5				18,5	17	11			
15,5	15	11,5				17	16	10,5			
13,5	17,5	11				17,5	13	11			
14	21	12,5				15,5	16,5	15			
15,5	17	13				18	14	12,5			
11,5	14,5	12				15	15,5	10			
P_γ= 389						P_γ= 396,5					
P_T= 945						P_T= 945					
			Vv= 0,4116						Vv= 0,4196		
	N _{αA}	48					N _{αA}	41			
	N _{γA}	34					N _{γA}	38			
	r_α	0,59					r_α	0,52			

Tabla 12. Valores de conteo manual de la fracción volumétrica de austenita en la ZAC. Enfriamiento con aire forzado.

A1 II ZAC				A2 II ZAC			
12,5	14,5	10		14	19,5	12,5	
16	17	19		13,5	12,5	17,5	
17,5	15,5	15,5		16	20,5	14,5	
16,5	11	11		9,5	15,5	14,5	
18	9,5	17,5		15	12,5	10,5	
13,5	15,5	10,5		16,5	10,5	12,5	
15,5	17,5	16		15	13,5	13	
16	14	15		17	18	17	
17,5	14	9		12,5	15,5	11	
P_γ= 395 P_T= 945				V_v= 0,4180	P_γ= 390 P_T= 945		
	N _{αA}	74			N _{αA}	73	
	N _{γA}	120			N _{γA}	116	
	r _α	0,38			r _α	0,39	

A3 II ZAC				A4 II ZAC			
13	11,5	13		13	12,5	13	
14,5	10,5	10		17	15,5	18,5	
12,5	14	17		15	10,5	18,5	
12	14	14,5		12	16,5	11	
16	16,5	12		15,5	14	13,5	
15	11,5	9		15	15	16	
8,5	9	18		19	9	15,5	
9,5	21	15		9,5	10,5	18,5	
15	18,5	15		8,5	13	13,5	
P_γ= 366 P_T= 945				V_v= 0,3873	P_γ= 379 P_T= 945		
	N _{αA}	49			N _{αA}	47	
	N _{γA}	128			N _{γA}	111	
	r _α	0,28			r _α	0,30	

A5 II ZAC				A6 II ZAC				
14	13,5	11		12	13,5	12		
17,5	10	16		9	11	19		
9	9	10		12	8,5	16		
12,5	11,5	13		11	11,5	12		
10	14	18,5		15,5	14	11,5		
12,5	14,5	16		13,5	10,5	9		
11	15,5	12,5		15	10,5	13,5		
14	10,5	13,5		10,5	15,5	13		
13,5	10,5	13,5		12,5	10	16,5		
P_γ= 347 P_T= 945					P_γ= 338,5 P_T= 945			
V_V= 0,3672					V_V= 0,3582			
	N _{αA}	42				N _{αA}		51
	N _{γA}	136			N _{γA}	120		
	r_α	0,24		r_α	0,30			

A7 II ZAC				A8 II ZAC				
17	17,5	19		19	17,5	13		
11,5	13	12,5		14,5	17	13,5		
15	13,5	12,5		12,5	12,5	14,5		
11	17,5	15		16	12	18		
14,5	13,5	14		15	13	11,5		
10,5	15	17		18,5	13,5	14		
10,5	16,5	9,5		16,5	12,5	15,5		
9,5	16,5	21,5		20,5	14	14,5		
17	12	17		23,5	15	9,5		
P_γ= 389,5 P_T= 945					P_γ= 407 P_T= 945			
V_V= 0,4122					V_V= 0,4307			
	N _{αA}	51				N _{αA}		59
	N _{γA}	126			N _{γA}	111		
	r_α	0,29		r_α	0,35			

A9 II			ZAC			A10 II			ZAC		
14,5	13,5	14				16,5	20,5	12			
17,5	14	16				14,5	18,5	17			
12	15	13				17	18,5	16,5			
19	16,5	13,5				14	21	16,5			
16	15,5	16,5				16,5	15	13,5			
18	16,5	10,5				17	11,5	14,5			
14,5	13,5	14				15	19	11,5			
12	15	12,5				17	13	14			
15,5	13,5	15				23	18	15			
P_γ= 397						P_γ= 436					
P_T= 945			V_v= 0,4201			P_T= 945			V_v= 0,4614		
	N _{αA}	67					N _{αA}	86			
	N _{γA}	105					N _{γA}	105			
	r_α	0,39					r_α	0,45			

Tabla 13. Valores de conteo manual de la fracción volumétrica de austenita en la ZF. Enfriamiento con aire forzado.

A11 II ZF				A12 II (38) ZF					
11	15	12		11	11,5	7			
13,5	12,5	16,5		15	11,5	13			
19	20	16		10,5	14	6			
18	15	14		16	11,5	9,5			
13,5	8,5	13,5		15,5	17,5	12,5			
14	14,5	23		15,5	17,5	15			
15,5	14,5	13,5		13,5	12,5	13			
16	15,5	15,5		15	9	14			
15,5	13	15		12	9,5	15			
P_γ= 403,5 P_T= 945				0,4270	P_γ= 343,5 P_T= 945			0,3635	
		V_v=							V_v=
	N _{αA}	57			N _{αA}	24			
	N _{γA}	135			N _{γA}	52			
	r _α	0,30		r _α	0,32				

A13 II ZF				A14 II ZF					
14,5	13,5	14,5		17	14,5	17			
11	12,5	14		16	16	14			
10	12	14,5		11	14,5	15			
17,5	13	17,5		16	14	15,5			
16,5	14	13		13	12,5	16			
8,5	10,5	16,5		18	14,5	14			
12	14,5	16		14,5	13,5	10,5			
11,5	12	17		15	16	18			
14	16	12		10,5	16	12			
P_γ= 368,5 P_T= 945				0,3899	P_γ= 394,5 P_T= 945			0,4175	
		V_v=							V_v=
	N _{αA}	37			N _{αA}	48			
	N _{γA}	100			N _{γA}	62			
	r _α	0,27		r _α	0,44				

A15 II ZF				A16 II ZF			
14,5	16	16,5		18,5	9,5	14	
15,5	20	11,5		16	18	15,5	
16	21	11,5		13	12	16	
14,5	22,5	15,5		13,5	11,5	17,5	
20	18,5	17,5		16	12,5	14	
20	13	22		19	20	15	
16	15,5	13		17	21,5	9,5	
12	13	12,5		13	17	14,5	
17,5	18	14		14	17,5	17,5	
P_γ= 437,5 P_T= 945			Vv= 0,4630	P_γ= 413 P_T= 945			Vv= 0,4370
	N _{αA}	34			N _{αA}	25	
	N _{γA}	68		N _{γA}	71		
	r_α	0,33		r_α	0,26		

A17 II ZF				A18 II ZF			
17	15,5	20		15,5	19	15	
22	9	18		19,5	12,5	9,5	
10,5	7,5	15,5		15	16	18,5	
14	12	14,5		14	11	13	
14	10	20		11	18,5	12	
9,5	10	15		12	8,5	10	
12,5	10	13,5		14,5	15	15	
7,5	8,5	9		15	11,5	11	
11,5	20,5	15		16	18	11	
P_γ= 362 P_T= 945			Vv= 0,3831	P_γ= 377,5 P_T= 945			Vv= 0,3995
	N _{αA}	26			N _{αA}	34	
	N _{γA}	65		N _{γA}	66		
	r_α	0,29		r_α	0,34		

A19 II			ZF			A20 II			ZF		
17,5	11,5	14,5				15,5	15	18,5			
11	17	17				16	11	17,5			
14	14,5	14				16	16,5	16			
11,5	19	12,5				18,5	19	17			
15,5	15	11,5				19	19	10,5			
13,5	17,5	11				17,5	19	11			
14	21	12,5				15,5	19	15			
15,5	17	13				20	19,5	12,5			
11,5	14,5	12				18	15,5	17			
P_γ= 391						P_γ= 444,5					
P_T= 945			V_v= 0,4138			P_T= 945			V_v= 0,4704		
	N_{αA}	54					N_{αA}	49			
	N_{γA}	62					N_{γA}	52			
	r_α	0,47					r_α	0,49			

APÉNDICE II

Cálculo tipo de la fracción de racimos de las microestructuras tipo (figura 16 (b)), en base a las expresiones básicas (sección 2.9.1.4.):

$$r^{\alpha} = N_A^{\alpha} / (N_A^{\alpha} + N_A^{\gamma})$$

$$r^{\alpha} = 1 - r^{\gamma}$$

$$(b.1) \rightarrow r^{\alpha} = 0 / (0 + 1); \quad r^{\alpha} = 0,00; \quad r^{\gamma} = 1,00$$

$$(b.2) \rightarrow r^{\alpha} = 3 / (3 + 3); \quad r^{\alpha} = 0,50; \quad r^{\gamma} = 0,50$$

$$(b.3) \rightarrow r^{\alpha} = 1 / (1 + 0); \quad r^{\alpha} = 1,00; \quad r^{\gamma} = 0,00$$

Cálculo tipo de la fracción de racimos en la micrografía de la figura 29:

$$r^{\alpha} = N_A^{\alpha} / (N_A^{\alpha} + N_A^{\gamma})$$

$$r^{\alpha} = 1 - r^{\gamma}$$

$$r^{\alpha} = 41 / (41 + 38)$$

$$r^{\alpha} = 0,52$$

$$0,33 = 1 - r^{\gamma}$$

$$r^{\gamma} = 0,48$$

APÉNDICE III

Tabla 14. Valores dureza en el enfriamiento en agua.

Barrido Superior		
Zona	Huella	Hv
MB	16	279
MB	17	224
Transición	18	261
Transición	19	271
ZF	20	264
ZF	21	266
ZF	23	269
ZF	24	269
Transición	25	248
Transición	26	257
MB	27	246
MB	28	264

Barrido Inferior		
Zona	Huella	Hv
MB	1	258
MB	2	259
MB	3	240
Transición	4	258
Transición	5	259
ZF	6	241
ZF	8	246
Transición	9	248
Transición	10	223
MB	11	261
MB	12	266
MB	13	261

Tabla 15. Valores dureza en el enfriamiento con aire forzado.

Barrido Superior		
Zona	Huella	Hv
MB	15	253
MB	16	251
Transición	17	224
Transición	18	234
ZF	19	243
ZF	20	229
ZF	21	210
ZF	22	229
Transición	23	248
Transición	24	208
MB	25	245
MB	26	257

Barrido Inferior		
Zona	Huella	Hv
MB	3	243
MB	4	244
MB	5	243
Transición	6	217
Transición	7	207
ZF	8	210
ZF	9	208
Transición	10	234
Transición	11	192
MB	12	238
MB	13	252
MB	14	257