

**EFFECTO DE LOS CICLOS TÉRMICOS SOBRE LA MICROESTRUCTURA DE
LA ZONA AFECTADA TÉRMICAMENTE DE JUNTAS SOLDADAS DE ACEROS
INOXIDABLES DISÍMILES OBTENIDAS POR EL PROCESO SMAW**

POR:

MIGUEL EDUARDO OLMOS MOLINARES

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DEL CARIBE
FACULTAD DE INGENIERÍA
DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA MECÁNICA
BARRANQUILLA-ATLÁNTICO
2014**

**EFFECTO DE LOS CICLOS TÉRMICOS SOBRE LA MICROESTRUCTURA DE
LA ZONA AFECTADA TÉRMICAMENTE DE JUNTAS SOLDADAS DE ACEROS
INOXIDABLES DISÍMILES OBTENIDAS POR EL PROCESO SMAW**

Miguel Eduardo Olmos Molinares

Trabajo de grado como requisito para optar al título de Ingeniero Mecánico

**Director disciplinar:
Jimmy Unfried Silgado, PhD.**

**Asesor metodológico:
Franz J. Quesada Tatis, MSc.**

**Universidad autónoma del caribe
Facultad de ingeniería
Departamento de ingeniería mecánica
Barranquilla-Atlántico
2014**

Nota de aceptación:

Firma del presidente del jurado

Firma del jurado

Firma del jurado

Barranquilla, 27 de junio de 2014

AGRADECIMIENTOS

Agradezco a Dios todo poderoso por acompañarme día a día, por darme apoyo incondicional y valor para culminar esta etapa de mi vida.

Agradezco a mi padre, que además de mi padre es mi hermano y mi amigo, que con sus consejos me ha ayudados a afrontar los retos y dificultades que se han presentado en mi vida, y que está orgulloso de la persona que me he convertido.

También agradezco a mi madre quien me tiene presente en su corazón en todo momento y que me respalda en los momentos más difíciles de mi vida, y se enorgullece en mis triunfos, es y seguirá siendo el amor de mi vida.

A mi hermana porque sin su apoyo no fuese sido posible llegar hasta donde he llegado, a mis hermanos, quienes me han inculcado valores y han sido un ejemplo en mi vida.

Ustedes son lo más bello que Dios ha puesto en mi camino y por quienes estoy inmensamente agradecido.

A mi novia quien me ha acompañado y me ha comprendido en todo el tiempo dedicado a este trabajo, a mis amigos y todos los que creyeron en mí, muchas gracias por su confianza.

A mi director de tesis Jimy Unfried Silgado que por su dedicación, esfuerzo, paciencia y experiencia me acompañó en la terminación de esta etapa de mi vida de manera exitosa. Agradezco de manera especial a Katherine Martínez, Jorge Pacheco, Jennifer Villa, Geyner López, Helmut Morales y Cesar Brango, por su colaboración y disposición en el desarrollo de la fase experimental.

A Universidad Autónoma del Caribe (UAC), a la línea de investigación en Ingeniería de materiales y procesos del Grupo de investigación IMTEF – Investigación en Materiales, Procesos y Tecnologías de Fabricación de la Universidad Autónoma del Caribe por el apoyo institucional y financiero otorgado para la realización de esta investigación.

TABLA DE CONTENIDO

| | |
|---|----|
| 1. PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA..... | 13 |
| 2. JUSTIFICACIÓN..... | 16 |
| 3. OBJETIVOS..... | 18 |
| 3.1.OBJETIVOS GENERAL | 18 |
| 3.2.OBJETIVOS ESPECIFICOS..... | 18 |
| 4. MARCO REFERENCIAL..... | 19 |
| 4.1.MARCO TEORICO..... | 19 |
| 4.1.1. Proceso de soldadura SMAW..... | 19 |
| 4.1.2. Ventajas y desventajas del proceso SMAW..... | 20 |
| 4.1.3. Aceros inoxidable..... | 20 |
| 4.1.4. Clasificación de los aceros inoxidable..... | 21 |
| 4.1.4.1. Aceros inoxidable ferríticos..... | 21 |
| 4.1.4.2. Aceros inoxidable austeníticos..... | 22 |
| 4.1.4.3. Aceros inoxidable endurecidos por precipitación..... | 24 |
| 4.1.4.4. Aceros inoxidable dúplex..... | 25 |
| 4.1.4.5. Aceros inoxidable martensíticos..... | 25 |
| 4.1.5. Propiedades y características de los aceros inoxidable..... | 26 |
| 4.1.6. Problemas de soldabilidad en aceros inoxidable austeníticos y ferríticos..... | 27 |
| 4.1.6.1. Aceros inoxidable austeníticos..... | 28 |
| 4.1.6.2. Aceros inoxidable ferríticos..... | 31 |
| 4.2.ESTADO DEL ARTE..... | 34 |
| 5. METODOLOGIA..... | 50 |
| 5.1.ENSAYOS PREVIOS..... | 50 |
| 5.1.1. Selección de parámetros de soldadura..... | 51 |
| 5.1.2. Medición de la intensidad de corriente y voltaje..... | 52 |
| 5.1.3. Medición de la velocidad de avance..... | 52 |
| 5.2.CÁLCULO DE DILUCIÓN GEOMÉTRICA..... | 53 |

| | |
|--|----|
| 5.3. EXTRACCIÓN DE MUESTRAS..... | 53 |
| 5.4. MONTAJE Y PREPARACIÓN DE LAS MUESTRAS Y ATAQUE QUÍMICO..... | 54 |
| 5.5. MICROSCOPIA ÓPTICA Y CONSTRUCCIÓN DE MACROGRAFÍAS... | 52 |
| 5.6. MEDIDA DE LA EXTENSIÓN DE LA ZAT EN SOLDADURAS PREVIAS..... | 56 |
| 5.7. REALIZACIÓN DE SOLDADURAS DEFINITIVAS..... | 57 |
| 5.8. LOCALIZACIÓN Y FIJACIÓN DE TERMOPARES..... | 58 |
| 5.9. MONTAJE EXPERIMENTAL PARA ADQUISICIÓN DE DATOS (ADQ)..... | 60 |
| 5.10. CÁLCULO DE LA ENTRADA DE CALOR..... | 61 |
| 5.11. GRAFICAS EXPERIMENTALES DE CICLOS TÉRMICOS..... | 61 |
| 5.12. ENSAYO DE DUREZA VICKERS..... | 62 |
| 5.13. DIAGRAMAS DE FASE USANDO TERMODINÁMICA COMPUTACIONAL..... | 63 |
| 6. RESULTADOS Y DISCUSIÓN..... | 65 |
| 6.1. CARACTERIZACIÓN DEL MATERIAL BASE Y APORTE..... | 65 |
| 6.2. ENSAYOS DE SOLDADURA PREVIOS..... | 66 |
| 6.3. SOLDADURAS DEFINITIVAS..... | 67 |
| 6.3.1. Ubicación de los termopares..... | 67 |
| 6.3.2. Cálculo de la entrada de calor definitiva..... | 67 |
| 6.4. CÁLCULOS DE DILUCIÓN GEOMÉTRICA..... | 68 |
| 6.5. ANÁLISIS DE LA MICROESTRUCTURA Y MEDICIÓN DE LA ZAT..... | 69 |
| 6.5.1. Macrografías de la junta de soldadura..... | 69 |
| 6.5.2. Medida de la ZAT previas... .. | 70 |
| 6.6. CICLOS TÉRMICOS..... | 71 |
| 6.7. MEDIDAS DE DUREZAS..... | 74 |
| 6.8. ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL DE LA ZAT EN LA JUNTA SOLDADAS CON MATERIAL DE APORTE E-309L Y E-2209-16..... | 76 |

| | |
|--|----|
| 6.9. ANÁLISIS POR TERMODINÁMICA COMPUTACIONAL DE LAS TRANSFORMACIONES DE FASE EN LAS ZAT DE LAS JUNTAS SOLDADAS..... | 82 |
| 6.9.1. Análisis de diagramas ternarios..... | 82 |
| 6.9.1.1. AISI-SAE 430, Q= 0,52 kJ/mm (electrodo E309L) y Q=0,62kJ/mm (electrodo E2209-16) Composición: 83% Fe – 16,66% Cr – 0,147% Ni..... | 82 |
| 6.9.1.2. AISI-SAE 316L, Q=0,52 kJ/mm (electrodo E-309L) y Q=0,62kJ/mm (electrodo E2209-16) Composición: 73,16% Fe – 16,84% Cr – 9,998% Ni..... | 86 |
| 6.9.1.3. AISI-SAE 316L, Q=0,52 kJ/mm (electrodo E-309L) y Q=0,62kJ/mm (electrodo E2209-16) Composición: 81,14% Fe – 16,84% Cr – 2,021% Mo..... | 89 |
| 6.9.2. Análisis de diagramas Pseudobinario..... | 92 |
| 6.9.2.1. AISI-SAE 430 Diagrama Pseudobinario Fe-Cr..... | 92 |
| 6.9.2.2. AISI-SAE 316L Diagrama Pseudobinario Fe-Cr..... | 93 |
| 6.9.2.3. AISI-SAE 316L Diagrama Pseudobinario Fe-Mo..... | 94 |
| 7. CONCLUSIONES..... | 95 |
| 8. RECOMENDACIONES Y SUGERENCIAS DE TRABAJOS FUTUROS.. | 97 |
| 9. BIBLIOGRAFIA..... | 98 |

LISTADO DE FIGURAS

| | |
|---|----|
| Figura 1. Esquema del proceso de soldadura SMAW..... | 19 |
| Figura 2. Influencia del Níquel en la fase gamma de un acero 18 Cr..... | 23 |
| Figura 3. Diferencia en la distribución de Cr de una microestructura sensitizada y no sensitizada..... | 28 |
| Figura 4. Relación tiempo-temperatura para producir susceptibilidad a la corrosión intergranular en el acero 304 con varios contenidos de carbono..... | 29 |
| Figura 5. Transformación isotérmica de la reacción de una aleación con 46,5% Cr..... | 32 |
| Figura 6. Zona afectada térmicamente - A. Austenítico (HAZ-A), Zona de fusión – A. Austenítico (FZA), Zona de fusión – A. Dúplex (FZD), Microestructura en la línea de fusión a) AISI 316L-AWS E309L y b) AISI 316L-AWS E2209-16..... | 35 |
| Figura 7. (a) muestra límite de granos, libres de precipitación (AISI 430) y (b) muestra límite de grano con precipitados (AISI 316L)..... | 35 |
| Figura 8. a. Microestructura de solidificación desde el metal base hasta el centro del cordón, b. Metal base en la zona afectada térmicamente..... | 36 |
| Figura 9. Microestructura de la junta disímil austenítica – ferrítica cerca de la línea de fusión, proceso de soldadura TIG..... | 38 |
| Figura 10. Microestructura disímil de aceros inoxidable (austenítica - ferrítica) obtenida por soldaduras por haz de electrones..... | 39 |
| Figura 11. a) microestructura del acero inoxidable AISI 316L, b) Interfase del acero 316L, ZAT y soldadura, c)y d) Zona de la soldadura, e) límite de grano y carburos en acero AL6XN, f) Interfase soldadura, ZAT y acero AL6XN..... | 42 |
| Figura 12. Forma inestabilidades en diversas morfologías de ferrita..... | 44 |
| Figura 13. Microfotografías ópticas – observación de capa de martensita - material de aporte usados 309L (a) y 625 (b)..... | 45 |
| Figura 14. Distribución de puntos Ms en la capa de martensita..... | 46 |

| | |
|---|----|
| Figura 15. Esquema de la formación de la capa de martensita en la interfaz de soldadura..... | 47 |
| Figura 16. Diagrama de Schaeffler que muestra la ubicación de los diversos aceros seleccionados para la investigación..... | 48 |
| Figura 17. Simulación del ciclo térmico de soldeo (2D)..... | 49 |
| Figura 18. Detalles de la Junta..... | 50 |
| Figura 19. Platinas de Acero AISI 430 y AISI 316L biseladas..... | 51 |
| Figura 20. Placas de Aceros AISI 430 Y AISI 316L preparadas para ser soldadas..... | 52 |
| Figura 21. Esquema de cálculo de dilución..... | 53 |
| Figura 22. Extracción de la muestra. a) Localización y b) formato de corte..... | 54 |
| Figura 23. Montaje de las muestras..... | 55 |
| Figura 24. Desbaste, pulido y ataque de la probeta..... | 56 |
| Figura 25. Localización de los Termopares (unidades en mm)..... | 58 |
| Figura 26. Montajes de termopares..... | 59 |
| Figura 27. Placas de Aceros AISI 430 Y AISI 316L preparadas para ser soldadas..... | 59 |
| Figura 28. Montaje experimental para la captura de datos con el ADQ..... | 60 |
| Figura 29. Montaje de termopares en el ADQ..... | 60 |
| Figura 31. Ensayo de dureza Vickers..... | 62 |
| Figura 32. Esquemas del barrido de durezas sobre la probeta..... | 62 |
| Figura 33. Superficies de la energía libre de Gibbs. a) Intersección mostrando la curva T_0 . y b) La misma figura, donde se ha extraído la zona común, para mostrar las tie-lines..... | 63 |
| Figura 34. Estructura del metal base en estado de entrega 316L y b) 430..... | 65 |
| Figura 35. Esquema ubicación de termopares en las placas..... | 67 |
| Figura 36. Macrografía de junta soldada con E-309L..... | 69 |
| Figura 37. Macrografía de junta soldada con E-2209-16..... | 70 |
| Figura 38. Ciclo térmico (Temperaturas vs Distancias) - E-309L..... | 71 |
| Figura 39. Ciclo térmico (Temperaturas vs Distancias) - E-2209-16..... | 72 |

| | |
|---|----|
| Figura 40. Diagrama de transformación por enfriamiento continuo (CCT) para el AISI 430..... | 73 |
| Figura 41. Barrido de dureza en junta soldada - E-2209-16..... | 74 |
| Figura 42. Barrido de dureza en junta soldada - E-309-L..... | 75 |
| Figura 43. Esquema de las zonas estudiadas en la junta E-309L como material de aporte..... | 76 |
| Figura 44. Esquema de las zonas estudiadas en la junta E-2209-16 como material de aporte..... | 76 |
| Figura 45. Micrografía de Línea de fusión (LF) - E-309L. a) AISI 430 y b) AISI 316L..... | 77 |
| Figura 46. Micrografía de Línea de fusión (LF) - E-2209-16.a) AISI 316L y b) AISI 430..... | 77 |
| Figura 47. Micrografías de la ZAT- E-309L. a) AISI 430 y b) AISI 316L..... | 79 |
| Figura 48. Micrografías de la ZAT - E-2209-16. a) AISI 316L y b) AISI 430..... | 79 |
| Figura 49. Micrografía del material base - E-309L. a) AISI 430 y b) AISI 316L..... | 80 |
| Figura 50. Micrografía del material base - E-2209-16. a) AISI 430 y b) AISI 316L..... | 81 |
| Figura 51. Figura 51. Diagramas ternarios Fe-Cr-Ni isotérmicos para el acero AISI-SAE 430..... | 83 |
| Figura 52. Ordenamiento general de los seis diagramas ternarios Fe-Cr-Ni isotérmicos para el acero AISI-SAE 430..... | 84 |
| Figura 53. Diagramas ternarios Fe-Cr-Ni isotérmicos para el acero AISI-SAE 316L | 86 |
| Figura 54. Ordenamiento general de los seis diagramas ternarios Fe-Cr-Ni isotérmicos para el acero AISI-SAE 316L..... | 87 |
| Figura 55. Diagramas ternarios Fe-Cr-Mo isotérmicos para el acero AISI-SAE 316L..... | 89 |

| | |
|---|----|
| Figura 56. Ordenamiento general de los seis diagramas ternarios Fe-Cr-Mo isotérmicos para el acero AISI-SAE 316L..... | 90 |
| Figura 57. AISI-SAE 430 Diagrama Pseudobinario Fe-Cr..... | 92 |
| Figura 58. AISI-SAE 316L Diagrama Pseudobinario Fe-Cr..... | 93 |
| Figura 59. AISI-SAE 316L Diagrama Pseudobinario Fe-Mo..... | 94 |

LISTADO DE TABLAS

| | |
|--|----|
| Tabla 1. Ventajas y desventajas del procesos SMAW..... | 20 |
| Tabla 2. Clasificación de los aceros inoxidable..... | 26 |
| Tabla 3. Parámetros de entrada de calor usados en el proceso de soldadura SMAW..... | 34 |
| Tabla 4. Parámetros para la aplicación de la soldadura..... | 51 |
| Tabla 5. Composición química de los materiales..... | 65 |
| Tabla 6. Parámetros seleccionados de entrada de calor alta y baja..... | 66 |
| Tabla 7. Ubicación de los termopares..... | 67 |
| Tabla 8. Valores de Entrada de Calor..... | 68 |
| Tabla 9. Calculo % de Dilución (E-309L y E-2209-16)..... | 68 |
| Tabla 11. Tamaño promedio de la ZAT del AISI 430, para la junta disímil..... | 70 |
| Tabla 12. Ubicación real y temperaturas de termopares en E-309L..... | 71 |
| Tabla 13. Ubicación real y temperaturas de termopares en E-2209-16..... | 72 |

1. PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA

Cuando se sueldan aceros inoxidable disímiles con el proceso de soldadura SMAW (*soldadura al arco eléctrico con electrodo revestido*), se debe controlar la entrada de calor la cual tiene como parámetros el voltaje, velocidad de soldadura y el amperaje, con el fin de minimizar las transformaciones microestructurales no deseadas en la ZAT (*zona afectada térmicamente*).

La importancia de estudiar las modificaciones microestructurales en la unión disímil de aceros inoxidable, se debe a que cada vez es más necesario usarlos en las industrias química, petroquímica, alimentaria, farmacéutica, entre otras; debido, principalmente, a sus excelentes propiedades mecánicas y químicas. La soldadura en aceros inoxidable disímiles reviste gran importancia a nivel industrial, ya que hace posible la combinación de las mejores propiedades químicas y mecánicas de cada material en una sola estructura¹.

Los aceros inoxidable austeníticos 316L contienen entre 16-18%Cr, 10-14%Ni y 2% Mn (máx), con bajos contenidos de Carbono 0,03% máx. (de ahí la denominación L de *low*)². Estos aceros permiten trabajado en frío y en caliente, poseen gran resistencia al impacto, buena soldabilidad y baja maquinabilidad. Tienen la mejor resistencia a corrosión en altas temperaturas entre los aceros inoxidable austeníticos; también pueden llegar a ser ligeramente magnéticos³.

Los aceros inoxidable ferríticos 430 poseen entre 16 a 18%, 0,75% y 1% máximo de Cr, Ni y Mn, respectivamente; y un contenido de Carbono 0,12% máx. Estas aleaciones son magnéticas, tiene una buena ductilidad y son resistentes a la corrosión y oxidación a temperaturas elevadas presentando buena resistencia a la

¹ Ospina, Ricaurte et al. (2007). Soldabilidad en aceros inoxidable y aceros disímiles, *Scientia et Technica* Año XIII, 34, pp. 273-278.

² Lee, Ch (1988). Soldabilidad y análisis microestructural de aceros inoxidable austeníticos grado nuclear. PhD. Tesis. Universidad de Tennessee. pp. 465-465.

³ Madhusudhan G. Reddy, T.Mohandas, A.Sambasiva Roa. (2005). Influence of welding processes on microstructure and mechanical properties of dissimilar austenitic-ferritic stainless steel welds. *Materials and Manufacturing Processes*, 20(2), pp. 147-173.

corrosión asistida por esfuerzos y a la corrosión por picadura. La presencia de interfase austenita-martensita induce esfuerzos internos debido al cambio volumétrico que conlleva a su formación, aumentando la susceptibilidad al agrietamiento⁴.

Cuando se realizan soldaduras disímiles entre aceros inoxidable austeníticos y ferríticos es necesario controlar la entrada de calor, debido a las diferencias metalúrgicas en la ZAT que pueden llevar a la precipitación de carburos en el austenítico y transformaciones de fase indeseables en el acero inoxidable ferrítico⁵. La precipitación de carburos de cromo y nitruros, revisten especial atención, ya que estos empobrecen los límites de grano en contenido de cromo. Tres fenómenos de fragilización influyen en las propiedades mecánicas de los aceros inoxidable ferríticos: (1), fragilización a 475°C, (2) precipitación de fase sigma, y (3) fragilización a altas temperaturas⁶. La formación de fases indeseables tales como la fase sigma, Chi y alfa prima, podrían causar agrietamiento durante la solidificación⁷.

En este trabajo se estudiará la unión disímil de un acero inoxidable austenítico AISI/SAE 316L y un acero inoxidable ferrítico AISI/SAE 430 unidos con electrodos de acero inoxidable dúplex E-2209-16 y austenítico E-309L, usando entradas de calor alta y baja, con el objetivo de observar cómo influyen estas sobre el comportamiento microestructural en la ZAT de la junta disímil. Este trabajo busca responder los siguientes interrogantes:

⁴ Moreno R. Arturo, (2009), "Caracterización y propiedades mecánicas de la soldadura de un acero inoxidable ferrítico AISI 430". PhD. Tesis, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo.,pp 27-28.

⁵ Laufgan, Sergio G. (2003). "Tratamiento térmico de soldadura". TERMO SOLDEX S.A., pp 18-24

⁶ Bran R. Julio, (2008). "Estudio de la soldabilidad del acero inoxidable ferrítico AISI 430 en soldaduras circunferenciales por el proceso GTAW". PhD. Tesis, Universidad de Michoacana de San Nicolás de Hidalgo. pp. 18-26.

⁷ Granjon Henry. (1991) . "Fundamentals of welding metallurgy" Woodhead Publishing Ltda.

¿Cómo influye el aporte térmico debido a la variación de parámetros de soldadura sobre el comportamiento microestructural de la zona afectada térmicamente de una junta disímil de aceros inoxidable ferríticos AISI 430 y austeníticos AISI 316?

¿Cuál es el comportamiento de los ciclos térmicos a lo largo de la ZAT durante el proceso de soldadura SMAW para juntas disimiles de aceros inoxidables?

¿Cómo es la relación entre estos ciclos térmicos, el aporte térmico y las transformaciones en la ZAT?

2. JUSTIFICACIÓN

Este trabajo está vinculado al grupo de Investigación IMTEF – Investigación en Materiales, Procesos y Tecnológicas de Fabricación, de la Universidad Autónoma del Caribe y servirá como complemento de investigaciones previas realizadas por la Universidad de Antioquia de Medellín, enmarcados en el desarrollo de la tesis de maestría “*Transformaciones microestructurales de uniones soldadas de aceros inoxidables austeníticos AISI 316L y ferrítico AISI 430 mediante el proceso SMAW*” y busca relacionar los ciclos térmicos, el aporte térmico y las transformaciones microestructurales de la ZAT. Esta colaboración interinstitucional se hace con el objetivo, de complementar bilateralmente los trabajos de grado de sus participantes, jugando un papel importante ya que al realizar la experimentación bajo las mismas condiciones se completarán resultados y aportara desde otro punto de vista al desarrollo de procesos de soldaduras de uniones disimiles de aceros inoxidables, mediante el proceso SMAW, debido a que el proceso SMAW es uno de los más utilizados en la industrial.

Es prioritario solucionar la problemática planteada, dado que actualmente no se tiene conocimiento amplio de los cambios que sufre la microestructura en las soldaduras disímiles⁸, y que por otro lado, las exigencias del medio, se hace cada vez más necesaria la unión de metales disímiles, en este caso dos tipos de aceros inoxidables. Los más beneficiados son las compañías dedicadas a la soldadura, pueden ofrecer mejores alternativas en el ámbito investigativo y por consiguiente a los sectores consumidores de este tipo de aceros entre ellos: Petroquímica, farmacéutica, química, etc⁹.

La importancia de invertir recursos en trabajos académicos-científicos como este, radica en la generación de nuevos conocimientos en estudiantes de pregrado y

⁸ FOLKHARD, Erich. “Welding Metallurgy of Stainless Steels” Springer- Verlag Wien New York. 1998.

⁹ Ospina, Ricaurte et al. Soldabilidad en aceros inoxidables y aceros disimiles, Scientia et Technica Año XIII, 34, pp. 273-278., 2007.

maestrías en el campo de la soldadura fortaleciendo la investigación en el área de proceso y materiales de las Universidades Autónoma del Caribe y de Antioquia.

La Universidad Autónoma del Caribe cuenta con laboratorios de soldadura y metalografías con equipos en buen estado para la realización experimental de este trabajo, que garantizan fiabilidad de los resultados obtenidos.

La finalidad de este trabajo es servir como herramienta para seleccionar los parámetros de soldadura. Este proyecto de grado se realiza a fin de evaluar cuál es el efecto que tienen los ciclos térmicos sobre la ZAT de las juntas soldadas por el proceso SMAW en aceros disímiles, específicamente en aceros inoxidables austeníticos AISI/SAE 316L y ferríticos AISI/SAE 430, con material de aporte E2205 (dúplex) y E309L (austenítico), relacionando la distribución de las temperaturas vs distancia, con las transformaciones microestructurales que ocurren en cada una de las regiones de la ZAT, para cada material. ¿Cuáles fases pueden presentarse?; ¿Qué morfología adoptan los agregados policristalinos? y ¿Cómo afecta desde el ámbito metalúrgico las variaciones de las entradas de calor, valor que depende de los parámetros de soldadura utilizados, ZAT?

3. OBJETIVOS

3.1. OBJETIVOS GENERAL

Evaluar las modificaciones microestructurales y las transformaciones de fase en la zona afectada térmicamente de la unión disímil de aceros inoxidable (austenítico AISI 316L y ferrítico AISI 430), con dos entradas de calor, usando el proceso de soldadura SMAW.

3.2 OBJETIVOS ESPECIFICOS

- ✓ Seleccionar parámetros de soldadura que permitan obtener entradas de calor altas y bajas para la unión disímil de aceros inoxidable austenítico AISI 316L y ferrítico AISI 430.
- ✓ Elaborar juntas soldadas a tope aplicando como material de aporte electrodos E-2209-16 y E-309L, usando el proceso SMAW y los parámetros seleccionados para diversas entradas de calor.
- ✓ Evaluar los ciclos térmicos de la zona afectada térmicamente para cada entrada de calor usando termopares y un sistema de adquisición de datos (ADQ).
- ✓ Evaluar la microestructura y el comportamiento de la dureza en la zona afectada térmicamente de las juntas soldadas obtenidas.
- ✓ Describir las posibles transformaciones de fase de la ZAT con ayuda de termodinámica computacional (Thermo-Calc®) y comparar con las observaciones experimentales.

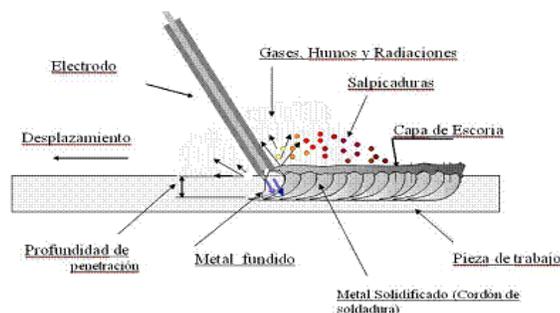
4. MARCO REFERENCIAL

4.1. MARCO TEORICO

4.1.1. Proceso De Soldadura SMAW

El Proceso de soldadura al arco eléctrico con electrodo revestido (*shielded metal arc welding*, SMAW), se caracteriza, por la formación del arco eléctrico en el que se produce coalescencia de metales por medio del calor que se genera en por el arco y que se mantiene entre la punta del electrodo y el metal base. Ver figura 1. El electrodo revestido está constituido por una varilla metálica a la que se le da el nombre de alma o núcleo, generalmente de forma cilíndrica, recubierta de un revestimiento de sustancias, cuya composición química puede ser variada, según las características que se requieran en el uso¹⁰. El revestimiento puede ser básico, rutilico y celulósico. Para realizar una soldadura por arco eléctrico se induce una diferencia de potencial usando una fuente de energía entre el electrodo y la pieza a soldar, con lo cual se ioniza el aire entre ellos y pasa a ser conductor, de modo que se cierra el circuito. El calor del arco funde parcialmente el material de base y funde el material de aporte, el cual se deposita y crea el cordón de soldadura¹¹.

Figura.1 Esquema de procesos de soldadura SMAW



Fuente: <http://www.monografias.com/trabajos82/soldadura-electrodo-revestido/soldadura-electrodo-revestido.shtml>.

¹⁰ Vornovitsky, B V Semendyaev, M I Kucherova, D V Arsyukov., Regulating Splashing of electrode metal in manual arc welding, *Welding International*, 2007., Vol. 21., p 4.

¹¹ Hernández Riesco Germán., *Manual del Soldador*, 644 páginas, España, Enero de 2012.p 23.

4.1.2. Ventajas y desventajas del proceso SMAW

En la tabla 1 se describen las ventajas y limitaciones del proceso SMAW

Tabla 1. Ventajas y Limitaciones

| Ventajas | Limitaciones |
|---|---|
| ✓ Equipo es simple económico y portátil. | ✓ No es aconsejada para producción. |
| ✓ Puede soldar en cualquier posición. | ✓ Mayor número de empalmes en cordones largos. |
| ✓ Puede ser usado para soldar la mayoría de materiales en las industrias. | ✓ Se limita a algunos materiales con puntos de fusión bajos, como: Pb, Zn, Sn, etc. |
| ✓ No requiere de atmosfera controlada. | ✓ Salpicaduras frente a otros procesos. |
| ✓ permite el uso de generadores de corriente a Diésel y gasolina. | ✓ Producción y remoción de escoria. |

4.1.3. Aceros Inoxidables

Acero es la denominación que comúnmente se le da en ingeniería metalúrgica a una aleación de hierro con una cantidad de carbono variable entre el 0,01% y el 2,1% en peso de su composición, dependiendo del grado; aunque normalmente estos valores se encuentran entre el 0,03% y el 1,7%. Los Aceros Inoxidables son definidos como aleaciones ferrosas que contienen básicamente hierro, carbono y cromo. Los dos primeros son elementos intrínsecos de cualquier acero más el cromo en cantidades superiores a 12%, hasta valores del orden de 30%. El Cr es un metal reactivo y se combina con el Oxígeno del aire o en cualquier otra condición oxidante para formar una película estable de óxido de cromo, que lo aísla al acero del medio agresivo¹². Los aceros inoxidables también pueden

¹² Termo Soldex S.A, Aceros inoxidables, No 36, Agosto de 2004. Tratamientos térmicos en la soldadura y Pruebas hidráulica de gasoductos., 40 páginas, Colombia, 2004.

contener elementos de aleación tales como Si, Mn, P, S, Ni, Mo, Cu, Ti, Nb, N, B, W, Se y Te.

4.1.4. Clasificación De Los Aceros Inoxidables

4.1.4.1. Aceros inoxidables ferríticos

Los Aceros Inoxidables ferríticos son clasificados de esta forma porque la fase predominante metalúrgicamente es la ferrita. Estas aleaciones poseen buena resistencia a la corrosión bajo esfuerzos, corrosión por picaduras y corrosión por fisuras (particularmente en medios con cloruros). Son utilizados en una variedad de aplicaciones donde la resistencia a la corrosión más que las propiedades mecánicas (dureza, tenacidad y ductilidad) es el requerimiento principal. Bajos contenidos de cromo (10,5 a 12,5%) son usados para aplicaciones como sistemas de tubo de escapes en automóviles, donde la resistencia a la corrosión general es mayor a las de aceros con carbono. Aceros Inoxidables ferríticos con contenidos medios y altos de cromo son usados en medios más agresivos a la corrosión¹³.

Las aleaciones superferríticas son usadas en el procesamiento químico en la industria del papel donde la resistencia a la corrosión es requerida en muchos medios oxidantes. Altos contenidos de cromo son también usados en hornos de alta eficiencia¹⁴.

Históricamente, los aceros inoxidables ferríticos han sido usados en grandes tonelajes en aplicaciones que no requieren soldadura. Por ejemplo grados medios de cromo son usados extensivamente para adornos de automóviles y otras aplicaciones decorativas y de arquitectura. Desde inicios de los 80's el uso de aceros con contenidos bajos y medianos de cromo se ha incrementado

¹³ A.J. Sedricks, Corrosion of stainless steels, Wiley Interscience, New York. 1996.

¹⁴ Vargas H, Jesús (2010). "Fabricación y caracterización del acero inoxidable 430 como estándar en las pruebas de polarización de acuerdo a la norma ASTM A65" Instituto Politécnico Nacional, diciembre de 2010, pp. 78.

dramáticamente. Desde que se soldaron tubos y conexiones, la soldabilidad de los aceros inoxidable ha recibido mucha atención¹⁵.

Por años se han desarrollado aceros con alto contenido de cromo para medios que lo demandan, como por ejemplo: plantas químicas, molinos de papel, pulpa y refinerías. Estas aleaciones poseen relativa resistencia a la corrosión, mayor que los aceros inoxidable austeníticos y martensíticos; sin embargo son costosos y difíciles de fabricar. La soldabilidad de las aleaciones con contenidos medios (16-18%) y alto (>25%) de cromo, han estado sujetas a investigaciones. Los aceros inoxidable ferríticos están generalmente limitados a temperaturas de servicio por debajo de los 400°C (750°F) debido a la formación de fases frágiles. Altos contenidos de cromo son particularmente susceptibles a los 475°C (885°F) por fragilización. Metalúrgicamente, la soldadura en estas aleaciones son primeramente ferríticas aunque puede presentar martensita bajo ciertas condiciones y comúnmente nitruros y carburos¹⁶.

4.1.4.2. Aceros inoxidable austeníticos

La adición como mínimo de 8% de Níquel a un acero con 18% de Cromo lo transforma en austenítico manteniendo sus características de inoxidable. Esta y otras modificaciones, constituyen la serie 300 de la familia de Aceros inoxidable Austeníticos o también llamados al Cromo - Níquel.

La Figura 2, muestra una serie de diagramas de equilibrio Fe-C con 18% Cr y contenidos crecientes de Níquel, mostrando la influencia del Níquel para expandir el campo de Austenita y disminuir hasta casi un 100% el campo de la ferrita. Se puede observar del diagrama que a temperatura ambiente solo se encuentra Austenita y carburos, de hierro y de cromo $M_{23}C_6$, dependiendo de la cantidad de carbono de la aleación.

¹⁵ Moreno R. Arturo, (2009), Op. Cit.,p.27-28.

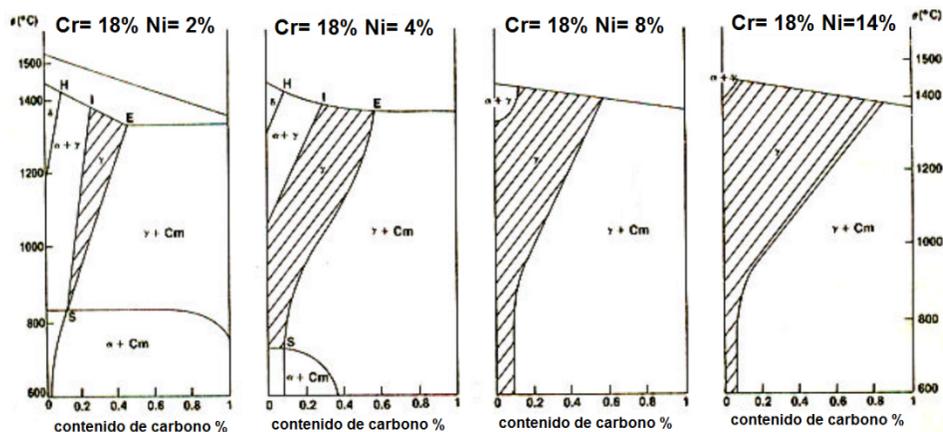
¹⁶ Demo, J.J. Structure and constitution of wrought ferritic stainless steels, in Handbook of Stainless Steels, D. Pecker and I.M. Bernstein, Eds., McGraw-hil, New York., 1977.

La inherente plasticidad de la estructura cúbica centrada en las caras (FCC) de la Austenita transmite su tenacidad, reducción en área y excelente resistencia al impacto aun a temperaturas criogénicas a estos aceros¹⁷.

Para aplicaciones con corrosión es necesario el control del contenido de carbono por debajo de 0,08% (304 y 316). Cuando estos aceros se sueldan se deben tomar precauciones adicionales y frecuentemente se especifican valores de carbono inferiores a 0,03% (304L y 316L),” L” es la abreviatura de Low Carbon en inglés¹⁸.

A veces se le adiciona elementos de aleación estabilizantes del carbono, como el Titanio (321) o Niobio (347) como medio de impedir la formación de carburos de cromo durante el servicio o el procesamiento a altas temperaturas. El carbono se combinará preferiblemente con el Ti (como mínimo 4 veces el contenido de Carbono) o con el Nb, (como mínimo 10 veces el contenido de carbono) permitiendo al Cr seguir en solución sólida en el hierro para impartir resistencia a la corrosión¹⁹.

Figura.2 Influencia del Níquel en la fase gamma de un acero con 18% Cr²⁰.



Fuente: Termo Soldex S.A. Op. Cit.,p. 22

¹⁷ M. Rodríguez, Fundamentos tecnológicos y Metalúrgicos para la Soldadura de los Aceros Inoxidables, CIS-IIM, mayo 2003,p 5-30.

¹⁸ G.M. Slaughter, and T.R. Housley, “The Welding of steels to austenitic stainless steels”, U.S. Atomic energy commission, p. 9.

¹⁹ AISI, American Iron and Steel Institute, 1133 15th Street, NW, Washington, DC 20005, U.S.A.,p.11

²⁰ Laufgan, Sergio G, Op. Cit.,p. 22

Los aceros inoxidable Austeníticos no pueden ser templados para obtener Martensita, ya que el Níquel estabiliza la Austenita a temperatura ambiente y aún por debajo de ella.

Los Aceros Inoxidables Austeníticos son lejos los más usados por su ductilidad lo que los hace ideales para ser soldados, un proceso muy utilizado en la construcción de recipientes y cañerías de la industria Química y Petroquímica en donde la Corrosión es una condición de servicio determinante²¹.

4.1.4.3. Aceros inoxidables endurecidos por precipitación

Este tipo de aceros inoxidables se desarrolló a escala industrial después de la Segunda Guerra Mundial, como una alternativa para elevar las características de resistencia mecánica mediante tratamientos térmicos de envejecimiento²².

Estos aceros se denominan "endurecibles por precipitación" o PH (precipitation hardening) y ofrecen una alternativa a los aceros inoxidables austeníticos cuando se desee asociar elevadas características mecánicas y de maquinabilidad. Son aleaciones hierro-cromo-níquel que se caracterizan por la resistencia mecánica obtenida a partir del endurecimiento por tratamiento térmico de envejecimiento. Estos grados se pueden clasificar en función de su estructura en estado de recocido y del comportamiento resultante tras el tratamiento de envejecimiento, como austeníticos, semi-austeníticos o martensíticos. Los aceros endurecibles por precipitación están patentados y frecuentemente se les designa con las siglas de la empresa fabricante²³.

²¹ TERMO SOLDEX S.A. Op. Cit.,p. 23

²² Lippold J.C. y Kotecki DamianJ, Welding Metallurgy and Wldability DF Stainless Steel, Wiley – Iriterscience, 2005, Capítulos 1, 3 y 5.

²³ Donald R. Askeland, "Ciencia y tecnología de los materiales" 3ra Edición, Ed.International Thomson. (1998). p.372-374.

4.1.4.4. Aceros inoxidables dúplex

Los aceros inoxidables dúplex son los de más reciente desarrollo; son aleaciones cromo-níquel-molibdeno que forman una mezcla de cantidades aproximadamente iguales de austenita y ferrita. Sin embargo, la cantidad de Níquel es insuficiente para desarrollar completamente la estructura cristalina austenítica. El contenido de cromo varía del 18 al 26%, y el contenido de níquel de 4,5 a 6,5%. La adición de elementos como nitrógeno, molibdeno, cobre, silicio, y tungsteno proporciona ciertas características de resistencia a la corrosión.

Sus características son las siguientes:

- Son magnéticos.
- No pueden ser endurecidos por tratamiento térmico.
- Buena soldabilidad.
- La estructura dúplex mejora la resistencia a la corrosión de fractura bajo tensión en ambientes con iones de cloruro²⁴.

4.1.4.5. Aceros inoxidables martensíticos

Son esencialmente aleaciones de cromo y carbono cuya principal característica es su habilidad para aumentar su resistencia mecánica y dureza mediante tratamiento térmico que produce martensita. El contenido de cromo se sitúa normalmente entre 10,5% y 18% y el de carbono es alto, alcanzando valores de hasta 1,2%. El contenido de Cr y C está equilibrado para asegurar la formación de la estructura martensítica durante el tratamiento térmico.

Fueron los primeros que se desarrollaron industrialmente y representan una parte de la serie AISI 400. Sus características son las siguientes:

- Moderada resistencia a la corrosión.
- Son endurecibles por tratamiento térmico y por lo tanto se pueden desarrollar altos niveles de resistencia mecánica y dureza.

²⁴ Vargas Cortes Hugo., Solidificación de aceros inoxidables dúplex., Morelia., 2011., p. 18

- Son magnéticos.
- Debido al alto contenido de carbono y a la naturaleza de su dureza, es de pobre soldabilidad²⁵.

4.1.5. Propiedades y características de los aceros inoxidables

En la tabla 2, se muestra la clasificación, principales características, composición y usos de los aceros inoxidables

Tabla 2. Clasificación de los aceros inoxidables.

| CLASIFICACION DE ACEROS INOXIDABLES | CLASIFICACION AISI | EJEMPLO DE ESPECIFICACIONES | CARACTERISTICAS | USOS | COMPOSICION |
|-------------------------------------|-------------------------|---|---|--|---|
| MARTENSITICOS | SERIES 400 | 403,410,414,416,420,422, 431,440 | Tienen moderada resistencia a la corrosión, son edurecibles por tratamiento térmico y por lo tanto pueden desarrollar altos niveles de resistencia mecánica y dureza, son magnéticos y son de pobre soldabilidad. | Cuchillería, sicos de freno, bombas y turbinas a gas o vapor, instrumentos dentales | Cromo de 10,5 a 18% mas Carbono hasta 1,2% |
| AUSTENITICOS | SERIES 200 y 300 | 202,205,201 y 301,303,304,305,308,309, 310,316,317,321,330,347, 348 | Excelente formabilidad, muy buena resistencia a la corrosión, edurecibles, excelente soldabilidad, funcionales en temperaturas extremas, no son magnéticos y son de fácil transformación | Industrias químicas, farmacéuticas, alimentaria, aeronáuticas, naval y del petróleo. | Cromo de 16 a 26% y su contenido de carbono se mantiene bajo hasta el 0,15% máximo. Se les adiciona níquel (Series 300 AISI) y manganeso y nitrógeno (Series 200 AISI). |
| FERRITICOS | SERIES 400 | 405,409,429,430,434,436, 442,444,446 | Tienen resistencia a la corrosión de moderada a buena, son magnéticos y de pobre soldabilidad, edurecibles, su uso se limita procesos de formado en frio de poca severidad. | Equipos para refinación del petróleo, silenciadores y convertidores catalíticos para autos | Cromo de 10,5 a 30% mas Carbono del orden de 0,08%, algunos contiene Mo, Si, Al; Ti, No. |
| DUPLEX | POR EL NOMBRE COMERCIAL | 329,2205 | Son magnéticos, no son edurecibles por tratamiento térmico, buena soldabilidad, mejora la resistencia a la corrosión de fractura bajo tensión en ambientes con iones de cloruro. | Tubos de intercambiadores de calor, refinerías, industrias químicas e industriales, puentes, techos, barcos, plataformas marinas | Cromo varia del 18% al 26% y el níquel de 4.5% a 6.5%. Se le añaden elementos como Ni,Mo,Cu,Si y W |
| EDURESIDOS POR PRECIPITACION | POR EL NOMBRE COMERCIAL | 17-4 PH, 15-5 PH, 17-7 PH, PH 15-7 MO. | Resistencia mecánica mediante tratamientos térmicos de envejecimiento, se pueden clasificar en función de su estructura en estado de recocido y del comportamiento resultante tras el tratamiento de envejecimiento como austeníticos, semi- austeníticos o martensíticos. Son patentados y se les designa con las siglas de la empresa productora. | Se usa se desea asociar elevadas características mecánicas y de maquinidad, | Son aleaciones de Fe-Cr-Ni que pasan por un proceso de endurecimiento por tratamiento térmico de envejecimiento |

²⁵ Donald R. Askeland, "Ciencia y tecnología de los materiales" 3ra Edición, Ed. International Thomson. (1998). p.372-374.

4.1.6. Problemas de soldabilidad en aceros inoxidables austeníticos y ferríticos

4.1.6.1. Aceros inoxidables austeníticos

En la soldadura de los aceros inoxidables austeníticos es práctica generalizada mantener la temperatura del material base (ZAT) lo más baja posible. Esto se logra usando bajas intensidades de corriente (compatibles con una adecuada penetración y fusión), longitud de arco corto, secuencia de paso peregrino, cordones cortos, o simplemente esperando que la pieza se enfríe entre cordón y cordón. Es una práctica corriente limitar la temperatura a valores donde el material pueda tocarse con la mano (70°C)²⁶.

Como excepción y rara vez puede ser requerido un calentamiento a 500°C con el objeto de producir precipitación de carburos (de Nb) en aceros inoxidables AISI 347 estabilizados al Niobio o en aleaciones de Níquel de una manera controlada para evitar la precipitación de la fase sigma en servicio produciendo fragilidad. Este último Tratamiento se realiza si fuese necesario mediante un Tratamiento Térmico Post Soldadura²⁷.

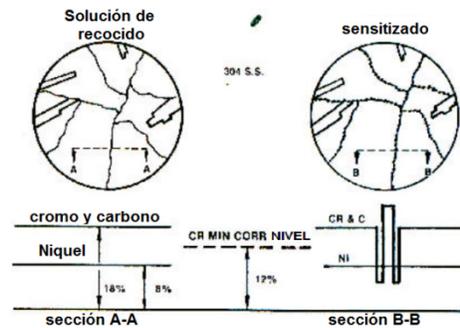
Sensitización y corrosión intergranular (CIG), en el intervalo de 420°C - 850°C el cromo y el carbono disueltos en el hierro de estos aceros se combina y precipita en el borde de grano como carburo de cromo $M_{23}C_6$. La disminución de Cr de la solución sólida en las adyacencias del borde de grano deja poco Cr para formar la película protectora de óxido de cromo. Esta situación deja al acero inoxidable vulnerable a ciertos medios y se la denomina sensitización. La corrosión resultante es intergranular como consecuencia de la precipitación de los carburos de Cr $M_{23}C_6$. La soldadura de estos aceros produce áreas adyacentes al cordón que alcanzan las temperaturas antedichas entre 420°C y 850°C, debido a ello estos

²⁶ Termo soldex S.A.. Op. Cit.,p. 25

²⁷ F.M.L. Arantes, R.E. Trevisan, Journal of achievements in materials and manufacturing engineering volume 20, enero - febrero 2007.

aceros se sensitizan en dos bandas paralelas al cordón de soldadura levemente alejadas de este²⁸.

Figura 3. Diferencia en la distribución de Cr de una microestructura sensitizada y no sensitizada.



Fuente: INDURA S.A, Op. Cit.,p. 15

Ya que el carbono es el ingrediente esencial en la formación de carburo de cromo y la posterior sensitización, un remedio es la disminución del carbono disponible para la formación de carburo de cromo $M_{23}C_6$. Esto se puede hacer de varias formas: Una manera sería a través de la disminución del contenido de carbono. La Figura 3, muestra como la relación Tiempo contra temperatura causa sensitización para varios contenidos de carbono de acuerdo al ensayo de Strauss test²⁹. Para prácticas normales de soldadura un máximo de 0,03% C (grado L), es considerado suficientemente bajo para prevenir sensitización.

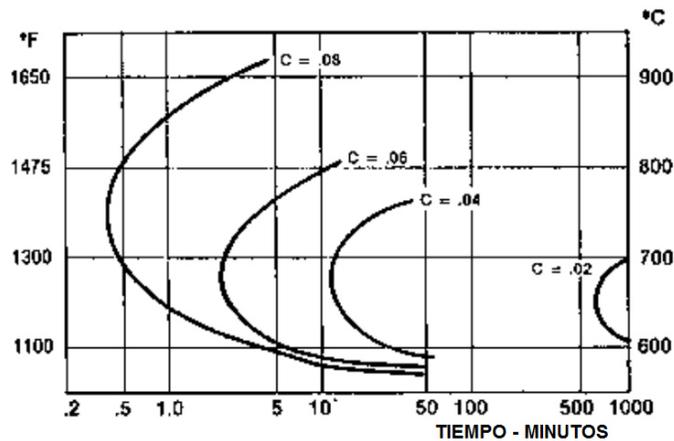
Para electrodos revestidos se permite un máximo de 0,04% C. Nótese que (ver figura 4) si el contenido de carbono es 0,02% o menor, la precipitación de carburos no ocurrirá excepto después de 10 horas. Si la técnica de soldadura utilizada asegura un enfriamiento rápido, no habrá tiempo suficiente para la formación de carburos y la sensitización del acero no ocurrirá. Desafortunadamente las soldaduras sensitizadas lucen, una vez finalizado el proceso de soldadura, exactamente igual que las no sensitizadas por lo tanto soldadores que no estén

²⁸ Lee, CH (1988). Soldabilidad y análisis microestructural de aceros inoxidables austeníticos grado nuclear. La Universidad de Tennessee). Disertaciones y Tesis ProQuest, p. 465-465,

²⁹ J.C.Lippold. Selection of Wrought Austenitic stainless Steels. ASM Handbook. Vol 6, 9th edition, 1995. p. 456 - 469.

familiarizados con las particularidades de estos aceros podrían generar soldaduras defectuosas en casos particularmente sofisticados. Los grados L y EL (Low y Extra Low Carbon) de bajo carbono minimizan este riesgo³⁰.

Figura 4. Relación tiempo-temperatura para producir susceptibilidad a la corrosión Intergranular en un acero 304 con varios contenidos de carbono³¹.



Fuente: Chehaibou, p 534

Un segundo método para evitar la precipitación de carburos de cromo consiste en realizar un calentamiento de redisolución (Acción y efecto de volver a disolver carburos que se había depositado o precipitado) de los carburos a una temperatura de 1050°C para luego y desde esa temperatura realizar un temple de retención de fase evitando que precipiten los carburos. Este tipo de solución es válida para partes que no deban calentarse en servicio en el intervalo de temperaturas donde se produce sensitización (420-850°C). Este tipo de solución en general no se aplica a partes soldadas ya que las mismas suelen ser voluminosas (tanques) y de relativamente poco espesor lo que las hace difícil de templar, además los calentamientos a estas altas temperaturas podrían deformar la estructura³².

Otro método para eliminar el problema del carbono en el metal base es especificar aceros Inoxidables que contengan Titanio o Niobio. Ambos aleantes tienen una

³⁰ Hurtado C. Adrian, "Caracterización de juntas soldadas del acero inoxidable AISI/SAR 304 por GMAW-P. Ing. Tesis, Universidad Central de Venezuela. p. 3.

³¹ Chehaibou, A. (2006). Metalúrgica soldabilidad de los aceros inoxidables. *soldadura Internacional*, 20 (7), 553-556.

³² Lippold J.C. y Kotecki DamianJ, Op. Cit., p 14.

gran afinidad con el carbono y formarán carburos preferencialmente con ellos dejando al cromo en solución. A los aceros inoxidables de este tipo se los denomina "Estabilizados" al Ti (tipo 321, donde $\%Ti = 4x\%C$), o al Nb (tipo 347 donde $\%Nb = 10x\%C$, 1% max) según sea el aleante utilizado. Debido a que el Ti se volatiliza en el arco eléctrico, en la soldadura de estos materiales se suele utilizar el tipo 347 (aleado con Nb) o el 308L (no estabilizado) como material de aporte³³.

El mecanismo para minimizar carburos de cromo es el siguiente: A 1050°C puede considerarse que la Austenita disuelve todos los carburos presentes en la estructura, ya sea los carburos de Cr de Fe de Ti o de Nb. Si comenzamos a enfriar desde esta temperatura un acero estabilizado veremos que alrededor de los 900°C comienza a formarse el carburo de Ti (321) o el carburo de Nb (347), en cambio el carburo de cromo recién empieza a precipitar a una temperatura inferior (800°C). Por lo tanto si se solubilizan todos los carburos a 1050°C y se enfrían lentamente en el intervalo de precipitación de carburo de Ti o Nb (900°C) permitiendo la precipitación de carburo de Ti o de Nb (según sea el acero utilizado) cuando lleguemos al intervalo de precipitación del carburo de Cr (800°C), ya no quedará carbono libre, debido a que todo el C precipitó en forma de carburo de Ti o de Nb³⁴.

Es interesante observar que es imprescindible en el caso de los aceros estabilizados que estos se enfríen lentamente en el intervalo de precipitación de carburo de Ti o Nb para permitir su formación. En caso contrario, si se enfría rápidamente en este intervalo no habría tiempo para la precipitación de carburos

³³ M. Sireesha, Shaju K. Albert, V. S Sundaresan, "A comparative evaluation of welding consumables for dissimilar welds between 316LN austenitic stainless steel and alloy 800". *Journal of nuclear materials*, 200, (279) p. 65-76.

³⁴ Thomas, C.R. and F.P.A. Robinson, *Kinetics and mechanism of grain growth during welding in niobium-stabilized 17% chromium stainless steels*. *Metals Technology*, 1978. 5(4): p. 133.

de Ti o Nb y luego, a temperaturas más bajas, se produciría la indeseable precipitación del carburo de Cromo $M_{23}C_6$ ³⁵.

4.1.6.2. Aceros inoxidables ferríticos

Los aceros inoxidables ferríticos tienen tres problemas que pueden acentuarse más o menos según sea la aplicación:

- a) Crecimiento de grano.
- b) Sensitización.
- c) Pérdida de ductilidad por presencia de fase Sigma.

a) Como en la fragilización a altas temperaturas (HTE) ocurre por exposición a elevadas temperaturas, el crecimiento de grano, también es un factor que influye en las propiedades mecánicas subsecuentes, aunque el tamaño de grano solo no puede ser tomado en cuenta como efecto de fragilización. En aleaciones que son completamente ferríticas (por ejemplo en contenidos no austeníticos) a temperaturas superiores aproximadamente a 1100°C, el crecimiento de grano puede ser dramático, particularmente en aleaciones que han sido trabajadas en frío. Por ejemplo, tamaños de grano del orden de (180µm) a (127µm), grano número 2 y 3 ASTM respectivamente, pueden presentarse en la zona afectada térmicamente de la soldadura.

Trabajo de Plumtree y Gullberg³⁶ en aleaciones con 25% Cr y 18% Cr – 2% Mo han demostrado el efecto combinado del tamaño de grano y el contenido intersticial en el HTE.

b) Los Aceros Inoxidables ferríticos pueden a veces, ya sea por segregación del Cr, o por estar muy cerca del bucle Gamma, no ser totalmente ferríticos generando en el calentamiento a más de 900°C algo de austenita en borde de

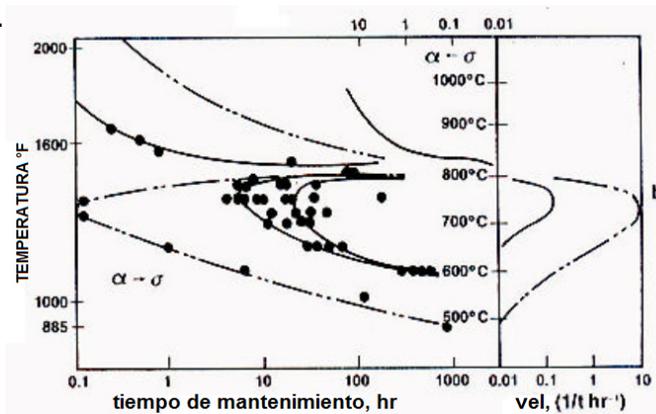
³⁵ INDURA S.A, Op. Cit.,p 17.

³⁶ Plumtree, A., y Gullerg , R. The influence of interstitial and some substitutional a Hoving elements, in toughness of ferrite stainless steels, ASTM STP 706, R.A. Luía, 1980., ASTM p., 34-35.

grano ferrítico. Si luego de esta transformación se los enfría rápidamente la austenita formada se transformará en martensita disminuyendo algo la plasticidad pero por sobre todo disminuyendo la resistencia a la corrosión del borde de grano, por ello a estos aceros, para mejorarles su resistencia a la corrosión se los debe enfriar lentamente desde una temperatura de aproximadamente 1000°C. Por otra parte la presencia de martensita en borde de grano podría impedir el crecimiento de grano.

c) A medida que se aumenta la proporción de Cr para mejorar la resistencia a la corrosión, se acerca peligrosamente a la transformación de Fe - alfa. Fase Sigma (s) de estructura cristalina tetragonal que predice el diagrama de equilibrio Fe-Cr. La Fase Sigma (s) es un intermetálico duro y frágil que fragiliza a toda la estructura. La fase Sigma se forma durante el enfriamiento en el intervalo de 870°C/ 530°C y puede ser re disuelta con calentamientos del orden de 1100°C mientras su formación puede ser evitada por un enfriamiento rápido que retenga la fase de alta temperatura (Fe - alfa), ver figura 5³⁷.

Figura. 5. Transformación Isotérmica de la reacción $\alpha \rightarrow \sigma$ de una aleación con 46,5% Cr. Líneas llenas corresponde Ferrita recocida. Líneas punteadas a Ferrita deformada en frío³⁸.



Fuente: AISI,1133, p 6.

³⁷ AISI, Op. Cit.,p.11

³⁸ AISI., American Iron and Steel Institute, 1133 17th Street, NW, Washington, DC 20005, U.S.A.,p.6

Hay poca información acerca de la influencia de la Fase Sigma en la resistencia a la corrosión; sin embargo, es esperable que una precipitación masiva sea peor que la presencia de colonias aisladas. Ya que la fase sigma es un inter metálico más rico en Cr que la Ferrita, su presencia puede afectar la resistencia a la corrosión por una disminución del Cr disuelto en la matriz.

Los aceros ferríticos poseen una buena ductilidad y muy buena resistencia a la corrosión de acuerdo a la aplicación. La estructura ferrítica no es vulnerable al agrietamiento en caliente.

4.2 ESTADO DEL ARTE

Durante años se ha estudiado el proceso de soldadura SMAW en aceros inoxidable, pero se tiene poca información de la influencia de los parámetros involucrados durante el proceso de soldadura disímil en la ZAT de aceros inoxidable austeníticos AISI 316L y ferrítico AISI 430.

Aguilar Sara, et al³⁹, realizaron una investigación donde estudian las transformaciones metalúrgicas que suceden durante la junta disímil de aceros inoxidable, con el proceso SMAW, usando como material base acero inoxidable austenítico AISI 316L y de acero inoxidable ferrítico AISI 430. Se utilizaron como material de aporte dos electrodos diferentes para llevar a cabo el estudio, AWS E309L Austenítico y AWS E2209-16 Aceros inoxidable dúplex ambos de 3,2 mm de diámetro.

La unión se realizó con un solo pase de soldadura y manteniendo una baja entrada de calor que fue desde 700 a 1000 J / mm. Se evaluó la influencia del tipo de electrodo y la entrada de calor en la evolución microestructural de la zona afectada por el calor y la zona de fusión, ver tabla 3.

Tabla 3. Parámetros de entrada de calor usados en el proceso de soldadura SMAW.

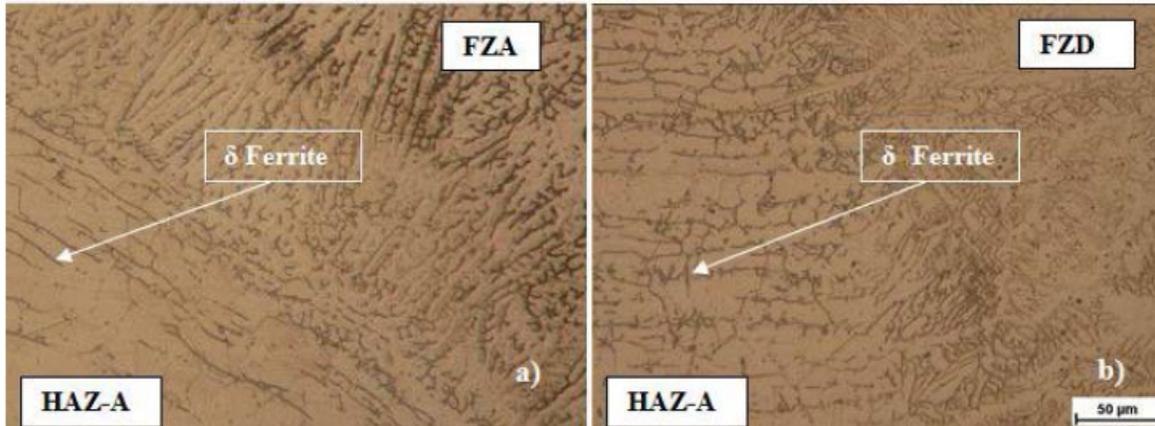
| Electrodo | v (mm/s) | I (A) | V (V) | HI (J/mm) | HI promedio |
|--------------|-------------|----------|----------|--------------|----------------|
| AWS E309L | 1.9 | 50 | 49.0 | 1000 | 922 ± 79 |
| | 2.5 | 52 | 50.0 | 842 | |
| | 2.3 | 52 | 50.4 | 924 | |
| AWS E2205-16 | 2.7 | 50 | 48.8 | 731 | 754 ± 40 |
| | 2.7 | 50 | 48.8 | 731 | |
| | 2.4 | 50 | 48.8 | 800 | |

Fuente: Aguilar Sara, et al., p.65

³⁹ AGUILAR, S., TABARES, J. SERNA, C., "Microstructural Transformations of Dissimilar Austenite-Ferrite Stainless Steels Welded Joints." *Journal of Materials Physics and Chemistry* 1, no. 4 (2013): 65-68. doi: 10.12691/jmpc-1-4-2.

En esta investigación no se encontraron diferencias entre la morfología de ferrita delta δ para ambos depósitos de soldadura. Ver figura 6.

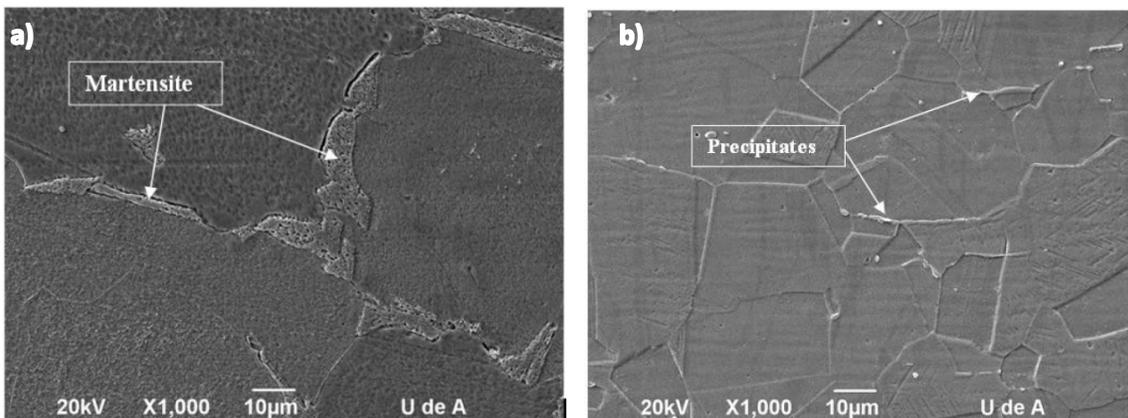
Figura 6. Zona afectada térmicamente - A. Austenítico (HAZ-A), Zona de fusión – A. Austenítico (FZA), Zona de fusión – A. Dúplex (FZD), Microestructura en la línea de fusión a) AISI 316L-AWS E309L y b) AISI 316L-AWS E2209-16.



Fuente: Fuente: Aguilar Sara, et al., p.66

La zona afectada por el calor del lado ferrítico mostró crecimiento de los granos cerca de la línea de fusión y martensita en los límites de grano. Ver figura 7.

Figura 7. (a) muestra límite de granos, libres de precipitación (AISI 430) y (b) muestra límite de grano con precipitados (AISI 316L).



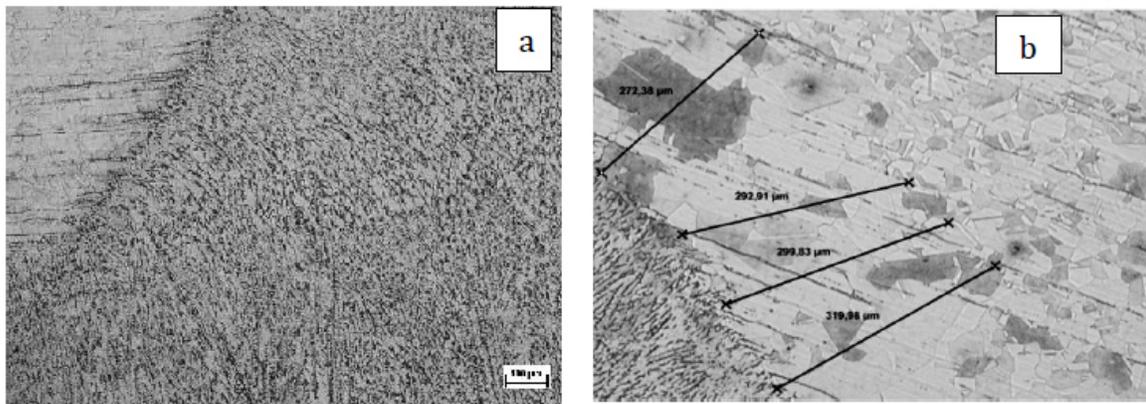
Fuente: Aguilar Sara, et al., p.67

La resistencia a la tracción fue similar para ambas condiciones de soldadura. La microdureza y el porcentaje de ferrita δ se también fueron medidas.

Camacho y Serna⁴⁰, realizaron un análisis sobre la ferrita delta formada en la zona de fusión de la soldadura de aceros inoxidable austeníticos, la cual fue caracterizada por que representa gran interés en el tema de la soldadura de estos aceros por su influencia en las propiedades mecánicas de la unión soldada y la prevención de fenómenos que se presentan en la solidificación, tal, como es la fisuración en caliente. En este trabajo, se muestra la influencia que tiene la entrada de calor en la formación de ferrita delta en el depósito de la soldadura. Con este objetivo se realizó el estudio utilizando como material base chapas de acero AISI 316L de 6 mm de espesor y tamaño de 100 x 100 mm con preparación de bisel en V. Como material de aporte se utilizó, electrodo E316L-16. La soldadura se realizó mediante el proceso de soldadura SMAW.

Para el estudio se analizaron condiciones de alta y baja entrada de calor en el intervalo de 0,5 a 1,6 kJ/mm, para analizar diferencias en la microestructura formada en el depósito de soldadura, así como mediciones de ferrita delta formada en el cordón, por medio del ferritoscopio.

Figura 8. a. Microestructura de solidificación desde el metal base AISI 316L, hasta el centro del cordón, b. Metal base en la zona afectada térmicamente.



Fuente: Camacho y Serna, p.7

⁴⁰ Camacho Trujillo Rosario, Serna Claudia., Influencia de los parámetros de la soldadura para el proceso SMAW en la formación de Ferrita delta durante la Soldadura de Aceros Inoxidables Austeníticos., Universidad de Antioquia., ,2013.p 1.

En las figuras 8a y 8b, se muestran micrografías correspondientes a la unión soldada y la zona afectada por el calor respectivamente. La morfología de la ferrita delta varía desde la línea de fusión hasta el centro del cordón como se muestra en la figura 8a. Como se observa, a partir del metal base, se da el crecimiento columnar, y se torna celular en la medida que se aproxima al centro del cordón. En esta zona, la ferrita delta ya presenta una apariencia reticular entre los cristales de austenita. Ver figura 8^a. La figura 8b muestra que se presenta una región de grano grueso en el metal base adyacente a la línea de fusión y a partir de allí se observa la zona fundida. En esta zona, a partir de la línea de fusión se observa el crecimiento celular de la ferrita delta. Debe resaltarse que de acuerdo a la relación C_{req}/N_{req} , el modo de solidificación es austenítico -ferrítico (FA), indicando que durante el enfriamiento la ferrita transforma a austenita.

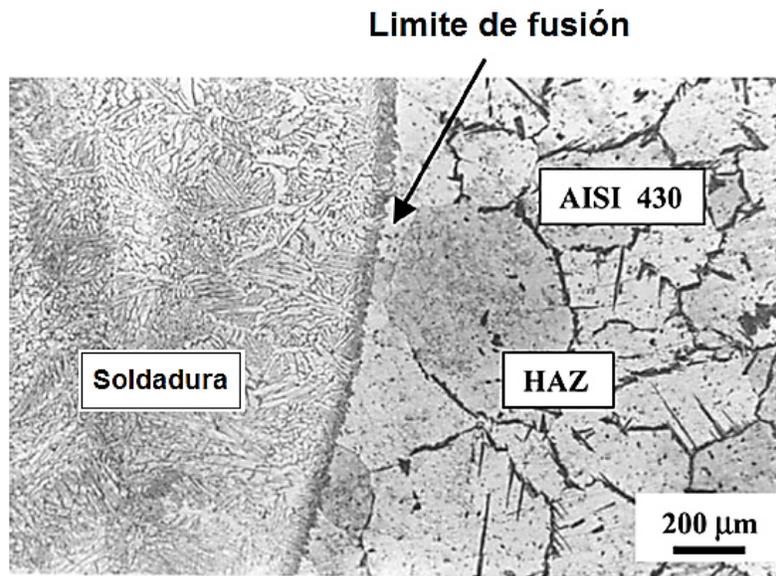
Madhusudhan et al⁴¹, realizaron un estudio de la influencia del proceso de soldadura proceso de soldadura por arco de tungsteno protegido con gas (GTAW) y soldadura por haz de electrones (EBW), en la microestructura y las propiedades mecánicas de las juntas disimiles de aceros inoxidable austeníticos (AISI 304) y aceros inoxidable ferríticos (AISI 430).

Los procesos de fusión de soldadura, usados fueron; (GTAW), (EBW) y soldadura por fricción. Los procesos EBW y GTAW fueron seleccionados para comprender los efectos de entrada de calor, mientras que la soldadura por fricción se incluye para comparar los procesos de fusión y de soldadura en estado sólido. El material utilizado para los estudios de soldadura por fusión fue de 20 mm de espesor, laminado en caliente y recocido. Varillas de 18 mm de diámetro mecanizadas a partir del mismo material de la placa que se utilizaron para estudios de soldadura por fricción.

⁴¹ G. Madhusudhan Reddy, T.Mohandas, A.Sambasiva Roa. Influence of welding processes on microstructure and mechanical properties of dissimilar austenitic-ferritic stainless steel welds. Materials and Manufacturing Processes, 2005.

En GTAW, se empleó como material de aporte ER 430, para la unión de aceros disímiles, mientras que en otros materiales se usaron soldaduras autógenas. En las soldaduras por arco de tungsteno protegido con gas, se observa del lado de AISI 430 crecimiento acicular en la zona de fusión, en la zona afectada térmicamente se observa crecimiento de granos gruesos. Ver figura 9.

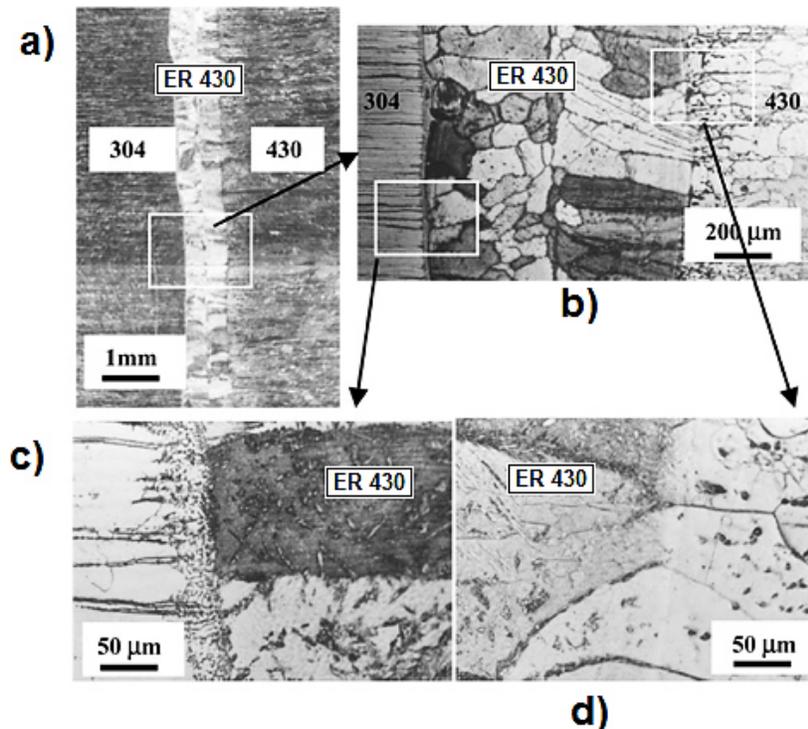
Figura 9. Microestructura de la junta del límite de fusión, proceso de soldadura TIG.



Fuente: Madhusudhan et al, pág., 7.

En la figura 10a se muestra la soldaduras por haz de electrones, la microestructura de la zona parcial de fusión predominantemente fueron los granos equiaxiales del lado de los aceros inoxidable austeníticos, mientras que granos columnares se observaron en el lado de los aceros inoxidable ferríticos en la zona de fusión. Ver figura 10b. La ferrita delta en la zona afectada por el calor (HAZ) y martensita en la soldadura se forman hacia la interfaz de acero inoxidable austenítico, como lo muestra la figura 10c, mientras ferrita acicular y granos ferríticos secundarios se forman hacia el lado de acero inoxidable ferrítico de la interfaz, como lo muestra la figura 10d.

Figura 10. Microestructura disímil de aceros inoxidables (austenítica - ferrítica) obtenida por soldaduras por haz de electrones. a) Unión disímil AISI 430 y AISI 304, b) Magnificación de junta disímil soldada, c) Magnificación de interfase de AISI 304 y el material de aporte ER 430, d) Magnificación de la interfase de AISI 430 y el material de aporte ER 430.



Fuente: Madhusudhan et al, pág., 8.

El análisis por microsonda electrónica (EPMA) reveló que la difusión de elementos fue significativa en GTAW, intermedia en EBW, e insignificante en las soldaduras por fricción. La calidad en la muestra de tracción, e impacto y las propiedades del acero inoxidable ferrítico en combinación con metales disímiles (acero inoxidable austenítico y ferrítico) mediante soldaduras por fricción son superiores a las soldaduras de arco de tungsteno de gas y soldaduras de haz de electrones.

En este mismo trabajo, los autores observaron solidificación epitaxial en el lado de los aceros inoxidables ferríticos, mientras que esas características no son evidentes en los aceros inoxidables austeníticos.

Las juntas hechas por haz de electrones en acero inoxidable austenítico exhibieron una calidad superior a la resistencia a la tracción, dureza e impacto comparado con la soldadura fricción. Las piezas soldadas por GTAW exhibieron poca resistencia a la corrosión por picaduras, mientras que las soldaduras por fricción obtuvieron la más alta resistencia a la corrosión por picaduras. En general, las picaduras se limitan a bajos contenidos de $Cr M_{23}C_6$ en las regiones adyacentes a los carburos precipitados.

T.W. Nelson et al⁴², desarrollaron un análisis en la evolución microestructural de los límites de fusión en soldaduras disímiles de aceros inoxidables ferríticos y austeníticos, y como pudieron influir de manera significativa tanto en la soldabilidad como en el comportamiento de las juntas en servicio. Se realizó una investigación para caracterizar la microestructura entre los límites de fusión y entender mejor la naturaleza y las características de los límites asociados con formación de grietas en las soldaduras disímiles. En este trabajo se analizaron la naturaleza y evolución de la zona parcial de fusión, las transformaciones originadas en el enfriamiento en la zona de fusión y la zona afectada por el calor (ZAT).

El modelo del sistema que se usó para estudiar este comportamiento, está formado por un metal base de hierro de gran pureza y como material de aporte, 70Ni-30Cu (AWS A5.14 ERNiCu-7). El uso de este sistema sencillo de Fe-Ni-Cu, suministró microestructuras muy parecidas a la zona de fusión fueron desarrolladas de forma análoga y observada en sistemas de ingeniería más complejos.

Análisis por difracción de electrones retrodispersados y mapa de imágenes de Orientación (OIM), revelaron que las relaciones de orientación entre la ZAT

⁴² T.W. Nelson, J.C. Lippold and M.J.MILLS. Nature and Evolution of the fusion Boundary in Ferritic-Austenitic Dissimilar Metal Welds-Part 2: On-Cooling Transformations. Supplement the welding Journal, October 2000.

adyacente y granos de metal de aporte en la frontera de fusión eran diferentes de la relación cubo a cubo que normalmente se observa en las soldaduras metálicas similares. El límite de la temperatura de fusión en el sistema estudiado revelo desorden en la orientación de los granos en límites consistentes con las relaciones de FCC / CCC comunes, es decir, Bain, Kurdjumov-Sachs y Nishiyama-Wassermann. Se propone una teoría que describe la evolución de la frontera de la fusión y se describe la naturaleza y el carácter del límite de grano de "Tipo II".

A.L. Rivas et al⁴³, realizaron un estudio donde se evaluaron las propiedades mecánicas de un acero 5Cr-0,5Mo soldado con un acero inoxidable austenítico 309Mo. Las muestras fueron ensayadas en la condición soldada sin someterlas previamente a un tratamiento térmico post-soldadura. Paralelamente se hizo un estudio con muestras soldadas en la forma convencional utilizando un electrodo E502XX. Este material se evaluó con y sin tratamiento post-soldadura. Las muestras soldadas fueron caracterizadas mediante microscopía óptica y se efectuaron ensayos de micro dureza, tracción y doblaje, después de una inspección mediante ensayos no destructivos con líquidos penetrantes y radiografías. Los resultados indicaron un comportamiento mecánico adecuado del acero soldado con el electrodo de acero inoxidable austenítico precalentado a 300°C, a pesar de presentar altos valores de dureza en la zona afectada por el calor.

L. Zamora et al⁴⁴, desarrollaron un estudio de donde elaboraron la unión soldada de dos aceros, el AL6XN, mediante el proceso soldadura por arco de tungsteno protegido con gas (Gas Tungsten Arc Welding – GTAW), usaron como material de aporte ER-NiCrMo-3 la aplicación de la soldadura se realizó bajo el código ASME Sección XI.

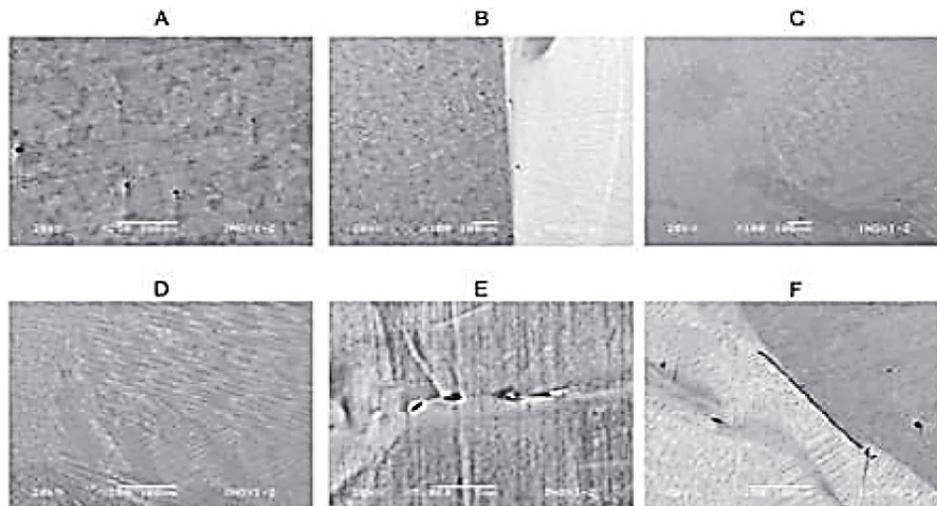
⁴³ A.L.Rivas, E.Vidal, H.D' Armas, S Faneyt E. Villamizar and C. Molina. Comportamiento mecánico de un acero 5Cr-0.5Mo soldado con un acero inoxidable austenítico 309Mo. Anales de mecánica de la fractura, Vol. 19, 2002.

⁴⁴ L.Zamora Rangel, A.L. Medina Almazan, C. Rivera Rodriguez and A.S. Rojas Salinas. Evaluación de una soldadura disimilar de aceros inoxidables AL6XN y AISI 316L. El hombre y la maquina No 37, Pag Octubre 2011.

La evaluación consistió en la caracterización microestructural del material base, de la zona afectada por el calor (ZAT), y de propiedades mecánicas tales como la dureza y la tensión. Los resultados obtenidos muestran que en las condiciones de soldadura propuestas, con un aporte de calor de 0,45 – 0,7 kJ/mm, estas uniones soldadas son satisfactorias.

La microestructura del acero inoxidable AISI 316L aparece en la figura 11A, a una magnificación de 250X; esta corresponde a una estructura de grano austenítico de formados en la dirección longitudinal. La ZAT del acero 316L y la soldadura están a 250X, se pueden ver en la figura 11B. En la figuras 11C y 11D a 100 y 250X puede observarse la presencia de ferrita delta en el cordón de soldadura, presentando una morfología de tipo vermicular, aspecto característico del procesos de soldadura del acero 316L, esto sucede cuando se emplea material de aporte con contenidos elevados de elementos que promueven la formación de ferrita. Las dos metalografías correspondientes a las intersecciones de dos distintas regiones del cordón de soldadura y el material base se muestran en las figuras 11B y 11F, en ellas se observa la existencia de dendritas en el cordón de soldadura y un poco más alargadas hacia el centro del cordón mismo.

Figura 11. A. microestructura del acero inoxidable AISI 316L, B. interfase del acero 316L, ZAT y soldadura, C y D. zona de la soldadura, E. límite de grano y carburos en acero AL6XN, F interfase soldadura, ZAT y acero AL6XN.



Fuente: L. Zamora et al .,p 37.

R.L. Klueh y J.F. King⁴⁵, investigaron las causas de las fallas en diferentes juntas disímiles (austeníticas o ferríticas) en tubos y articulaciones recalentadas de una planta de vapor de hidrocarburos. Se observaron, grietas que se forman y se propagan en el acero ferrítico (por lo general $2^{1/4}$ Cr – 1 Mo de acero), entre 5 a 15 micrómetros desde la línea de fusión.

La microestructura compleja desarrollada en la interfase entre el metal de soldadura, $2^{1/4}$ Cr – 1 Mo durante la soldadura y la elevada temperatura de servicio fue examinada la soldadura en diferentes condiciones, templado que da como resultados, juntas con defectos y juntas sanas con más de 100.000 horas de servicio en una caldera de combustible fósil.

Observaciones metalográficas en las juntas que fallaron y que no fallaron, se combinaron con observaciones de la literatura para explicar la microestructura en la interfase y el modo de fallo subsecuente. Teniendo en cuenta como base el modelo de las probetas fallidas. También se presentaron recomendaciones para mejorar la fiabilidad de la junta.

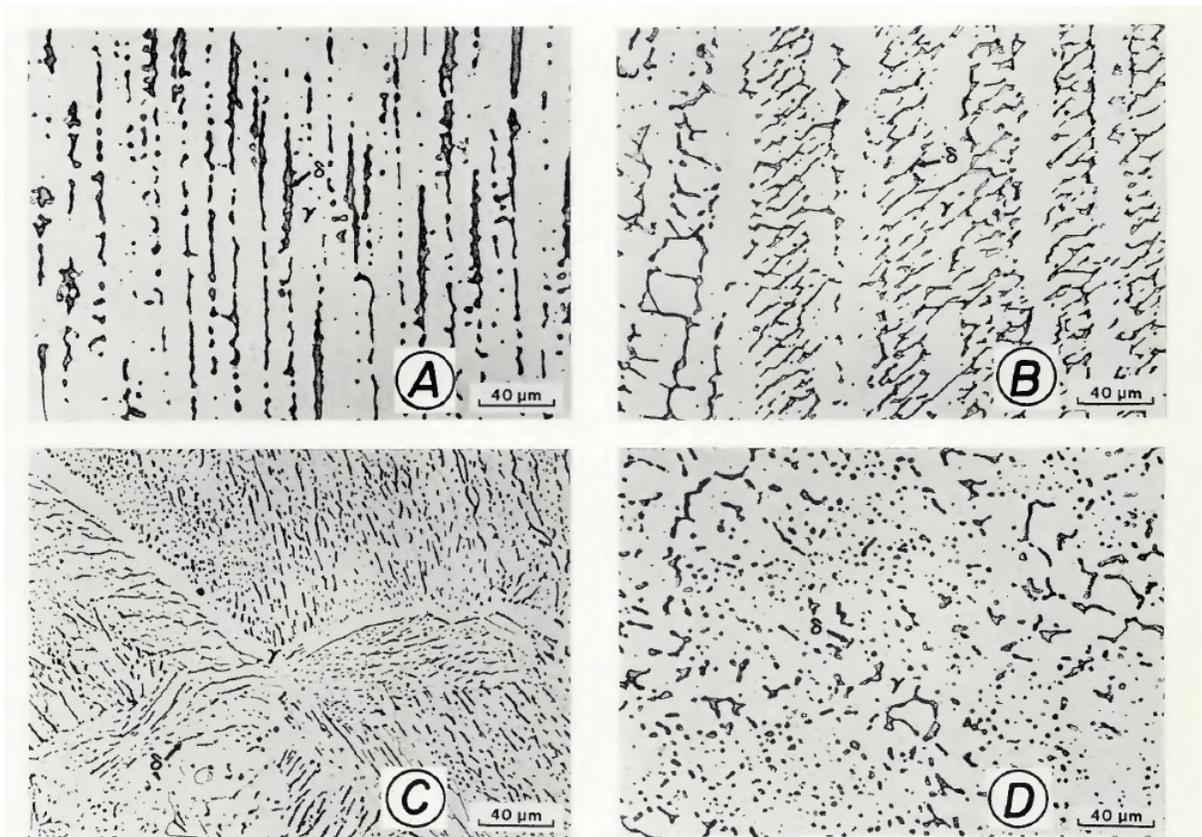
S. A. David⁴⁶, Estudió las variaciones en el contenido de ferrita dentro de la soldadura y relacionó la composición del metal de aporte, la morfología de ferrita, y la disolución de ferrita resultante de ciclos térmicos durante pases de soldadura posteriores. Cuatro morfologías de ferrita distintas han sido identificadas en el acero Tipo 308 en la aplicación de soldaduras multipase de acero inoxidable: vermicular, entre lazada, aciculares y globular, como lo muestra la figura 12. Los tres primeros tipos de ferrita están relacionados con las transformaciones tras la solidificación y el cuarto se relaciona con la inestabilidad de la forma de la ferrita residual.

⁴⁵ R.L. KLUEH and J.F.KING. Austenitic Stainless Steel- Ferritic Steel Weld Joint Failures. Septiembre 1982.

⁴⁶ S. A. David., Ferrite Morphology and Variations in Ferrite Content in Austenitic Stainless Steel Welds, 1981., Welding Journal. p. 63s.

Estudios anteriores mostraron que la mayor parte de la ferrita observado en las soldaduras de acero inoxidable austenítico, contienen una estructura dúplex y puede ser identificado como ferrita primaria residual resultante de la transformación incompleta $\delta \rightarrow \gamma$, durante la solidificación y / o ferrita residual después de la precipitación de austenita en ferrita primaria. Estos modos de formación de ferrita se pueden utilizar para explicar morfologías de ferrita observadas en el depósito de acero inoxidable austenítico.

Figuras 12. Forma inestabilidades en diversas morfologías de ferrita. A-Tipo I, vermicular; B-Tipo II, entre lazada; C-Tipo, acicular; D-Tipo, acicular; Globular



Fuente : S. A. David., p63.

Para el estudio de David ⁴⁷, las variaciones en el contenido de ferrita dentro de la soldadura también se relacionaron con la composición del metal a soldar, la morfología de ferrita, y la disolución de ferrita resultante de ciclos térmicos entre

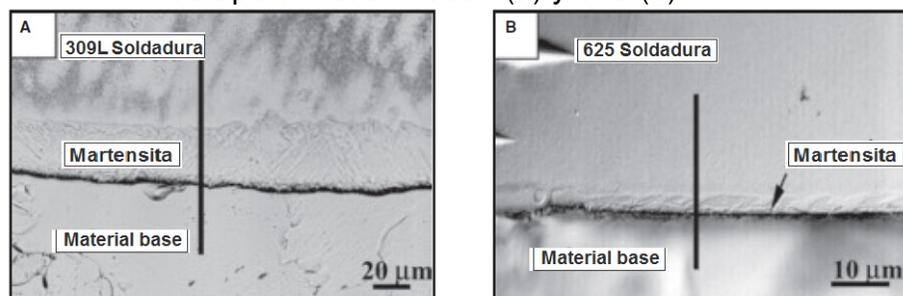
⁴⁷ S. A. David., Ferrite Morphology and Variations in Ferrite Content in Austenitic Stainless Steel Welds, 1981., Welding Journal. p. 63s.

pases de soldadura posteriores. Una investigación del material de aporte en acero inoxidable Tipo 308 sobre las velocidades de enfriamiento de entre 7 y 1600 °C/s (44,6 a 2912 °F/s) demostró que la velocidad de enfriamiento del metal de soldadura dentro del intervalo de solidificación de la aleación afecta la cantidad de ferrita en la microestructura muy poco. Sin embargo, la escala de la subestructura de solidificación asociado con diversas velocidades de solidificación puede influir en la cinética de disolución de ferrita.

J.N Dupont y C.S. Kusko⁴⁸, desarrollaron un análisis de micro-sonda para examinar el gradiente de aleación de elementos a través de la interfase de la soldadura disímil de austenítico / ferríticos.

Los gradientes de concentración fueron convertidos a los gradientes de temperaturas iniciales (M_s), martensita inicial y utilizados para explicar las diferencias en el ancho de la capa de martensita que se ha observado en la zona parcialmente mixta (PMZ) de las soldaduras disímiles. En la figura 13 muestra metalografías ópticas de luz, se observa la capa de martensita en la ZPF, los materiales de aportes utilizados fueron 309L (figura. 13A) y 625 (figura. 13B). La línea vertical negro en cada una micrografía representa la ubicación del microanálisis de sonda de electrones (EPMA). El EPMA se realizó utilizando una sonda JEOL 733 a un voltaje de aceleración de 15 kV y una corriente del haz de 20 nA.

Figura 13. Microfotografías ópticas – observación de capa de martensita - material de aporte usados 309L (a) y 625 (b)

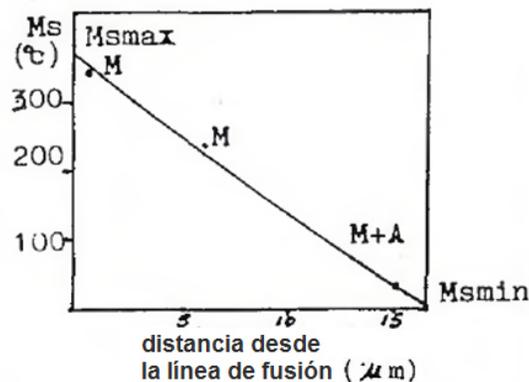


Fuente: J.N Dupont and C.S. Kusko p. 52 s

⁴⁸ J.N DuPONT and C.S. KUSKO. Technical Note: Martensite Formation In Austenitic/Ferritic Dissimilar Alloy Welds. Welding Journal Pag 51s – 54s, Febrero 2007.

Wang et al⁴⁹, realizaron un estudio en uniones soldadas de metales disimiles austenítico ferrítico, analizando que el contenido de elementos de aleación varia continuamente desde la zona (ZAT) hasta la zona parcialmente fundida (ZPF). Debido al bajo nivel de contenido de Ni, una capa de martensita se forma en esta zona durante el proceso de soldadura. Ver figura 14.

Figura 14. Distribución de puntos Ms en la capa de martensita.



Fuente: Wang et al p. 401s.

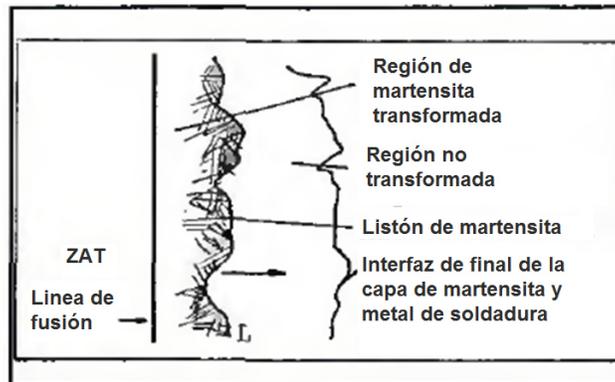
Para este trabajo la prueba de impacto Charpy realizada por los investigadores, indicó que la capa de martensita era la zona con menor tenacidad en las juntas. También fueron mostrados, metalografías a color y de microscopía por transmisión electrónica (TEM), las cuales fueron usadas para mostrar la estructura de martensita en la interfase de la soldadura. Los resultados mostraron la presencia una capa de estructura martensítica en la zona parcial de fusión de la soldadura.

Se realizó una prueba de simulación, en la cual se prepararon probetas según el tipo de aceros con arreglos en composición de la capa martensítica, para evaluar la resistencia a la fractura de la capa martensítica. También se hicieron pruebas para investigar la distribución de la dureza en las diferentes regiones de las articulaciones.

⁴⁹ Wang, Biyu Xu, and CIQI YE. Study of the Martensite Structure at the Weld Interface and the Fracture Toughness of Dissimilar Metal Joints. Welding Journal research supplement Pag 397s – 402s, Febrero 1993.

Los resultados muestran que la región con menor tenacidad en las juntas disimiles de las articulaciones no es la capa martensítica sino la zona de sobrecalentamiento en HAZ. Ver figura 15.

Figura 15. Esquema de la formación de la capa de martensita en la interfaz de soldadura



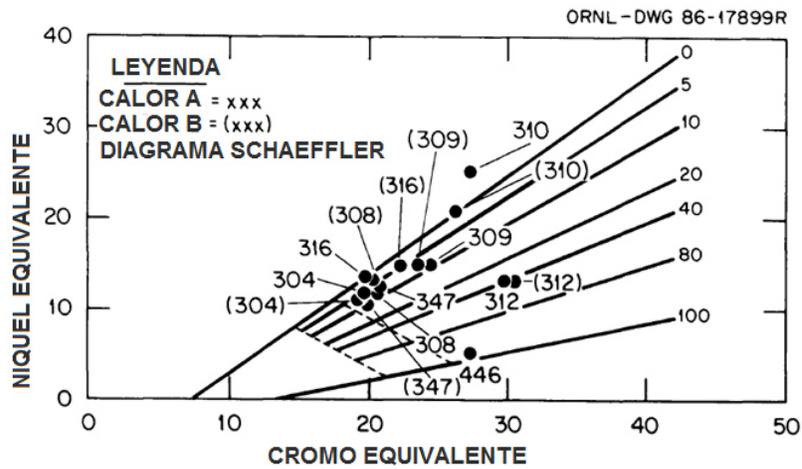
Fuente: WANG et al p. 401s.

David, S.A. et al⁵⁰, llevaron a cabo una investigación para determinar el efecto de solidificación rápida en la microestructura del metal de soldadura de aceros inoxidables austeníticos y su implicación en el diagrama de constitución de ferrita, Ver figura 16. Una amplia variedad de aceros inoxidables fueron soldados con láser a diferentes velocidades y niveles de potencia de soldadura láser.

Los resultados indican que tanto la tasa enfriamiento el charco de fusión de soldadura y las velocidades de enfriamiento de estado solidificación tienen un profundo efecto sobre la microestructura. Para los aceros investigados, las microestructuras variaron de austenita dúplex (γ) + ferrita (δ) a austenítica o ferrítica totalmente. Se encontró que estas microestructuras son sensibles tanto a velocidades de enfriamiento y la composición. Los resultados observados fueron relacionados con la teoría de solidificación rápida.

⁵⁰ S.A. David, J. M. Vitek, R. W. Reed, and T. L. Hebble., Effect of rapid solidification on stainless steel weld metal microstructures and its implications on the Schaeffler diagram. 1987, p. 1-51.

Figura 16. Diagrama de Schaeffler que muestra la ubicación de los diversos aceros seleccionados para la investigación.



Fuente: S.A. David, et al., p. 12

Las observaciones de la investigación de David⁵¹, indican que las tasas de solidificación y enfriamiento post - solidificación tienen un profundo efecto en las microestructuras observadas, por lo que es imposible predecir las microestructuras al enfriarse rápidamente el metal de soldadura a partir de los diagramas de constitución convencionales. La influencia de las observaciones realizadas en esta investigación en el diagrama de Schaeffler muestra las posibles correcciones que se propone los diagramas de constitución convencionales que incorporan los efectos de las tasa de solidificación.

Martínez, et al⁵², desarrollaron un método de diferencias finitas para calcular el campo de temperaturas en la zona afectada por el calor en la soldadura de dos chapas de acero inoxidable AISI 304, soldadas mediante el procedimiento GTAW. Se desarrolló un programa informático, implementado en libros de cálculo MS-Excel con Visual Basic para Aplicaciones (VBA).

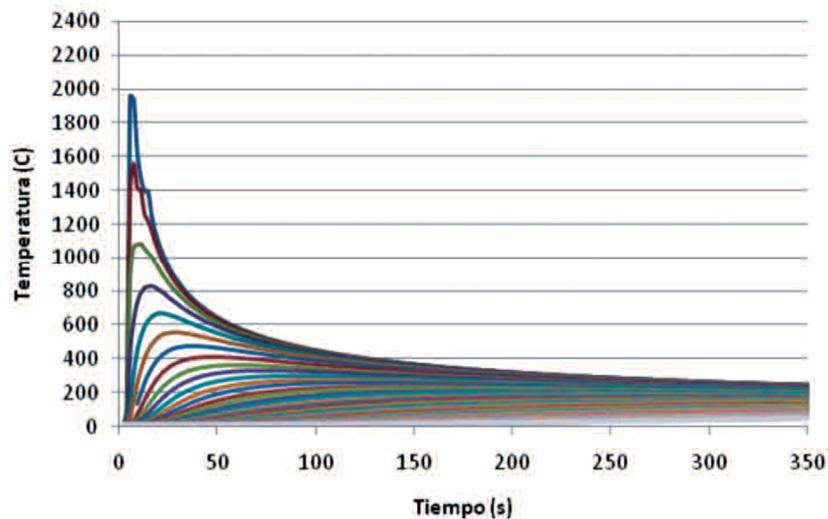
⁵¹ S.A. David, J. M. Vitek, R. W. Reed, and T. L. Hebble., Effect of rapid solidification on stainless steel weld metal microstructures and its implications on the Schaeffler diagram. 1987, p. 1-51.

⁵² Martínez, E., Estrems., M & Miguel, V. Desarrollo de un modelo matemático de diferencias finitas para el análisis del campo de temperaturas en la soldadura por arco de chapas finas. Madrid. 2012, p.512 .

Los experimentos modelados a través de la aplicación numérica predicen el comportamiento térmico de un procedimiento de soldadura. Para la validación del modelo matemático se ha desarrollado un procedimiento experimental para medir el campo de temperaturas en la zona cercana al cordón de soldadura de un acero inoxidable de espesor inferior a 3 mm. Este procedimiento experimental se puede utilizar para otros tipos de metales y aleaciones y para otros procedimientos de soldadura por arco eléctrico como el GMAW, SMAW y FCAW.

De los datos obtenidos por los investigadores Martínez et al⁵³, en los ensayos se han utilizado para validar el cálculo del campo de temperaturas mediante la aplicación numérica de diferencias finitas. Con estos experimentos se ha realizado el ajuste del modelo matemático, y las diferencias que existen entre las curvas experimentales y teóricas son debidas a las pérdidas de calor por convección y radiación, que no se han estimado en el modelo de simulación, como se muestra en la figura 17. Con este sencillo modelo el proyectista podrá calcular los ciclos térmicos del proceso y predecir el campo de temperaturas en las proximidades del cordón.

Figura 17. Simulación del ciclo térmico de soldeo (2D).



Fuente: Martínez, et al p. 517

⁵³ Martínez, E., Estrems., M & Miguel, V. Desarrollo de un modelo matemático de diferencias finitas para el análisis del campo de temperaturas en la soldadura por arco de chapas finas. Madrid. 2012, p.512 .

5. METODOLOGIA

Para el desarrollo de este trabajo fue necesario realizar diversos experimentos como la aplicación de soldadura SMAW, toma de temperaturas en tiempo real con el equipo ADQ (Adquisición de datos) en las ZAT, ensayos metalográficos, ensayos de durezas y cálculos de termodinámica computacional usando Thermo-Calc®. A continuación se describen las fases de la metodología que se desarrollaron en este trabajo.

5.1. ENSAYOS PREVIOS

En esta etapa inicial fueron seleccionados los parámetros de entrada de calor (voltaje, intensidad y velocidad de avance), como también de diseño de las juntas entre un grupo de valores obtenidos por trabajos previos con el objetivo de minimizar los defectos en el cordón y en lo posible una buena apariencia.

Se mecanizó el material base a usar con el fin de obtener la preparación de junta que se muestra en la Figura 18. Se prepararon placas de aceros inoxidables AISI-430 y AISI-316L, de 4mm de espesor por 100mm de longitud y 100 mm de ancho, estas fueron mecanizadas en uno de sus vértices con una inclinación de 30°.

Figura 18. Detalles de la Junta

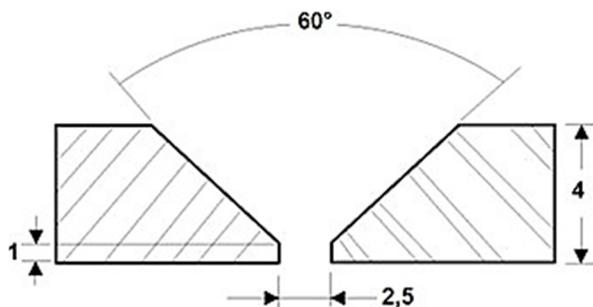


Figura 19. Platinas de Acero AISI 430 y AISI 316L biseladas



5.1.1. Selección de parámetros de soldadura.

Los materiales de aportes usados para cada junta fueron E-309L de marca Lincoln® y E-2205 de marca Eutectic Castolin®, bajo la norma E-2209-16, ambos con diámetros de $\varnothing 1/8$ in.

De un conjunto de pruebas realizadas previamente por la Universidad de Antioquia, se seleccionaron los parámetros usados en este trabajo ver tabla 4.

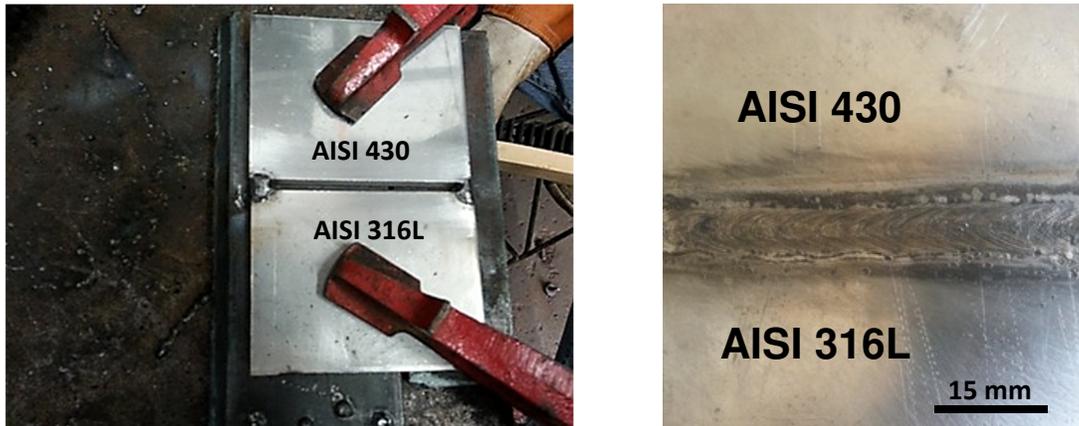
Tabla 4. Parámetros para la aplicación de la soldadura.⁵⁴

| Entrada de calor(HI)[kJ/mm] | Velocidad de soldadura (mm×min ⁻¹) | Voltaje (V) | Intensidad de corriente (A) |
|-----------------------------|--|-------------|-----------------------------|
| Alta(1.4 - 2.8) | 3 - 6 | 100 - 110 | 80 - 100 |
| Baja(0.5 - 0.9) | 2 - 6 | 40 - 50 | 50 - 80 |

Las platinas fueron soldadas en el laboratorio de la universidad Autónoma del Caribe con una máquina Lincoln® RX 450, de corriente directa con capacidad de 450 Amperios y se usó en el proceso SMAW; los parámetros usados para esta soldadura se presentan la tabla 4 y la figura 21.

⁵⁴ Sara Aguilar, Ramón Tabares, and Claudia Serna Patricia, "Microstructural Transformations of Dissimilar Austenite-Ferrite Stainless Steels Welded Joints." *Journal of Materials Physics and Chemistry* 1, no. 4 (2013): 65-68. doi: 10.12691/jmpc-1-4-2.

Figura 21. Placas de Aceros AISI 430 Y AISI 316L preparadas para ser soldadas



5.1.2 Medición de la intensidad de corriente y voltaje.

La medición de la intensidad de corriente se llevó a cabo con una pinza voltiamperimétrica Fluke® 336; esto debido a que la máquina de soldar no cuenta con un display que permita visualizar la variación de corriente en Amperios. La pinza se ubicó, directamente a la salida del polo negativo de la máquina de soldar, la captura de datos se llevó a cabo mediante de videos y fue necesaria la ayuda de colaboradores para así registrarlas y promediarlas. De la misma manera y de forma simultánea se llevaron a cabo las medidas del voltaje, para lo cual, los terminales de la pinza voltiamperimétrica fueron ubicados, directamente en las salidas del polo positivo y negativo, correspondientemente.

5.1.3. Medición de la velocidad de avance

La medición del tiempo se hizo mediante de un cronómetro digital, y la medida de la longitud del cordón se hizo con calibrador digital marca Mitutoyo®, cuyos resultados se usaron para calcular la velocidad de soldadura de acuerdo a la ecuación (1).

$$Velocidad\ de\ Soldadura\ (mm/s) = \frac{Distancia\ (mm)}{Tiempo\ (s)} \quad (1)$$

5.2. CÁLCULO DE DILUCIÓN GEOMÉTRICA

En esta etapa se realiza el cálculo del porcentaje de material de base que se diluye en el material fundido, conocido como dilución. Para ello, se relaciona la medida del área de la preparación la junta en V descrita en la figura 18 y el área de refuerzo ya sea superior o inferior como se muestra en la figura 21, con el área después de aplicado el material de aporte (Z) los resultados de estas área se usaron para calcular la dilución en las juntas estudiadas de acuerdo con la ecuación (2)⁵⁵. Con el fin de calcular la dilución para cada material se usó como apoyo tecnológico la aplicación del programa CAD, Solid Works ® versión 2012

$$D(\%) = \frac{Z - (X + Y)}{Z} * 100 \quad (2)$$

Figura 21. Esquema de cálculo de dilución



Fuente: Conceptos básicos de soldadura, Universidad del País Vasco., p .16

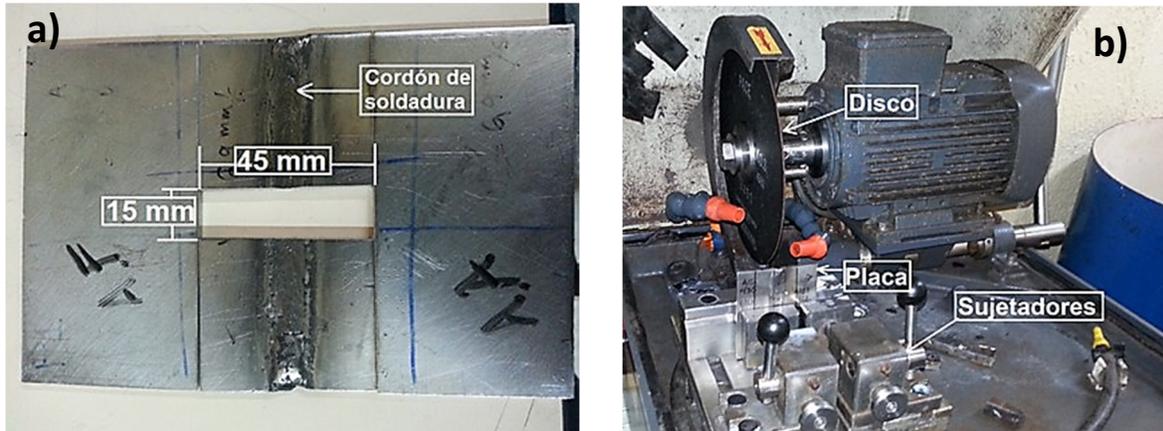
5.3. EXTRACCIÓN DE MUESTRAS

En esta etapa se realiza la extracción de una muestra para metalografía de 45 mm × 15 mm. Ver figura 22a. Para ello se hace el corte transversal de la soldadura en el área estudiada en condiciones estables, con la ayuda de la cortadora de disco Metkon® - Metacut-250 con un disco para metales duros Cat, No. MAX- D250 - 10/pkg, de 10 in × 32 mm, marca Pace Technologies®, en el laboratorio de tratamientos térmicos de la universidad Autónoma del Caribe, como se muestra en

⁵⁵ KOU, S., Welding Metallurgy. Second Edition Wisconsin.:AJohnwiley&sons,inc.,publication,2003,p266.

la figura 22b. Se garantiza refrigeración constante y abundante para evitar cambios en la microestructura.

Figura 22. Extracción de la muestra. a) Localización y b) Formato de corte



5.4. MONTAJE Y PREPARACIÓN DE LAS MUESTRAS Y ATAQUE QUÍMICO

Se hizo el montaje en un molde polimérico de 2 pulgadas de diámetro, usando una mezcla de resina y catalizador en proporciones iguales con el fin de obtener una mezcla homogénea y lo suficientemente dura para que sirva como soporte de la muestra seleccionada, en los ensayos metalográficos y de microdurezas. Se le aplica previamente una porción uniforme de vaselina al interior del molde y se deja secar por lo menos 10 horas. Realizado esto se extrajo la muestra y se inició el proceso de preparación metalográfica. Figura 23.

Figura 23. Montaje de las muestras



El proceso de desbaste se realizó con una serie de lijas de diferentes granulometría (240, 320, 400, 600, 1200, 2000) de menor a mayor y girando la pieza 90° en cada cambio de lija, hasta alcanzar una uniformidad sobre la superficie.

Realizado lo anterior, se pulió la probeta, utilizando un disco giratorio con paño en su parte superior, marca Pace technologies ®, de 8 in, TEXPAN (Cat. No. TP-5008), se utilizó pasta de diamante $3\ \mu m$ y $1\ \mu m$, marca BUEHLER ®, como lubricante se usa alcohol isopropílico; posteriormente, sobre otro paño se pulió con Alúmina de $0,5\ \mu m$ y $0,3\ \mu m$ como abrasivos, marca Pace technologies ®.

Una vez se logró el acabado espejo se atacó el material con agua regia, ver norma ASTM E- 407, reactivo 89⁵⁶, la cual tiene como composición química $HCl + HNO_3 + C_3H_8O_3$, las cantidades usadas fueron: 30 ml de Ácido Nítrico, 30 ml de Ácido Clorhídrico más 10 ml de Glicerina por 20 segundos, el proceso se muestra en la figura 24.

⁵⁶ ASTM E407-89, "Standard Practice for Microteaching Metals and Alloys", American Society of Testing and Materials (ASTM). Pag 17.

Figura 24. Desbaste, pulido y ataque de la probeta



5.5. MICROSCOPIA ÓPTICA Y CONSTRUCCIÓN DE MACROGRAFÍAS

Se tomaron micrografías de las regiones de soldadura en un microscopio óptico, marca Olympus ® GX- 51, a varios aumentos: 5X, 10X y 20X con el fin de observar fases y cambios en microestructura de las regiones.

Por el tamaño de la junta de soldadura entera no es posible tomar una sola fotografía que muestre todos los detalles de la misma. Por lo tanto se procede a realizar un montaje macrográfico o collage. Estas macrografías se juntaron cuidadosamente en un programa de edición de imágenes (Paint ®) y de textos (Microsoft Word 2010 ®), sobreponiendo cada imagen, donde con la ayuda de la edición de imágenes se homogenizó la nitidez, brillo y contraste de cada una. Se obtuvo así una macrografía de cada junta en la cual es posible observar con detalle los cambios microestructurales y la dimensión de la ZAT.

5.6. MEDIDA DE LA EXTENSIÓN DE LA ZAT EN SOLDADURAS PREVIAS

Posteriormente a la elaboración del montaje macrográfico y a su análisis de manera detallada, el mismo se usó para medir la extensión de la ZAT del AISI 430 en cada junta soldada.

Una vez medidos los porcentajes de dilución para cada material se procedió a medir la ZAT. Para esto se mide el promedio de las distancias desde la línea de fusión hasta la extensión visual de la ZAT con ayuda de un programa de edición de imágenes (Paint®), en el que se relaciona el tamaño de los pixeles y la medida real del espesor de la platina que es conocido. Esta medida se usará para ubicar de manera apropiada los termopares, relacionar los ciclos térmicos con su localización en la ZAT y poder relacionar estas con las fases presentes en la junta luego de la observación microestructural.

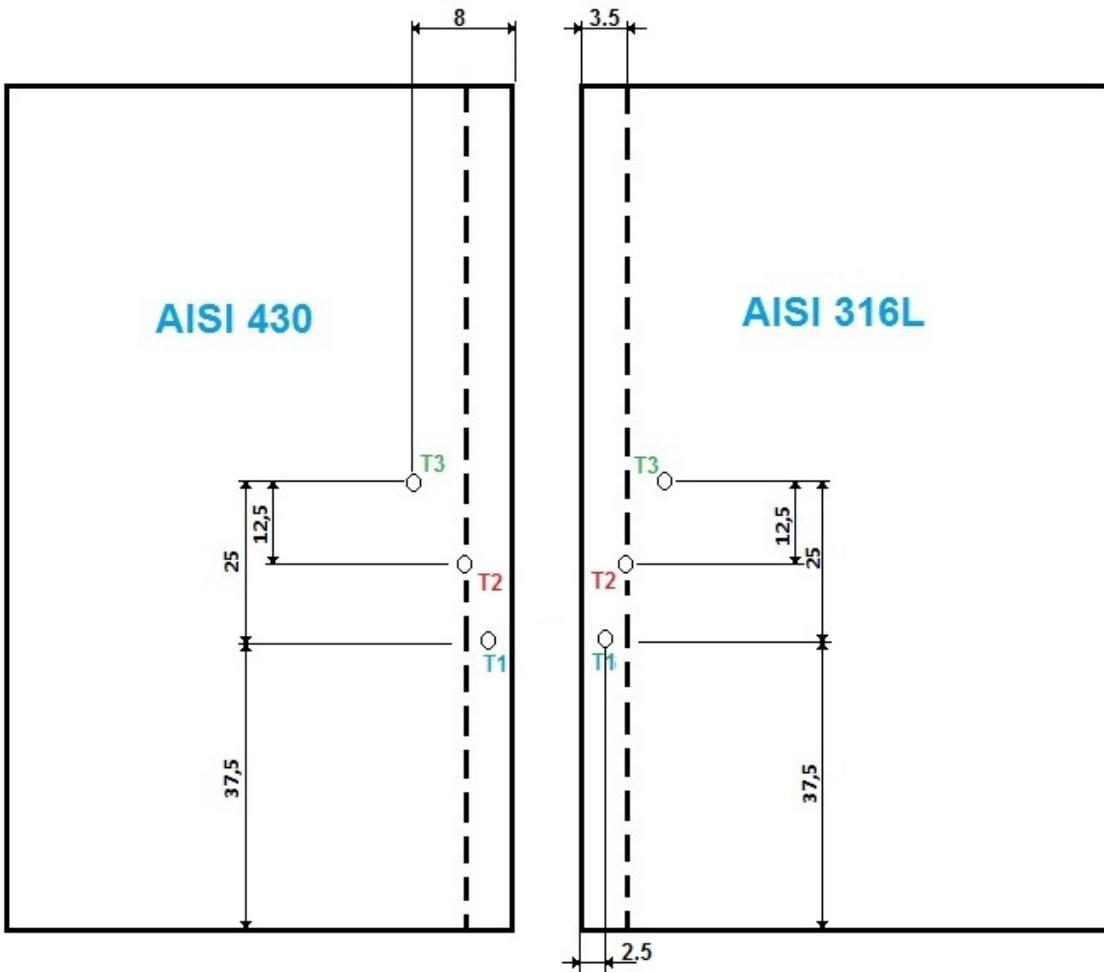
5.7. REALIZACIÓN DE SOLDADURAS DEFINITIVAS

Una vez seleccionados los parámetros a usar se prepararon 4 pares de placas de dimensiones 100mm × 50 mm × 4 mm. Se mecanizaron 3 perforaciones para la ubicación de cada termopar con un diámetro de 3/32 pulgada y con una profundidad de 2 mm, en la parte posterior de las platinas, de acuerdo a lo mostrado en la Figura 25.

5.8. LOCALIZACIÓN Y FIJACIÓN DE TERMOPARES

La figura 25, muestra esquemáticamente la localización de los termopares usados para medir las temperaturas en las diferentes zonas de la ZAT.

Figura 25. Localización de los Termopares (unidades en mm). T= termopar



Luego se procede al montaje de los termopares en las ubicaciones descritas anteriormente. Cada termopar fue unido a la platina con cemento refractario que garantiza el contacto entre el termopar y el material base a soldar y el aislamiento de esto con el resto de la platina. Ver figura 26 y 27.

Figura 26. Montajes de termopares

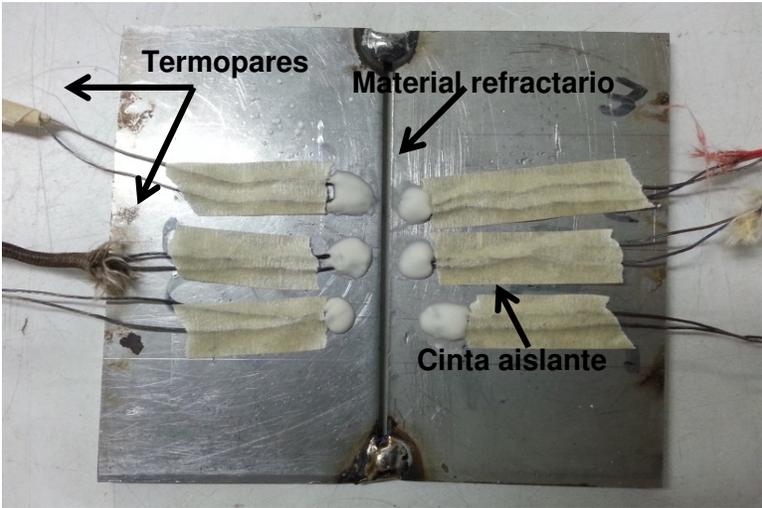


Figura 27. Placas de Aceros AISI 430 Y AISI 316L preparadas para ser soldadas



5.9. MONTAJE EXPERIMENTAL PARA ADQUISICIÓN DE DATOS (ADQ)

En esta etapa de la fase experimental, se empleó el uso de un sistema de adquisición de datos National Instruments® (NI) CDAQ-9188, que permitió capturar y registrar las señales análogas entregadas por los termopares y de esta forma obtener señales digitales que fueron interpretadas mediante el software LabView® para formar los ciclos térmicos en cada condición, usando dos entradas de calor. El montaje se muestra en las figuras 28 y 29.

Figura 29. Montaje experimental para la captura de datos con el ADQ

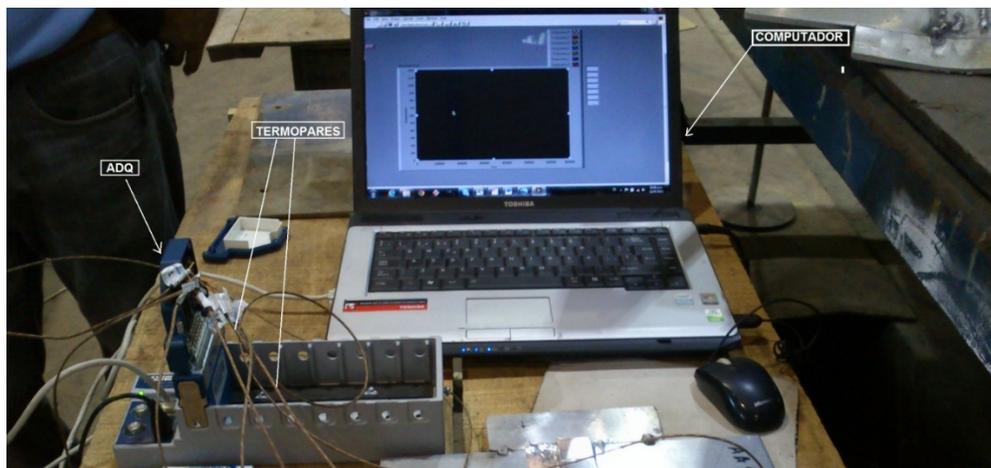


Figura 30. Montaje de termopares en el ADQ



5.10. CÁLCULO DE LA ENTRADA DE CALOR

Para el cálculo de la entrada de calor para el proceso SMAW se tuvieron en cuenta los parámetros principales que definen su valor, tales como voltaje, intensidad de corriente y velocidad de soldadura, así como también la eficiencia del proceso. Para calcular la entrada de calor a cada junta se usó la ecuación (3).⁵⁷

$$H = \left(\frac{V * I * 60}{S * 1000} \right) * \eta \quad (3)$$

Donde,

H = Entrada de energía del procesos (kJ/mm).

V = Voltaje (V).

I = Intensidad de corriente (A).

S = Velocidad de la soldadura (mm/min).

η = Eficiencia del procesos Se considera para el proceso SMAW una eficiencia de 0,75 ⁵⁸.

5.11. GRAFICAS EXPERIMENTALES DE CICLOS TÉRMICOS

En esta fase se analizaron los datos obtenidos de manera experimental a través del empleo de un sistema de adquisición de datos ADQ. Con los datos obtenidos fueron generadas 6 gráficas de temperaturas en función del tiempo que permitieron el análisis de las variaciones producidas durante los ciclos térmicos de cada termopar en las diferentes juntas en función del calor aportado.

⁵⁷ American Welding Society. Welding Handbook: Welding Science and Technology, Ninth edition, Volume 1, USA, 2001.pag 152.

⁵⁸ Silvestri.S. (at. Al).Estudios de los ciclos térmicos en soldadura. Cuaderno de Facultad N°04/99 Universidad Nacional de Comahue, Comahue 1999.

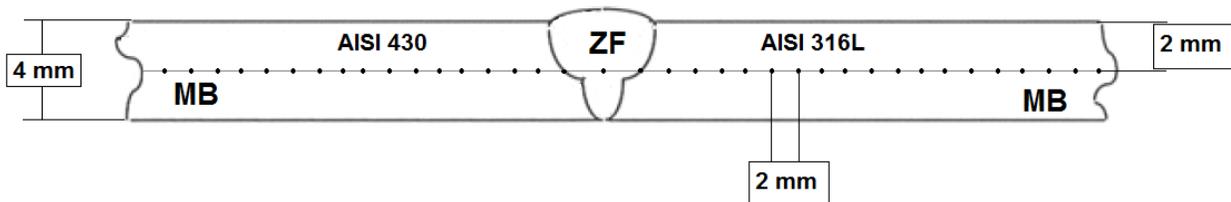
5.12. ENSAYO DE DUREZA VICKERS

Con el fin de determinar las variaciones de dureza que experimentan la unión soldada a tope con preparación en junta en V, después de realizar ensayo de metalografía, se realizaron barridos de dureza Vickers en un equipo Zwick/ZHU 187.5 en el laboratorio de la universidad Autónoma del Caribe, como lo muestra la figura 31. Se utilizó una carga de 3kg con una duración de 10 s sobre la superficie transversal de las muestras con una distancia entre cada indentación de 2 mm, puesto que la norma⁵⁹ pide que la distancias entre cada indentación sea 2.5 veces su diagonal, lo que nos da una distancia de 18,6 mm, ver figura 32.

Figura 31. Ensayo de dureza Vickers



Figura 32. Esquemas del barrido de durezas sobre la probeta



⁵⁹ ASTM E384-11, "Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials", American Society of Testing and Materials (ASTM), pag, 19.

5.13. DIAGRAMAS DE FASE USANDO TERMODINÁMICA COMPUTACIONAL

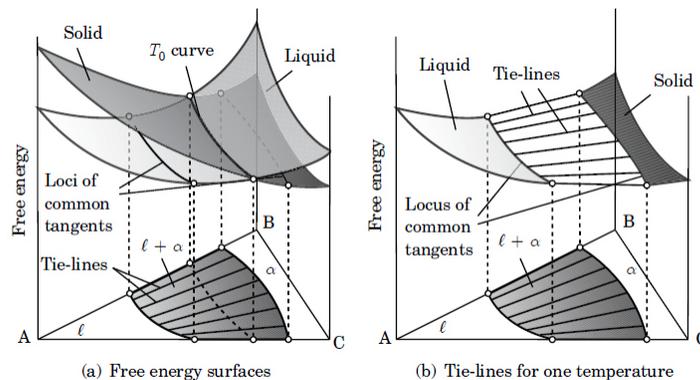
Se usó el programa computacional Thermo-Calc® y la base de datos TTFE-6® para realizar el cálculo de diagramas de fases pseudobinarios y ternarios de las aleaciones soldadas con el fin de comprender los cambios durante la soldadura. Para una mejor comprensión de los diagramas de fases, previamente se debe tener en cuenta lo siguiente:

- Las áreas delimitadas con líneas de colores y ciertos casos señaladas con números, indican la región de la fase correspondiente.
- Las áreas sombreadas (también llamadas conjunto de “tie-lines”) indican las superficies de la energía libre de Gibbs para las fases presentes en un sistema ternario en la zona de equilibrio de dos fases.

La minimización de la energía libre en los sistemas binarios, corresponde ahora a una superficie en el triángulo de composición. Una línea curva (T_0) en el espacio, es la línea de intersección de las energías libre de las fases presentes (a una temperatura dada).

Existe una colección de líneas tangentes a T_0 , comunes, que constituyen la familia de “tie-lines” para cada temperatura, como se muestra en la figura 33.

Figura 33. Superficies de la energía libre de Gibbs. a) Intersección mostrando la curva T_0 . y b) La misma figura, donde se ha extraído la zona común, para mostrar las tie-lines.



(a) Free energy surfaces (b) Tie-lines for one temperature
Fuente: <http://users.exa.unicen.edu.ar/~ofornaro/TDF/5-Ternarios>

La construcción de la energía libre con un plano único tangente a las superficies de energía libre, nuevamente garantiza que los potenciales químicos de los tres elementos, medidos en el eje vertical que son los vértices del triángulo, son iguales en las dos fases.

- Las líneas de color rojo en los diagramas ternarios representan regiones de eutécticos.

De forma general, la interpretación de todos los diagramas ternarios obtenidos se regirán por los mismos parámetros:

Para cada temperatura, según la ubicación del punto de intersección de las composiciones y al variar el porcentaje de cada una, se podrán encontrar otras fases distintas a la del punto de interés (el de la aleación estudiada), y en algunos casos al variar la temperatura, estas fases pueden o no estar presentes.

En los diagramas pseudobinarios se traza una línea vertical que parte del valor del porcentaje del aleante presente (ej. El Cr, o el Mo), luego se analiza el comportamiento de las transformaciones de fase al variar la temperatura.

6. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

6.1. CARACTERIZACIÓN DEL MATERIAL BASE Y APORTE

En esta etapa se muestra la microestructura de la ZAT, de acuerdo con la ubicación de los termopares con el fin de relacionarlas con los ciclos térmicos. En la figuras 34, se muestra la estructura de los materiales en estado de suministro.

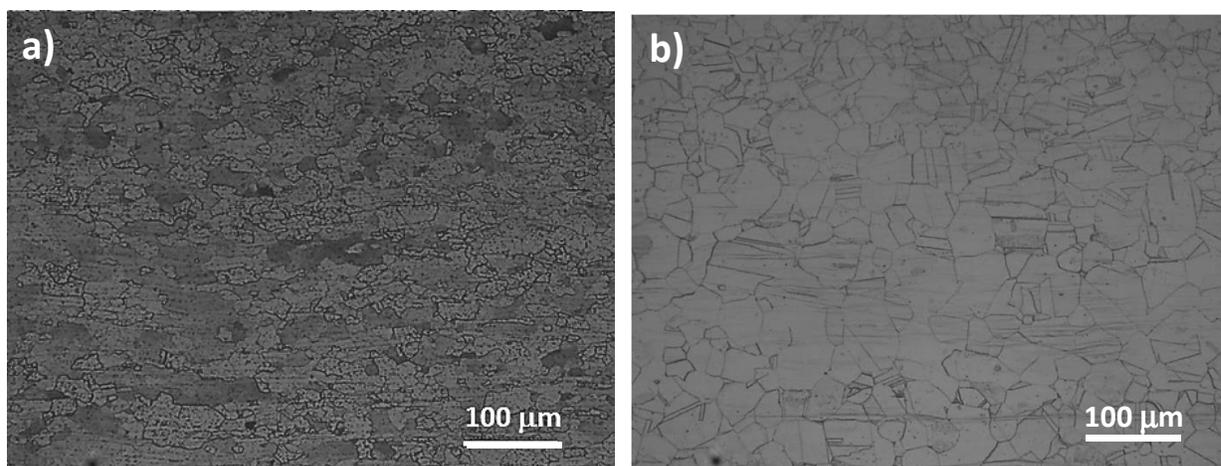
En la tabla 5, Se muestra la composición química de los materiales base y de aportes usados en este trabajo.

Tabla 5. Composición química de los materiales*

| MATERIAL | % Cr | % Mo | % Si | % Nb | % Ni | % C | % Mn |
|-----------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| AISI 316L | 16,84 | 2,021 | 0,558 | 0 | 9,998 | 0,011 | 1,348 |
| AISI 430 | 16,66 | 0 | 0,491 | 0 | 0,147 | 0,03 | 0,345 |
| E-2209-16 | 22,8 | 3,1 | 0,73 | 0,015 | 9,3 | 0,026 | 0,68 |
| E-309L | 23,73 | 0,05 | 0,24 | 0 | 13,28 | 0,01 | 0,68 |

*Estas medidas fueron realizadas por espectrometría en la Universidad de Antioquia.

Figura 34. Estructura del metal base en estado de entrega a) 430 y b) 316L.



En la figura 34a se muestra el acero AISI/SAE 430 en estado de entrega, este presenta una estructura de deformación en frío con morfología de granos

alargados, en la cual no es perceptible la presencia de segunda fase⁶⁰. La figura 34 muestra la microestructura antes de la soldadura. En la figura 34b, se muestra el acero 316L en estado de entrega, este presenta una estructura de grano recocido monofásica donde se aprecian granos de tamaño homogéneo con abundante maclado, mientras que en el centro de la placa es notoria una línea de bandeado posible por composición deformación que atraviesa aproximadamente por todo el centro de la placa.

6.2. ENSAYOS DE SOLDADURA PREVIOS

En la tabla 6, se aprecian los parámetros usados y los resultados de las entradas de calor obtenidas durante la aplicación del proceso de soldadura SMAW. Se observa que para cada material de aporte fueron seleccionadas dos entradas de calor; alta y baja.

Tabla 6. Parámetros seleccionados de entrada de calor alta y baja

| Tipo de Electrodo | Voltaje (V) | Intensidad (A) | Velocidad de soldadura (mm/s) | Entrada de calor (HI) [kJ/mm] |
|-------------------|-------------|----------------|-------------------------------|-------------------------------|
| E-2209 -16 | 105 | 80 | 3,7 | Alta (1,70) |
| E-2209 -16 | 48 | 75 | 5,2 | Baja(0,51) |
| E-309L | 107,5 | 87 | 5,2 | Alta(1,79) |
| E-309L | 48,8 | 50 | 2,7 | Baja(0,67) |

Se realizaron pruebas de soldaduras con los parámetros usados en la tabla 6, y se determinó que con los valores bajos de entradas de calor se obtuvieron mejores resultados comparados, que con los valores de entradas altas. Por lo anterior se tomaron como entradas de calor referente las de menor valor para cada material de aporte, los parámetros y resultados se muestran en la tabla 8.

⁶⁰ Sara Aguilar, Ramón Tabares, and Claudia Serna Patricia, "Microstructural Transformations of Dissimilar Austenite-Ferrite Stainless Steels Welded Joints." *Journal of Materials Physics and Chemistry* 1, no. 4 (2013): 65-68. doi: 10.12691/jmpc-1-4-2.

6.3 SOLDADURAS DEFINITIVAS.

6.3.1. Ubicación de los termopares.

En la figura 35 y en la tabla 7, se muestran las distancias de ubicación de los termopares que fueron tomadas desde los agujeros hasta el vértice inferior del talón de las placas, antes de la soldadura.

Figura 35. Esquema ubicación de termopares en las placas

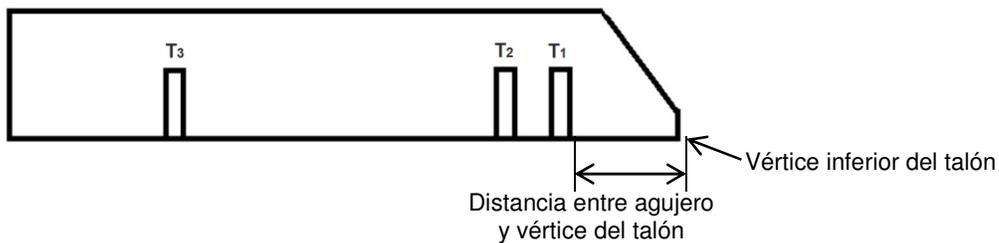


Tabla 7. Ubicación de los termopares.

| Lado de la soldadura | E-309L | | E-2209-16 | |
|-------------------------|----------|----------------|-----------|----------------|
| | Termopar | Distancia (mm) | Termopar | Distancia (mm) |
| Austenítico (AISI 316L) | 1 | 2,8 | 1 | 2,65 |
| | 2 | 3,6 | 2 | 3,5 |
| | 3 | 8,1 | 3 | 8,1 |
| Ferrítico (AISI 430) | 4 | 2,5 | 4 | 2,5 |
| | 5 | 3,8 | 5 | 3,5 |
| | 6 | 8 | 6 | 8 |

6.3.2. Cálculo de la entrada de calor definitiva

Los valores de entradas de calor obtenidos en cada una de las juntas se muestran en la tabla 8. Se observa que para el E-2209-16 se obtuvo una entrada de calor alta y para el E-309L se obtuvo una entrada de calor baja, la relación entre las dos entradas de calor fue del 19,23%. Con estas dos juntas se procederá

a realizar los estudios posteriores. Las diferencias se deben a que el valor obtenido en la velocidad de soldadura para el E-2209-16 fue menor, y esto se traduce en valores de entrada de calor mayores.

Tabla 8. Valores de Entrada de Calor

| Material de aporte | Voltaje (V) | Amperaje (A) | Velocidad de soldadura (mm.min ⁻¹) | Eficiencia del proceso * | Entrada de calor (kJ/mm) |
|--------------------|-------------|--------------|--|--------------------------|--------------------------|
| E2209-16 | 48,78 | 51,61 | 180,55 | 0,75 | Alta (0,62) |
| E309L | 42,16 | 55,32 | 200,85 | 0,75 | Baja (0,52) |

* Estudios de los ciclos térmicos en soldadura.⁶¹

6.4 CÁLCULOS DE DILUCIÓN GEOMÉTRICA

En la tabla 9, se muestra los valores y los resultados obtenidos para el cálculo de la dilución para el E-309L y E-2209-16.

Tabla 9. Calculo % de Dilución (E-309L y E-2209-16)

| Material de aporte | Área total-Z (mm ²) | Área de refuerzo-Y (mm ²) | Área entre componentes-X (mm ²) | Porcentaje de dilución (%) |
|--------------------|---------------------------------|---------------------------------------|---|----------------------------|
| E-309L | 192293,1 | 44403,2 | 208210,5 | 14,8 |
| E-2209-16 | 503865,4 | 13191,5 | 322881,1 | 33,3 |

Los porcentajes de la zona de dilución calculados fueron 14,81 % para el E-309L y 33,30 % para el E-2209-16. Este valor indica el porcentaje de material base o de aporte fusionado en cada una de las juntas y se puede relacionar con los valores de entradas de calor obtenidos en la aplicación de la soldadura. El porcentaje de dilución usando el electrodo E-2209-16 fue mayor, debido a su mayor entrada de calor. Para el E-309L el cordón de soldadura presenta faltante de material en la parte superior del cordón (underbeam en la cara) y como resultado concavidad en

⁶¹ Silvestri.S. (at. Al).Estudios de los ciclos térmicos en soldadura. Cuaderno de Facultad N°04/99 Universidad Nacional de Comahue, Comahue 1999.

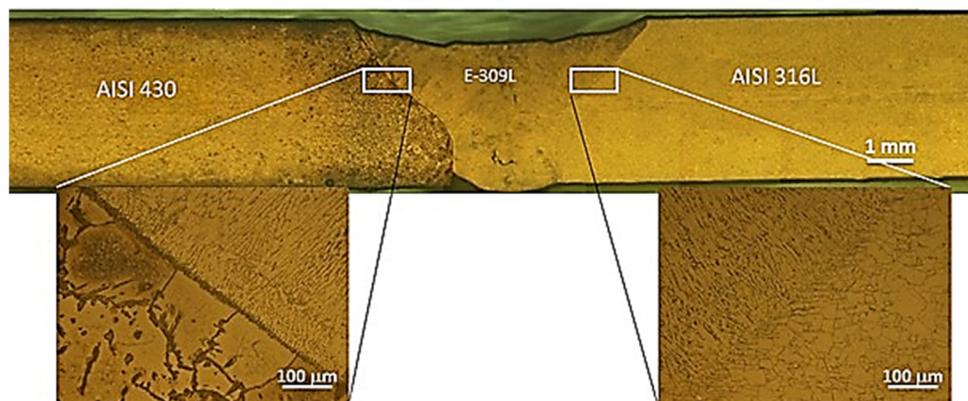
la zona de fusión, por tanto no tendrá material de refuerzo superior. Si a esto se le combina el menor valor de entrada de calor, se explica porque se obtuvo un valor de 14,81% de dilución. De acuerdo con la literatura para el cálculo de dilución en aceros inoxidable en condiciones de entrada de calor entre 650 kJ a 1000 kJ se tienen valores entre 20% y 30 % de Dilución, con el proceso SMAW⁶².

6.5 ANÁLISIS DE LA MICROESTRUCTURA Y MEDICIÓN DE LA ZAT

6.5.1. Macrografías de la junta de soldadura.

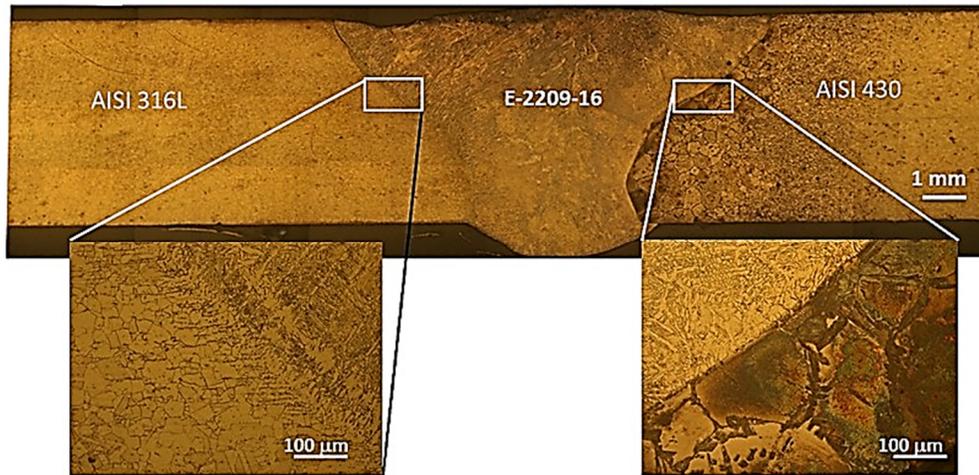
Las figuras 36 y 37, muestran las macrografías de las juntas obtenidas de la que se observa en la ZAT del lado ferrítico AISI 430 cambios estructurales marcados, mientras que en el austenítico AISI 316L no. Aunque no es tema de discusión en este trabajo, cabe resaltar que para el cordón del E-309L (austenítico), se observa un crecimiento del tipo columnar dendrítico en el cordón, con una morfología vermicular de la ferrita como se observa en la figura 36. Para el caso del E-2209-16 (dúplex), se observa un crecimiento de grano tipo columnar dendrítico de fases austenítica y ferrítica, perpendicular al bisel de las placas. Ver figura 37. En ambos casos, tanto como E-2209-16 y E-309L, se observa un comportamiento similar en la ZAT de cada metal base, siendo diferente la extensión por causa de la entrada de calor

Figura 36. Macrografía de junta soldada con E-309L (baja entrada de calor)



⁶² Folkhard., Welding Metallurgy of Austenitic-Ferritic Dissimilar Joints.,1988., Vol 12. p. 231.

Figura 37. Macrografía de junta soldada con E-2209-16 (alta entrada de calor)



6.5.2. Medida de la ZAT previas

En la tabla 11, Se muestra que las medidas de ZAT para el E-2209-16 y para el E-309L. Estos valores fueron tomados promediando las medidas de extensión de la ZAT, para cada prueba con respecto a la medida central del cordón.

Tabla 11. Tamaño promedio de la ZAT del AISI 430, para la junta disímil.

| Electrodo usado | Entrada de calor (kJ/mm) | Tamaño (mm) |
|-----------------|--------------------------|-------------|
| E-309L | 0,52 | 5,0 |
| E-2209-16 | 0,62 | 7,0 |

Como se puede observar la medida de la ZAT en el E-309L fue menor, esto como consecuencia a que los valores de entrada de calor alcanzados por el E-2209-16 son mayores, y esto se traduce en la mayor extensión de la ZAT.

6.6 CICLOS TÉRMICOS

Figura 38. Ciclo térmico (Temperaturas vs Distancias) - E-309L

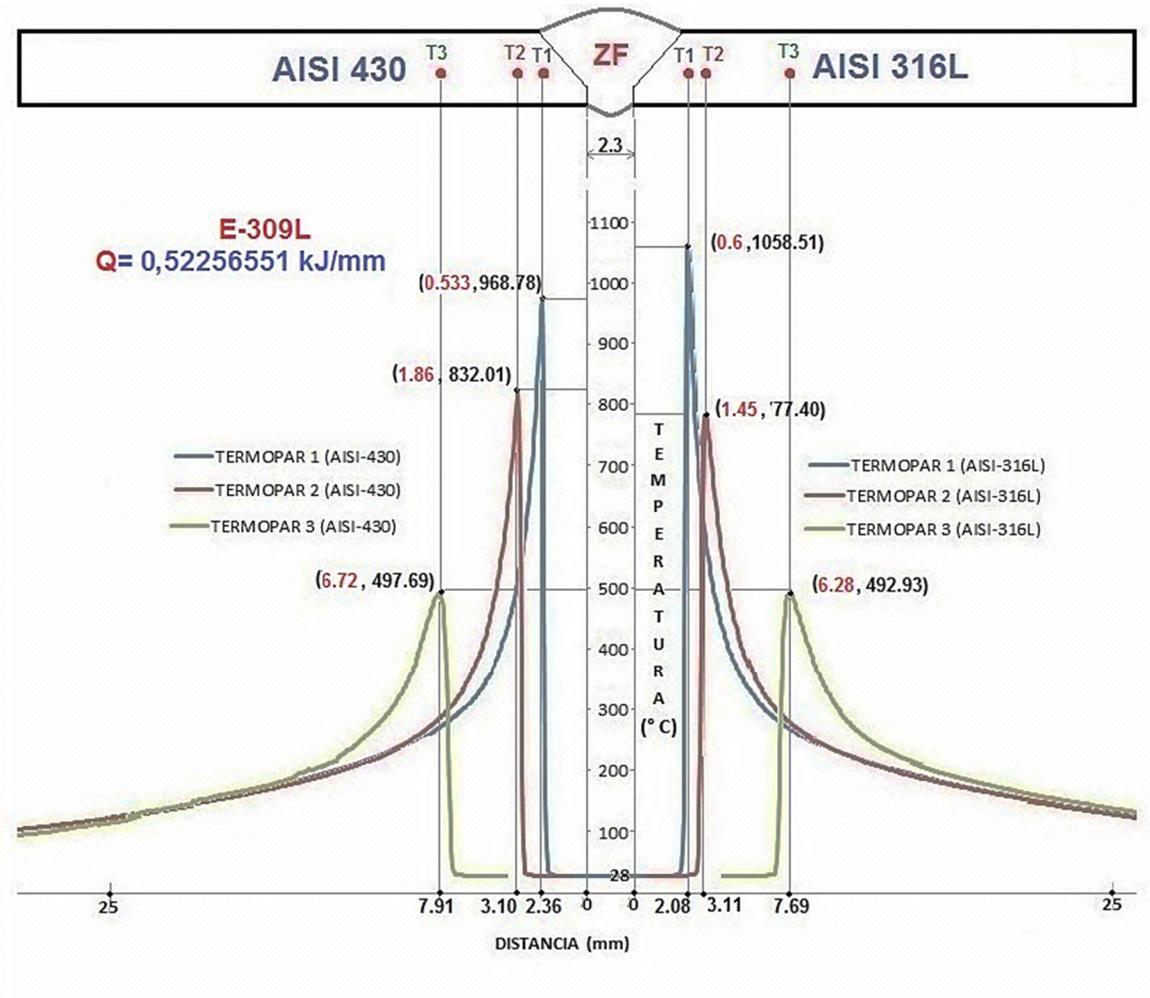


Tabla 12. Ubicación real y temperaturas de termopares en E-309L

| Material base | Termopar | Distancia (mm) | Temperatura ($^{\circ}\text{C}$) |
|---------------|----------------|----------------|------------------------------------|
| AISI 430 | T ₁ | 0,53 | 968,78 |
| | T ₂ | 1,86 | 832,01 |
| | T ₃ | 6,72 | 497,69 |
| AISI 316L | T ₁ | 0,60 | 1058,51 |
| | T ₂ | 1,45 | 77,40 |
| | T ₃ | 6,28 | 492,93 |

Figura 39. Ciclo térmico (Temperaturas vs Distancias) - E-2209-16

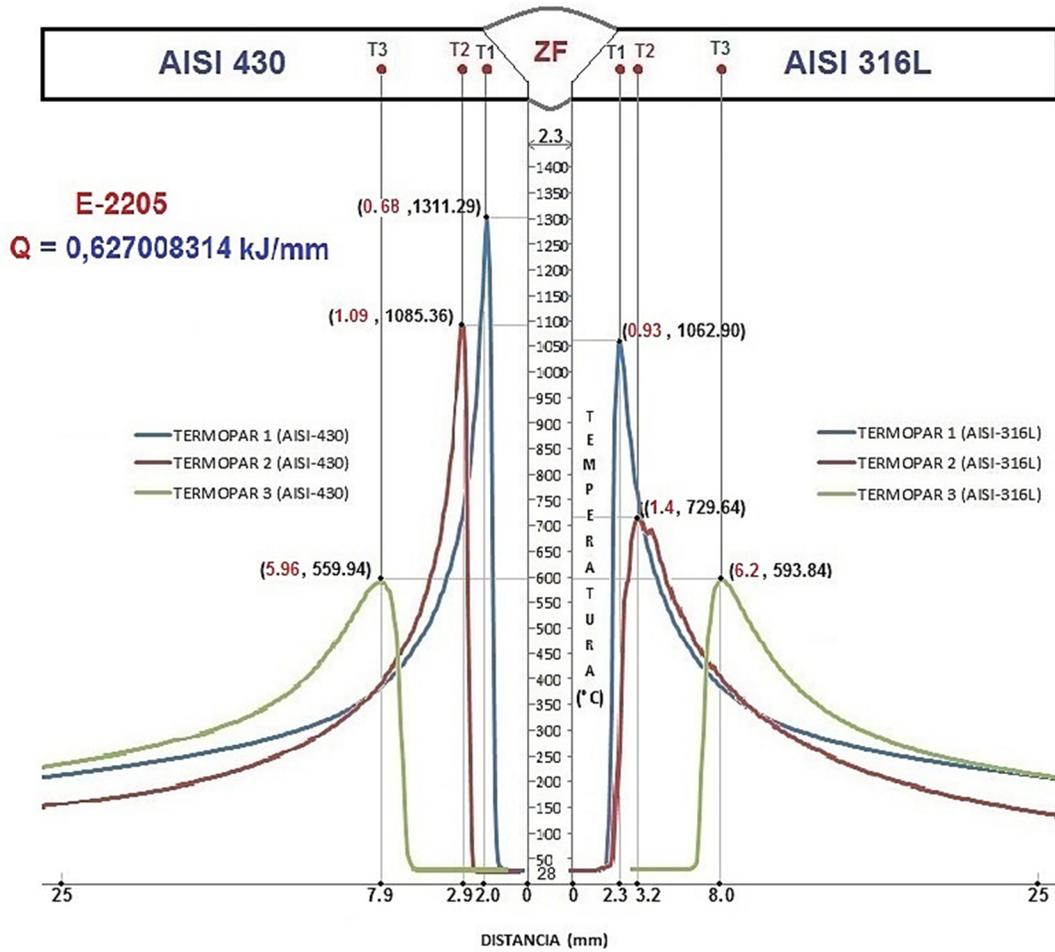


Tabla 13. Ubicación real y temperaturas de termopares en E-2209-16

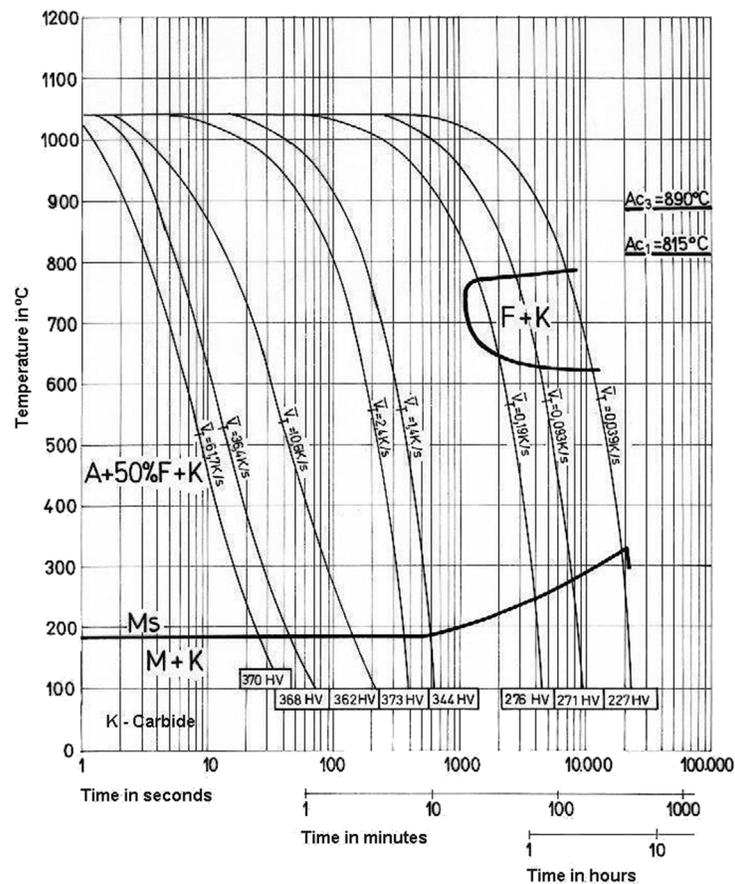
| Material base | Termopar | Distancia (mm) | Temperatura (°C) |
|---------------|----------------|----------------|------------------|
| AISI 430 | T ₁ | 0,68 | 1311,29 |
| | T ₂ | 1,09 | 1085,36 |
| | T ₃ | 5,96 | 559,94 |
| AISI 316L | T ₁ | 0,93 | 1062,90 |
| | T ₂ | 1,4 | 729,64 |
| | T ₃ | 6,2 | 593,84 |

En las Figuras 38 y 39 se muestran los ciclos térmicos medidos en la junta soldada. En el acero AISI 430 se obtuvieron picos de temperaturas mayores para distancias equivalentes a las del 316L. Si se observan los resultados de los picos de temperatura registrados por los termopares, se notará que el punto del 430

más cercano a la ZAT registró un valor más alto de temperatura en comparación al mismo punto en el lado del 316 L (1311,29°C vs. 1062,90°C, respectivamente), como se observa en las tablas 12 y 13. Comparado a los ciclos térmicos medidos usando el material de aporte E-2209-16, en el E-309L se tienen valores menores debido que el valor de energía usado en esta probeta fue menor.

Las diferencias en los ciclos térmicos a lado a lado de la zona fundida están íntimamente relacionadas con los cambios microestructurales observados en la ZAT. Del lado del acero inoxidable ferrítico su relación es con la extensión de la ZAT, mientras del lado austenítico esta relacionado con posible sensitización.

Figura 40. Diagrama de transformación por enfriamiento continuo (CCT) para el AISI 430



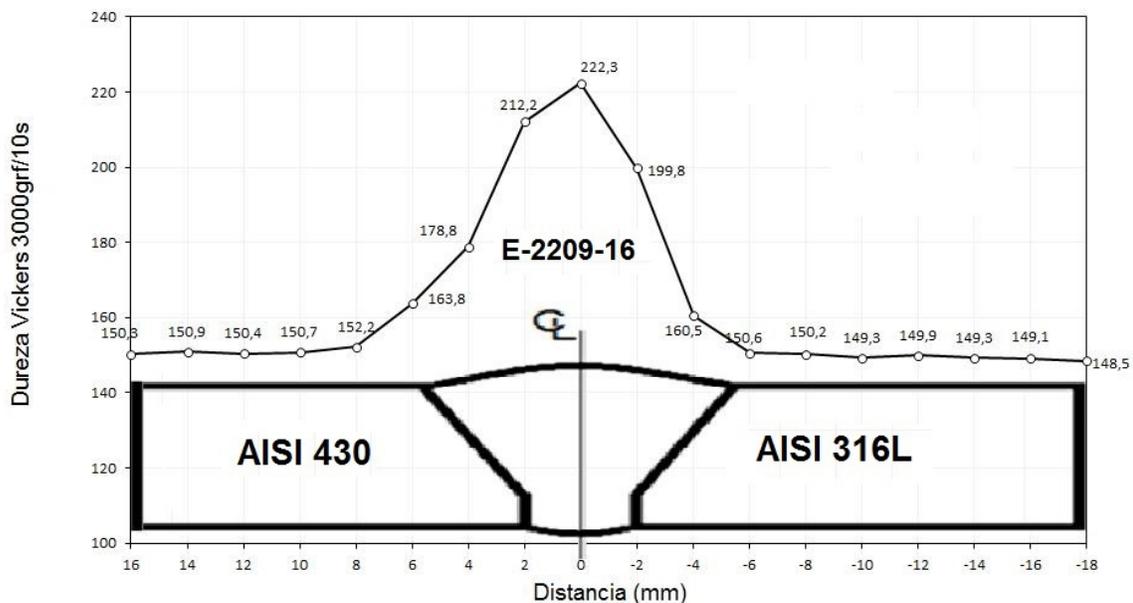
Fuente: http://www.metalravne.com/selector/steels_cct/pk339.html

Las velocidades de enfriamiento en el intervalo 800 a 1100°C experimentadas en el acero ferrítico hacen que se toque la nariz de la transformación martensítica, por lo cual esta fase aparece como agujas que crecen desde los límites de grano como se aprecia en la Figura 40, lo cual explica las altas durezas en la ZAT de este material, a diferencia de la ZAT del acero 316L. La aparición de martensita puede afectar el comportamiento frente a la corrosión en el acero inoxidable ferrítico⁶³.

6.7. MEDIDAS DE DUREZAS

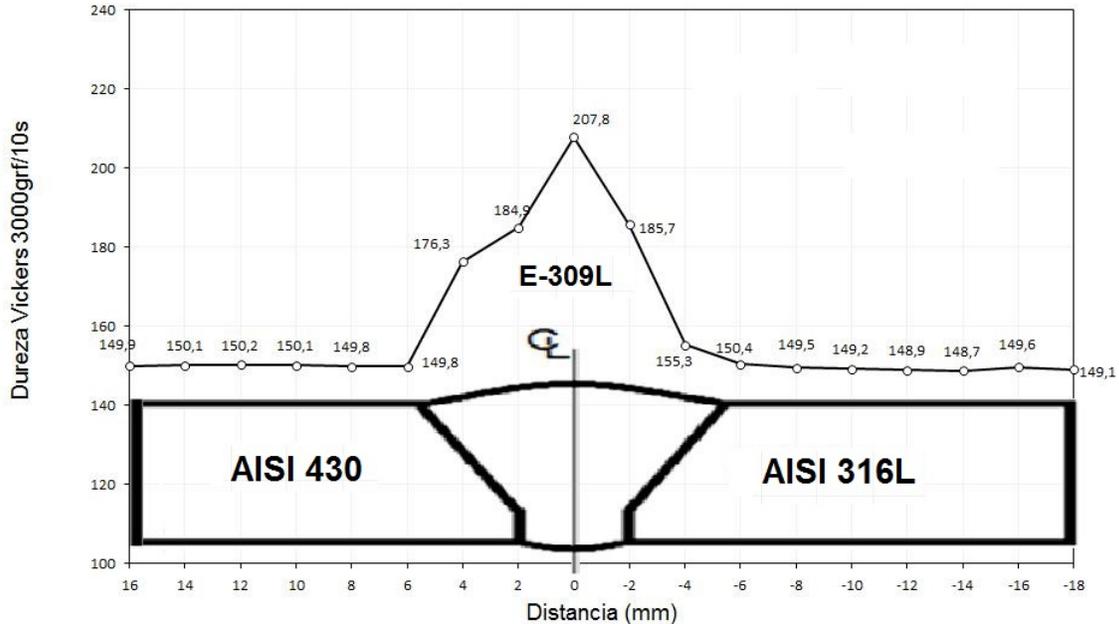
En las gráficas 41 y 42 se muestran las medidas de durezas contra distancia, en las diferentes zonas de las junta disimiles.

Figura 41. Barrido de dureza en junta soldada - E-2209-16



⁶³ Vargas H., Jesús (2010). Op. Cit., pp. 75.

Figura 42. Barrido de dureza en junta soldada - E-309L



El barrido de durezas muestra un cambio significativo en la ZAT del lado del acero ferrítico donde los mayores valores coinciden con la región donde ocurre recristalización en los agregados policristalinos adyacentes a la línea de fusión del acero ferrítico, los cuales también presentan crecimiento de martensita en los límites de grano⁶⁴, ver figuras 38 y 39. Para la zona de fusión, se tiene en cuenta como referencia la composición química, para el caso del E-2209-16, presenta porcentajes del 22,8% de Cr, 3,1% de Mo y 0,026% de C y un porcentaje del 33,3 % de dilución, esto explicaría el aumento súbito en el valor de la dureza alcanzado un valor de 224 HV. Caso diferente a la del E-309L que aunque presenta porcentajes del 23,73 % Cr, solo tiene de 0,05 % Mo y 0,01% C, y un 14,8% de dilución, la cual alcanzo valor maximo de dureza 207 HV. ver figuras 41 y 42.

En los aceros austeníticos, el aumento de dureza en la ZAT es uniforme, alcanzando valores inferiores del lado de los ferríticos. La estructura de este

⁶⁴ Granjon Henry. (1991) . "Fundamentals of welding metallurgy" Woodhead Publishing Ltd.

acero, por su estado de recocido, no presenta deformación acumulada, por lo cual no posee la energía interna necesaria para promover recristalización y no hay cambios visibles en el tamaño de grano de la ZAT en este acero, salvo ligeras modificaciones en el maclado de los granos, como se muestra en la Figura 5.⁶⁵

6.8. ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL DE LA ZAT EN LA JUNTA SOLDADAS CON MATERIAL DE APORTE E-309L Y E-2209-16.

Figura 43. Esquema de las zonas estudiadas en la junta E-309L como material de aporte. Material base AISI 430 (MB-F); Material base AISI 316L (MB-A); ZAT de AISI 430 (ZAT-F); ZAT de AISI 316L (ZAT-A); Limite de fusión de AISI 430(LF-F); Limite de fusión de AISI 316L(LF-A).

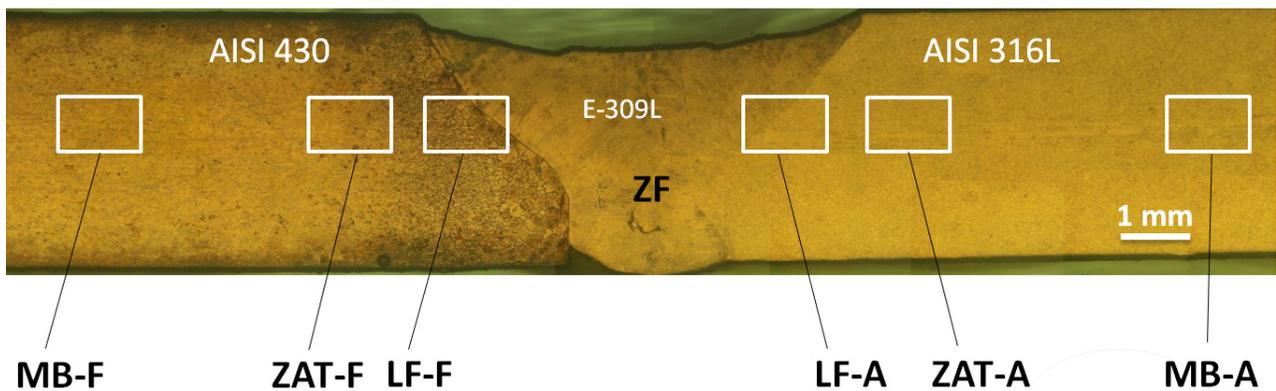
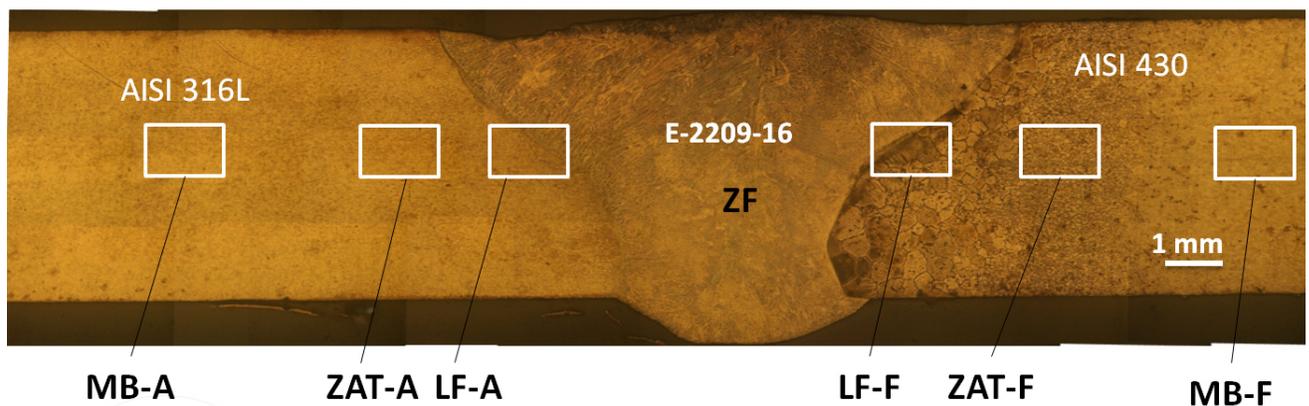


Figura 44. Esquema de las zonas estudiadas en la junta E-2209-16 como material de aporte.



⁶⁵ Briones Flores et al., (2014). "Caracterización microestructural y mecánica de una soldadura disímil de aceros inoxidables 316L/AI-6XN" Rev. LatinAm. Metal. Mat. 2014, 34(2): 306-315

Figura 45. Micrografía de Línea de fusión (LF) - E-309L. a) AISI 430 y b) AISI 316L

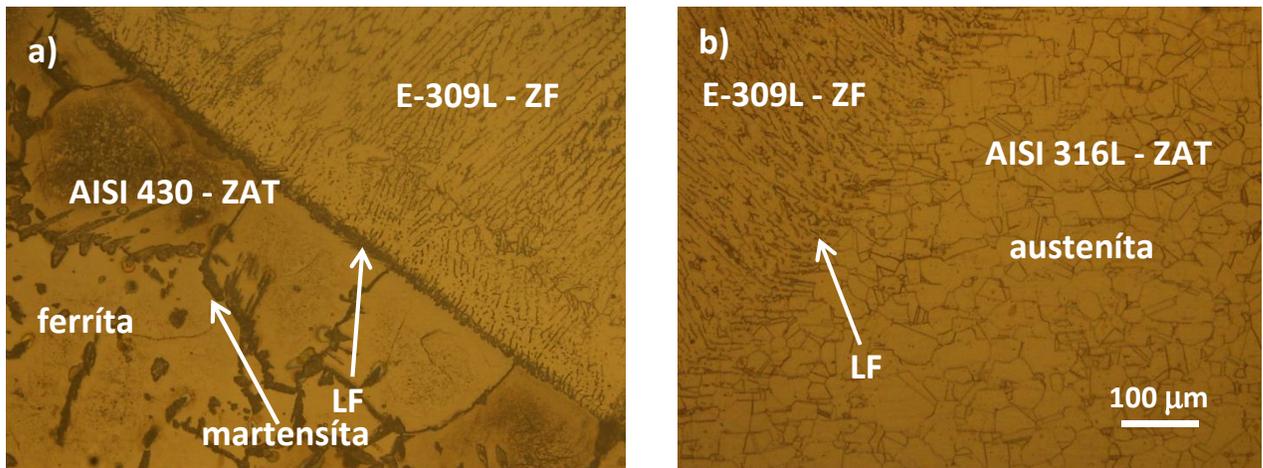
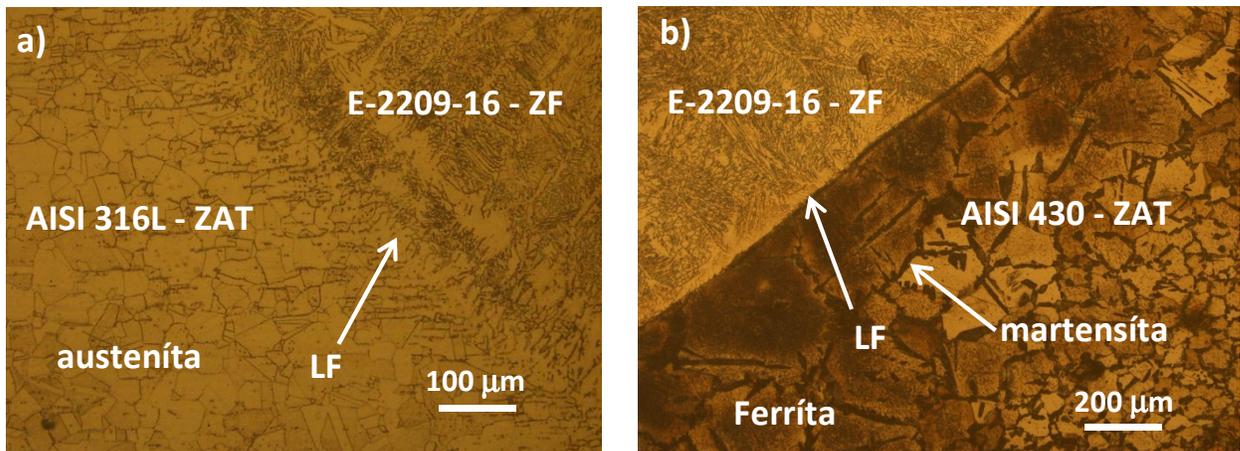


Figura 46. Micrografía de Línea de fusión (LF) - E-2209-16. a) AISI 316L y b) AISI 430



En las figuras 45 y 46, se muestran los detalles de la microestructura entre la línea de fusión (LF) de ambos materiales AISI 430 Y AISI 316L, soldadas con material de aporte E-309L. Las medidas registradas por los termopares ubicados en cada una de las zonas mostradas en las microestructuras fueron: para el $T_1 = 968,78 \text{ } ^\circ\text{C}$, ver figura 45-a y para el $T_4 = 1058,61 \text{ } ^\circ\text{C}$, ver figura 45-b, correspondientemente. Para el AISI 316L en la ZAT-A, (ver figura 45-a), se observa una microestructura uniforme con muy poco cambio debido a que el material fue laminado en frío y posteriormente recocido, no se observa una estructura sensibilizada ni pequeños precipitados de carburos en los límites de grano. Para el lado del AISI 430, (ver figura 45-b), se observan una microestructura con dos fases, ferrita y martensita,

con variaciones notables en la morfología y tamaño de los granos adyacentes a la línea de fusión del acero ferrítico (LF-F), en la línea parcialmente fundida, límites de grano continuo y al interior de los mismos se observa Martensita en una matriz Ferrítica. El primer cambio microestructural corresponde a la formación de nuevos granos, es decir a la recrystalización, y el segundo al crecimiento de grano⁶⁶. De esa forma se logra la eliminación de las tensiones internas del metal a medida que disminuye la densidad de dislocaciones⁶⁷.

La fuerza impulsora de la recrystalización proviene de la energía almacenada durante el trabajado en frío. La deformación acumulada debe ser suficiente para proporcionar núcleos para la recrystalización y para proporcionar la fuerza motriz necesaria para sostener su crecimiento, durante el tratamiento térmico local realizado por el ciclo térmico de la soldadura.

El proceso de recrystalización presenta características específicas relacionadas con el tamaño y la fracción de partículas de segunda fase, la temperatura de recocido, el porcentaje de trabajo en frío de la probeta y la distribución de densidad de dislocaciones, la energía de borde de grano y la auto difusión del material razón que explicaría crecimiento anormal en los límites de grano en el acero AISI 430⁶⁸.

De igual manera sucede en la figura 46 en la que se usó como material de aporte E-2209-16, donde muestra los detalles de la microestructura entre la línea de fusión de ambos materiales AISI 430 Y AISI 316L, la medida registradas por los termopares fueron para el $T_1 = 1311,29 \text{ }^\circ\text{C}$, ver figura 46-b y para el $T_4 = 1062,90 \text{ }^\circ\text{C}$ ver figura 46-a correspondientemente, la diferencia se ve reflejada en que la medida de la ZAT en la probeta que fue soldada con E-2209-16 como material de

⁶⁶ Totten and D. Scott Mackenzie. Handbook of Aluminum 2, Alloy Production and Materials manufacturing. Marcel Dekker, Inc. 201, 2003.

⁶⁷ Burke J.E. and Turnbull D. Recrystallization and grain growth, Progress in Metal Physics, London: Pergamon Press, 220-292, 1952.

⁶⁸ Cattaneo Calos, et al. Evolución del crecimiento de grano recrystalizado en metales, Mecánica Computacional Vol. XXXII, Noviembre 2013, p.3919-3929.

aporte, tiene mayor extensión. Esto se debe a que fue se incrementó el valor de la entrada de calor en un 20% aproximadamente, respecto al otro cupón analizado en este trabajo. De acuerdo con el trabajo realizado por los investigadores, Aguilar⁶⁹, Madhusudhan⁷⁰ y J.N Dupont⁷¹ coinciden en la aparición de fase martensita en la línea de fusión, de igual manera Wang ⁷² ratifica la presencia de la capa con estructura martensítica en la interfase de la soldadura.

Figura 47. Micrografías de la ZAT- E-309L. a) AISI 430 y b) AISI 316L

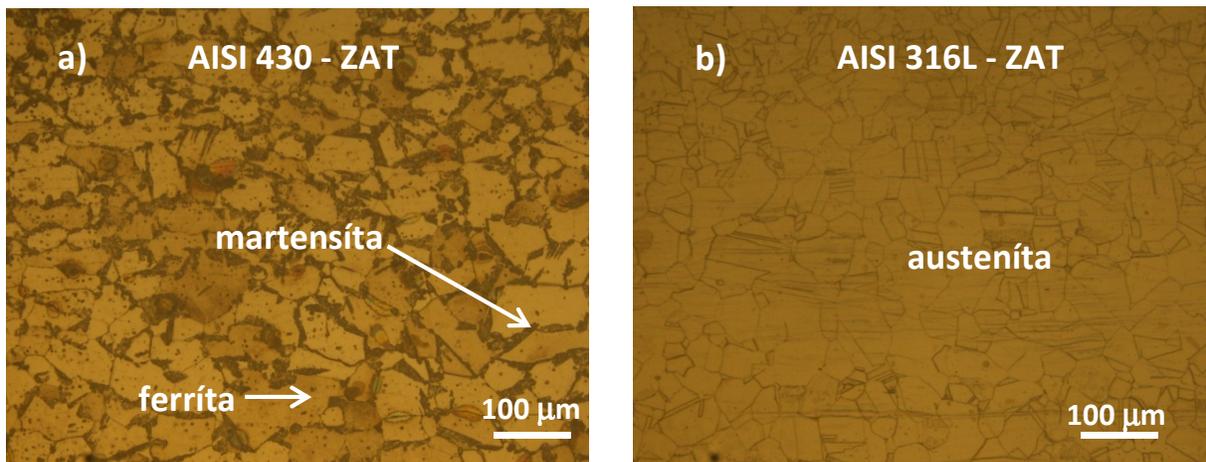
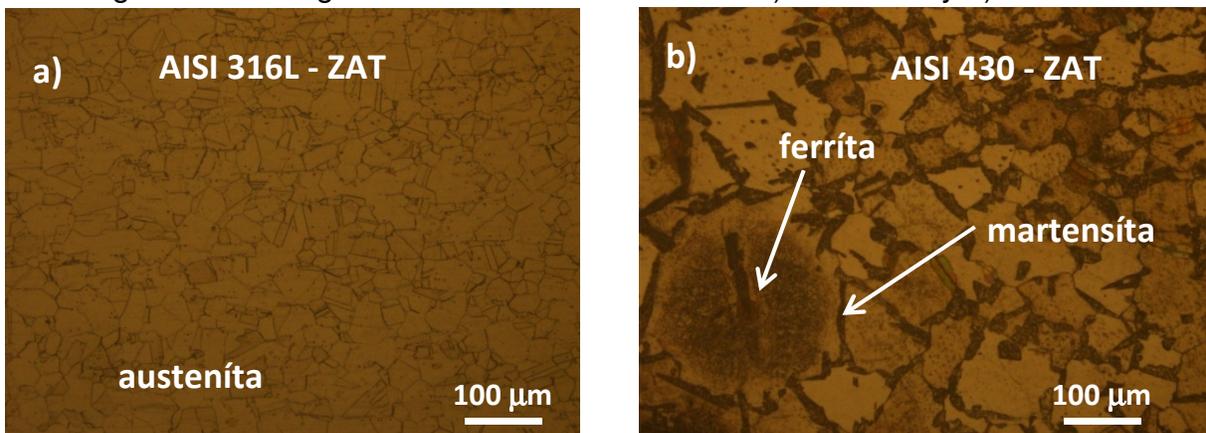


Figura 48. Micrografías de la ZAT - E-2209-16. a) AISI 316L y b) AISI 430



⁶⁹ Sara Aguilar, Ramón Tabares, and Claudia Serna Patricia, "Microstructural Transformations of Dissimilar Austenite-Ferrite Stainless Steels Welded Joints." *Journal of Materials Physics and Chemistry* 1, no. 4 (2013): 65-68. doi: 10.12691/jmpc-1-4-2.

⁷⁰ G. Madhusudhan Reddy, T.Mohandas, A.Sambasiva Roa. Influence of welding processes on microstructure and mechanical properties of dissimilar austenitic-ferritic stainless steel welds. *Materials and Manufacturing Processes*, 2005.

⁷¹ J.N Dupont and C.S. Kusko. Technical Note: Martensite Formation In Austenitic/Ferritic Dissimilar Alloy Welds. *Welding Journal* Pag 51s – 54s, Febrero 2007.

⁷² Zhihui Wang, Biyu Xu, and Ciqi Ye. Study of the Martensite Structure at the Weld Interface and the Fracture Toughness of Dissimilar Metal Joints. *Welding Journal research supplement* Pag 397s – 402s, Febrero 1993.

En las figura 47 y 48 se muestran los detalles de la microestructura de la ZAT para ambas probetas soldadas con E-309L y E-2209-16. Para el E-309L se registraron las medidas de los termopares $T_2= 832,01\text{ }^\circ\text{C}$ (AISI 430) ver figura 47-a y para él, $T_5= 777,40^\circ\text{C}$ (AISI 316L) ver figura 47-b. Por parte del E-2209-16 se registraron medidas en los termopares $T_2= 1085,36\text{ }^\circ\text{C}$ (AISI 430) ver figura 48-b y para él, $T_5= 729,64^\circ\text{C}$ (AISI 316L) ver figura 48-a. Para el AISI 316L se obtienen metalografías en la que se observa una microestructura uniforme no se logra observar cambio debido a que el material fue laminado en frio y posteriormente recocido como se mencionó anteriormente. Para el lado del AISI 430 se observa una microestructura con dos fases, ferrita y martensita, con variaciones notables en la morfología y tamaño de los granos, se observa la zona de tamaño de grano fino producto de la recrystalización, se ha presencia una disminución de martensita en los límites de grano continuo y en centros de los granos adyacentes a la zona parcial de fusión, en ambas juntas soldadas tanto como para el E-309L y el E-2209-16 como material de aporte.

Figura 49. Micrografía del material base - E-309L. a) AISI 430 y b) AISI 316L

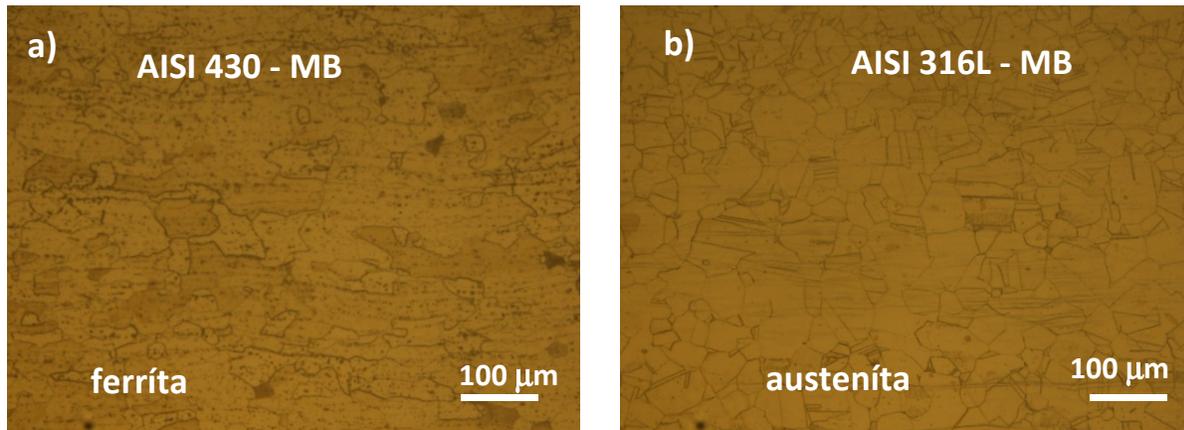
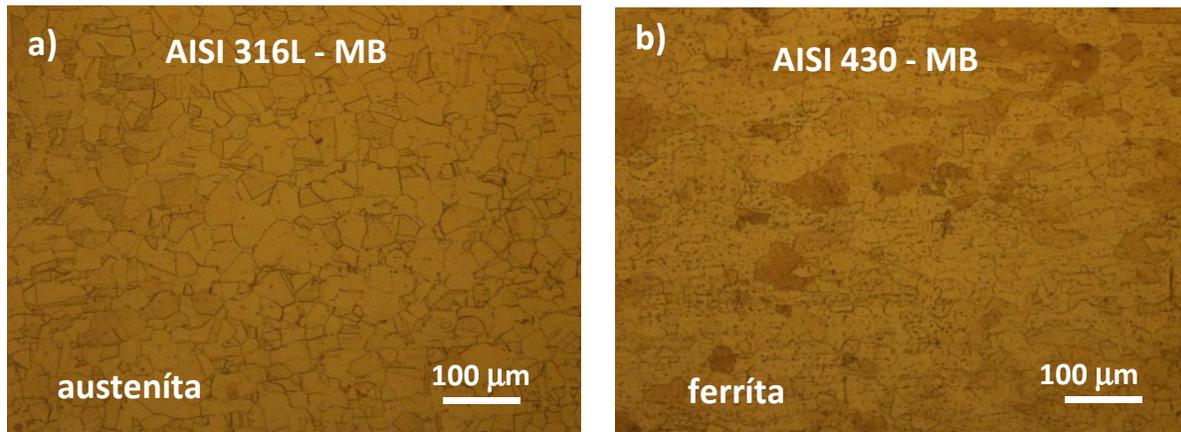


Figura 50. Micrografía del material base - E-2209-16. a) AISI 430 y b) AISI 316L



A pesar que en estas micrografías donde se usó como material de aporte E-309L se registraron temperaturas de $T_3= 492,93^{\circ}\text{C}$ y $T_6= 497,69^{\circ}\text{C}$ en los aceros AISI 316L y AISI 430 respectivamente, ver figura 49, y en las micrografías donde se usó como material de aporte E-2209-16 se registraron temperaturas de $T_3= 593,84^{\circ}\text{C}$ y $T_6= 559,94^{\circ}\text{C}$ en los aceros AISI 316L y AISI 430 respectivamente, ver figura 50, para ambos casos, no se observó cambio en la microestructura respecto a la observada en el material en estado de suministro mostrada en la sección 6.2.

6.9. ANÁLISIS POR TERMODINÁMICA COMPUTACIONAL DE LAS TRANSFORMACIONES DE FASE EN LAS ZAT DE LAS JUNTAS SOLDADAS

A continuación, se realiza el análisis de los diagramas ternarios y pseudobinarios obtenidos por medio del software de termodinámica computacional, Thermo-Calc®.

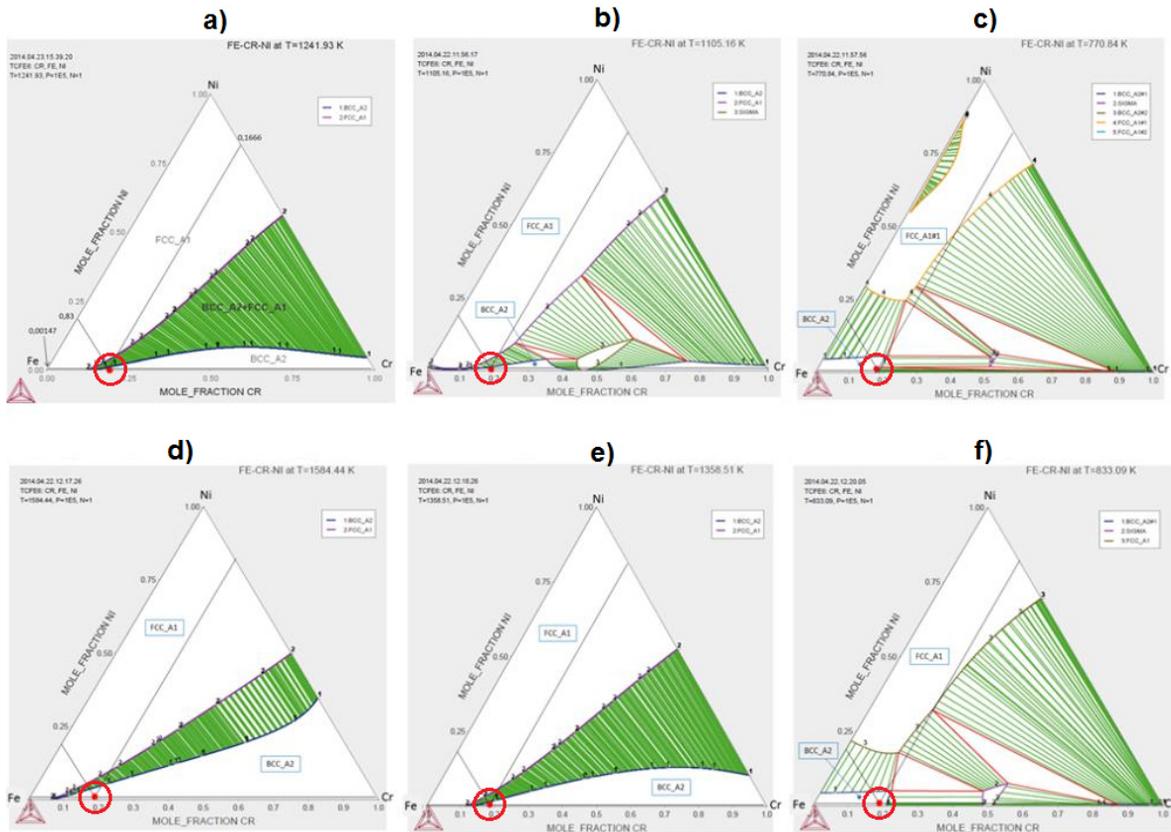
6.9.1. Análisis de diagramas ternarios

6.9.1.1. AISI-SAE 430, $Q= 0,52$ kJ/mm (electrodo E309L) y $Q=0,62$ kJ/mm (electrodo E2209-16) Composición: 83% Fe – 16,66% Cr – 0,147% Ni

Para el análisis de los diagramas ternarios se utilizaron como isoterms las tres temperaturas pico obtenidas con la correspondiente entrada de calor (Q).

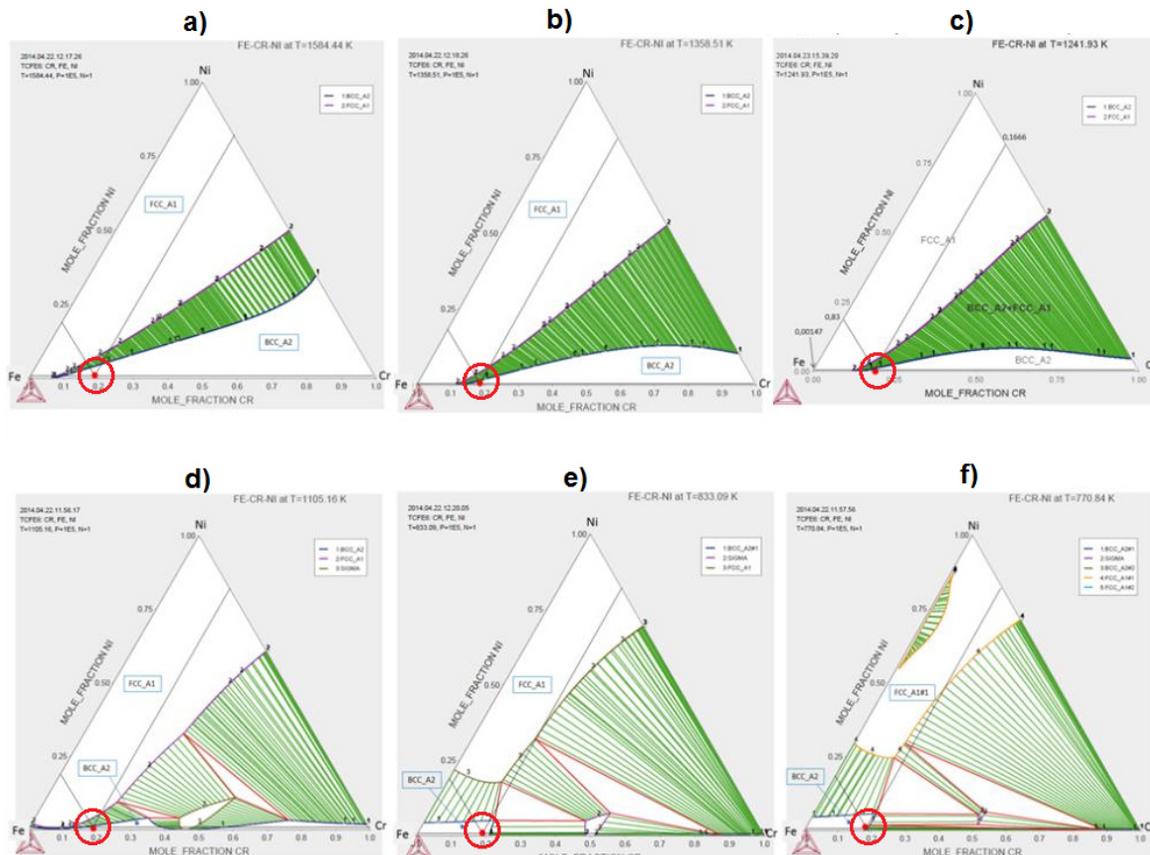
En la figura 51 se muestran los diagramas ternarios obtenidos con Thermo-Calc®, a una composición de 83% Fe; 16,66% Cr; 0,147%Ni, para el acero AISI-SAE 430 y para cada corte isotérmico según la entrada de calor ($Q=0,5$ kJ/mm y 0,62 kJ/mm), en el punto de intersección de la composición muestra que tiene una estructura BCC_A2 (ferrita), es lo esperado tratándose de un acero AISI-SAE 430 (ferrítico) de bajo contenido de C (0,03%), ver figuras 51a, a la 51d en las a una temperatura pico de 1311,29°C, no se observa presencia de austenita en ninguno de los seis casos, debido a que el contenido de Ni, que es uno de los principales elementos gammagenos, no se encuentra en proporción suficiente para provocar la formación de ésta. Sin embargo, con esa ubicación la aleación se puede notar claramente, que se encuentra muy cercana a regiones bifásicas que van apareciendo conforme desciende la temperatura y donde sí es posible encontrar austenita; un cambio se presentará con tan solo un pequeño incremento en el porcentaje de Ni. A continuación se muestra una vista general de los seis diagramas obtenidos para el AISI- SAE 430, según la entrada de calor.

Figura 51. Diagramas ternarios Fe-Cr-Ni isotérmicos para el acero AISI-SAE 430, con entradas de calor $Q= 0,52 \text{ kJ/mm}$, a) $T_1= 968,78^\circ\text{C}$, b) $T_2=832,01^\circ\text{C}$, c) $T_3=497,69^\circ\text{C}$, y para entrada de calor $Q=0,62 \text{ kJ/mm}$, d) $T_1= 1311,29^\circ\text{C}$, e) $T_2=1085,36^\circ\text{C}$, f) $T_3=559,94^\circ\text{C}$.



Teniendo en cuenta que la aleación es la misma en todos los diagramas del 430, y que lo que está variando es la temperatura a la cual se hacen los cortes; a fin de hacer un análisis más eficiente, se han ordenado todos los diagramas como si se tratara de una sola secuencia (con descenso de la temperatura).ver figura 52

Figura 52. Ordenamiento general de los seis diagramas ternarios Fe-Cr-Ni isotérmicos para el acero AISI-SAE 430, a) $T_1=1311,29^{\circ}\text{C}$, entrada de calor $Q=0,62\text{ kJ/mm}$; b) $T_2=1085,36^{\circ}\text{C}$, entrada de calor $Q=0,62\text{ kJ/mm}$; c) $T_1=968,78^{\circ}\text{C}$, entrada de calor $Q=0,52\text{ kJ/mm}$; d) $T_2=832,01^{\circ}\text{C}$, entrada de calor $Q=0,52\text{ kJ/mm}$; e) $T_3=559,94^{\circ}\text{C}$, entrada de calor $Q=0,62\text{ kJ/mm}$; f) $T_3=497,69^{\circ}\text{C}$, entrada de calor $Q=0,52\text{ kJ/mm}$.



En la figura 52a, a $1311,29^{\circ}\text{C}$, (ver figura 52a), se observa una región bifásica (austenita-ferrita, de tamaño moderado en comparación con las sub-siguientes como se observan en las figuras 51b y 52c), también se puede notar que existe un campo más amplio de austenita que de ferrita, con tendencia a crecer con el aumento en la fracción de Ni y el decrecimiento de la fracción en Cr, de forma opuesta ocurre con la ferrita, donde es el aumento en Cr es el que amplía su campo. Esta descripción es coherente con la descrita en los la microestructura analizada en la sección 6.8 en la figuras 45 y 46, en la que se denota una matriz ferrítica.

A medida que se avanza en la secuencia, el campo de la ferrita se ve cada vez más reducido, mientras que el de la austenita conserva una porción significativa. Ver figuras 52b y 52c. A partir de aproximadamente una temperatura de 850°C aparece la fase sigma con tendencia a desaparecer conforme desciende la temperatura, ya que a 497°C sólo queda una pequeña porción de esta. Ver figuras de 52d a la 52f.

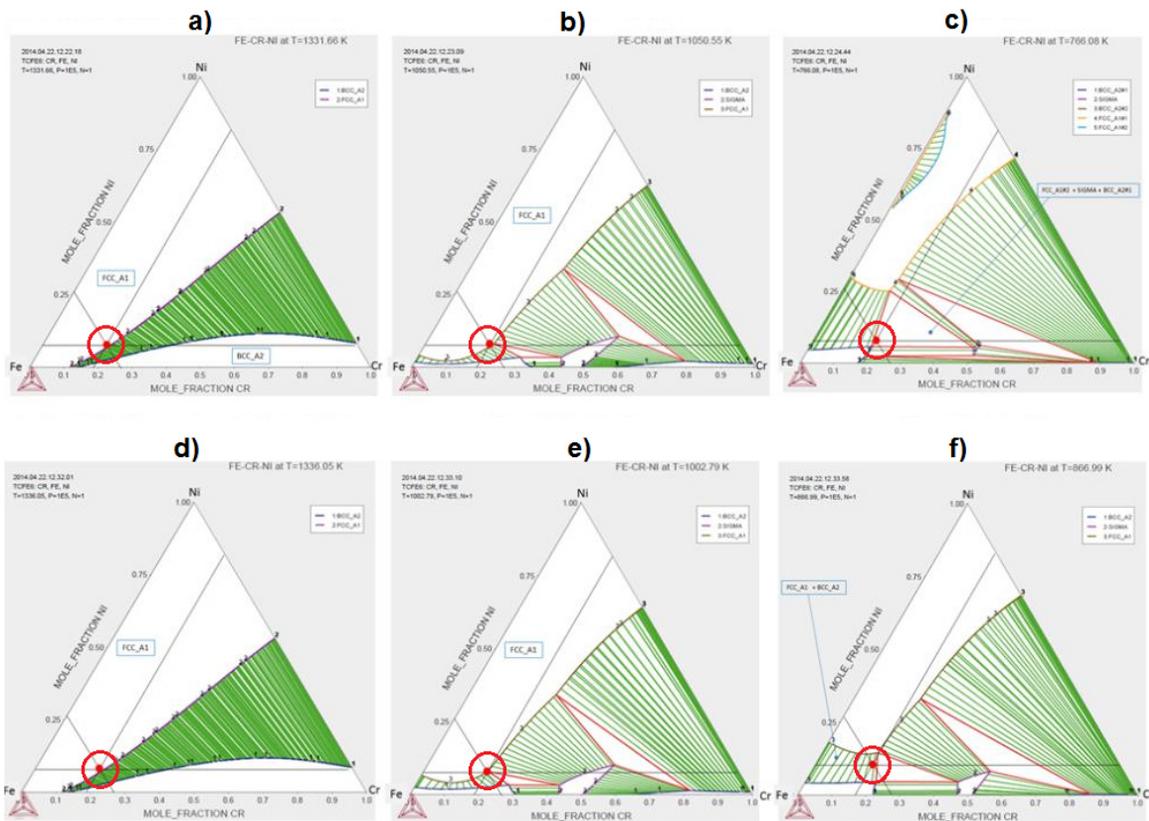
En forma secuencial en los diagramas van aparecido regiones de eutécticos, regiones bifásicas (BCC_A2 + FCC_A1), trifásicas (BCC_A2 + FCC_A1+SIGMA) quienes pueden aparecer y crecer o lo contrario (como el caso de sigma), en función de la temperatura, como se muestra en la figuras 52 e y 52 f. Para este acero no hay un valor de C_{req} no se está trabajando con solidificación, sino con transformaciones en estado sólido.

6.9.1.2. AISI-SAE 316L, $Q=0,52$ kJ/mm (electrodo E-309L) y $Q=0,62$ kJ/mm (electrodo E2209-16) Composición: 73,16% Fe – 16,84% Cr – 9,998% Ni

La metodología de análisis es la misma que la utilizada para el AISI_SAE 430.

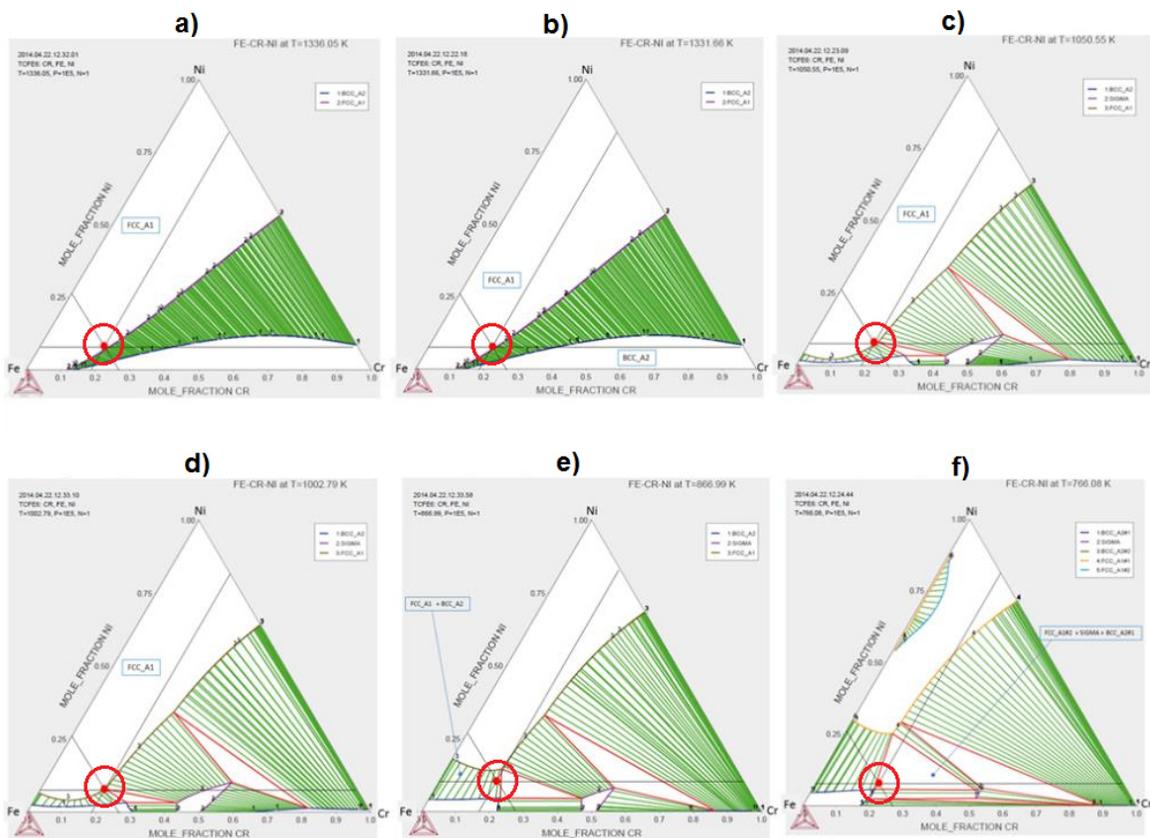
El comportamiento en este acero para la aleación Fe-Cr-Ni del crecimiento de fases es similar al del 430, la diferencia radica en que la ubicación del punto de intersección en este caso no obedece a una misma región del triángulo de composición. Ver figura 53.

Figura 53. Diagramas ternarios Fe-Cr-Ni isotérmicos para el acero AISI-SAE 316L, con entradas de calor $Q= 0,52$ kJ/mm, a) $T_1= 1058,51^\circ\text{C}$, b) $T_2=777,40^\circ\text{C}$, c) $T_3=492,93^\circ\text{C}$, y para entrada de calor $Q=0,62$ kJ/mm, d) $T_1= 1062,90^\circ\text{C}$, e) $T_2=729,64^\circ\text{C}$, f) $T_3=593,84^\circ\text{C}$.



Teniendo en cuenta que la aleación es la misma en todos los diagramas del AISI-SAE 316L, y que lo que está variando es la temperatura a la cual se hacen los cortes; a fin de hacer un análisis más eficiente, se han ordenado todos los diagramas como si se tratara de una sola secuencia (con descenso de la temperatura).

Figura 54. Ordenamiento general de los seis diagramas ternarios Fe-Cr-Ni isotérmicos para el acero AISI-SAE 430, a) $T_1 = 1062,90^\circ\text{C}$, entrada de calor $Q=0,62 \text{ kJ/mm}$; b) $T_1=1058,51^\circ\text{C}$, entrada de calor $Q=0,52 \text{ kJ/mm}$; c) $T_2= 777,40^\circ\text{C}$, entrada de calor $Q=0,52 \text{ kJ/mm}$; d) $T_2=729,64^\circ\text{C}$, entrada de calor $Q=0,62 \text{ kJ/mm}$; e) $T_3=593,84^\circ\text{C}$, entrada de calor $Q=0,62 \text{ kJ/mm}$; f) $T_3=492,93^\circ\text{C}$, entrada de calor $Q=0,52 \text{ kJ/mm}$.



Desde $1062,90^\circ\text{C}$ hasta $729,64^\circ\text{C}$ la aleación tiene estructura FCC (austenita), es lo esperado por tratarse de un acero inoxidable austenítico, ver figuras desde la 54a a 54d, pero al descender hasta una temperatura de $593,84^\circ\text{C}$ el punto se

ubica en una región bifásica, FCC_A1 + BCC_A2. Ver figura 53d. Esta descripción diverge con la descrita en la microestructura analizada en la sección 6.8 en las figuras 45 y 46, en la que se denota una matriz uniforme austenítica sin variaciones notables en la morfología del grano y en los límites de grano, puesto que la técnica metalográfica usada en este trabajo no es la adecuada, pero sí coincide con las investigaciones realizadas por Aguilar Sara.⁷³

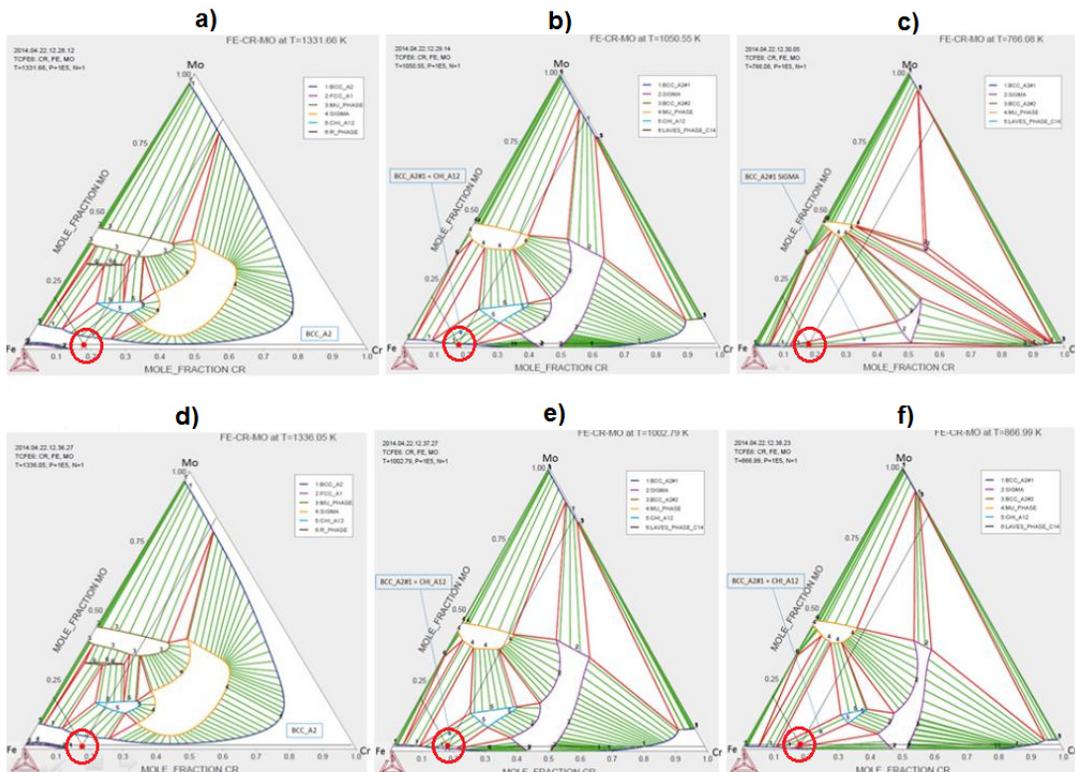
El comportamiento de la fase sigma es similar a la del acero AISI-SAE 430, se debe tener en cuenta que, según la literatura, la fase sigma se presenta en intervalos de temperatura de 1000 hasta 500°C aproximadamente (ver figura 54), y que tiene un rango de composición de 46-53% Cr, esto se ha comprobado claramente en los diagramas obtenidos.

⁷³ Sara Aguilar, Ramón Tabares, and Claudia Serna Patricia, "Microstructural Transformations of Dissimilar Austenite-Ferrite Stainless Steels Welded Joints." *Journal of Materials Physics and Chemistry* 1, no. 4 (2013): 65-68. doi: 10.12691/jmpc-1-4-2.

6.9.1.3. AISI-SAE 316L, Q=0,52 kJ/mm (electrodo E-309L) y Q=0,62kJ/mm (electrodo E2209-16) Composición: 81,14% Fe – 16,84% Cr – 2,021% Mo

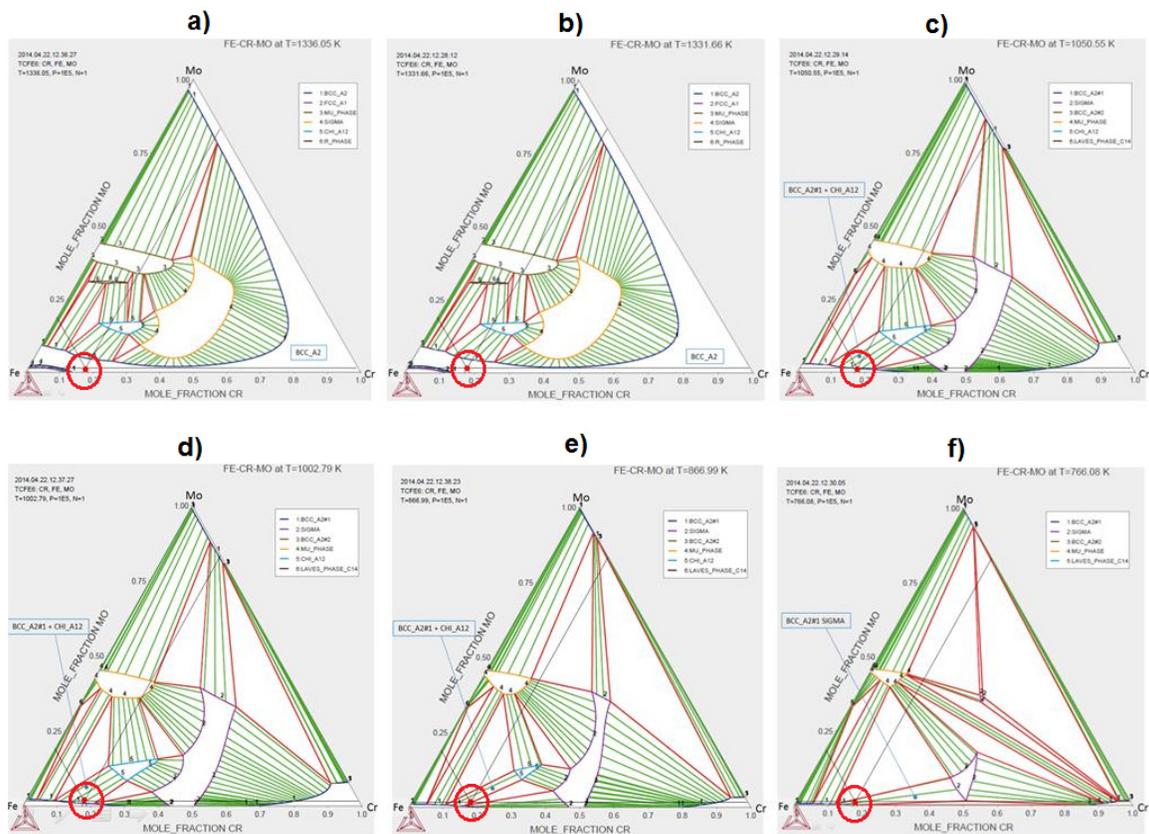
Las transformaciones en los ternarios de Fe-Cr-Mo son mucho más complejas como se puede observar claramente y se advierte la presencia de regiones bifásicas y trifásicas en todos los triángulos de composición, aún desde la temperatura pico más alta, ver figura 55. Esto indica que se favorece la difusión de los átomos presentes pero que la solubilidad en la matriz se encuentra limitada. Para este caso, el punto de intersección de la aleación tampoco permanece estable en una única región, sino que está marcado por las transformaciones en estado sólido, aunque en realidad la muestra no presenta cambios, debido a que su estado de entrega es recocido, ver sección 6.1 figura 34b.

Figura 55. Diagramas ternarios Fe-Cr-Mo isotérmicos para el acero AISI-SAE 316L, con entradas de calor Q= 0,52 kJ/mm, a) T₁= 1058,51°C, b) T₂=777,40°C, c) T₃=492,93°C, y para entrada de calor Q=0,62 kJ/mm, d) T₁= 1062,90°C, e) T₂=729,64°C, f) T₃=593,84°C.



Teniendo en cuenta que la aleación es la misma en todos los diagramas del AISI-SAE 316L, y que lo que está variando es la temperatura a la cual se hacen los cortes; a fin de hacer un análisis más eficiente, se han ordenado todos los diagramas como si se tratara de una sola secuencia (con descenso de la temperatura).

Figura 56. Ordenamiento general de los seis diagramas ternarios Fe-Cr-Mo isotérmicos para el acero AISI-SAE 316L, a) $T_1=1062,90^{\circ}\text{C}$, entrada de calor $Q=0,62\text{ kJ/mm}$; b) $T_1=1058,51^{\circ}\text{C}$, entrada de calor $Q=0,52\text{ kJ/mm}$; c) $T_2=777,40^{\circ}\text{C}$, entrada de calor $Q=0,52\text{ kJ/mm}$; d) $T_2=729,64^{\circ}\text{C}$, entrada de calor $Q=0,62\text{ kJ/mm}$; e) $T_3=593,84^{\circ}\text{C}$, entrada de calor $Q=0,62\text{ kJ/mm}$; f) $T_3=492,93^{\circ}\text{C}$, entrada de calor $Q=0,52\text{ kJ/mm}$.



En la figura 56 se observa que aunque es un acero austenítico, en las dos primeras temperaturas pico, el punto está en la región de BCC ver figuras 56a y 56b, para luego transformar a una región bifásica BCC+CHI como lo muestra la figura 56c, que a la temperatura pico más baja transforma a BCC+SIGMA, ver figuras de la 56 c hasta la 56f.

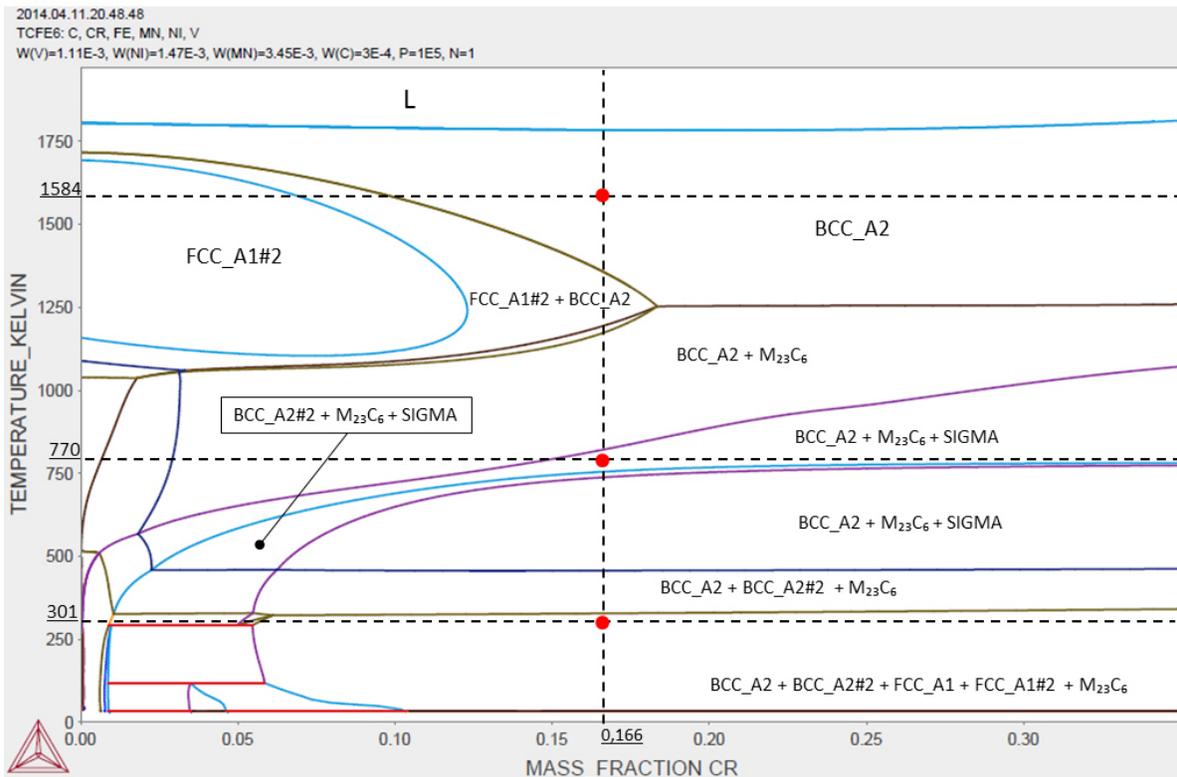
Aunque el Mo y el Cr son promotores de la formación de ferrita, se puede ver que esta no posee una región con un tamaño significativo, sino que sigue la tendencia que en la aleación de Fe-Cr-Ni, disminuyendo su tamaño notablemente.

Sigma empieza a aparecer y abarcando un campo amplio desde los 1062°C, y aún prevalece son una región visible hacia la temperatura pico más baja, y puede inferirse que puede permanecer a temperaturas menores. Aparecen dos fases llamadas Mu y Chi, promovidas por el contenido de Mo.

6.9.2. Análisis de diagramas pseudobinarios

6.9.2.1. AISI-SAE 430 Diagrama Pseudobinario Fe-Cr

Figura 57. AISI-SAE 430 Diagrama Pseudobinario Fe-Cr

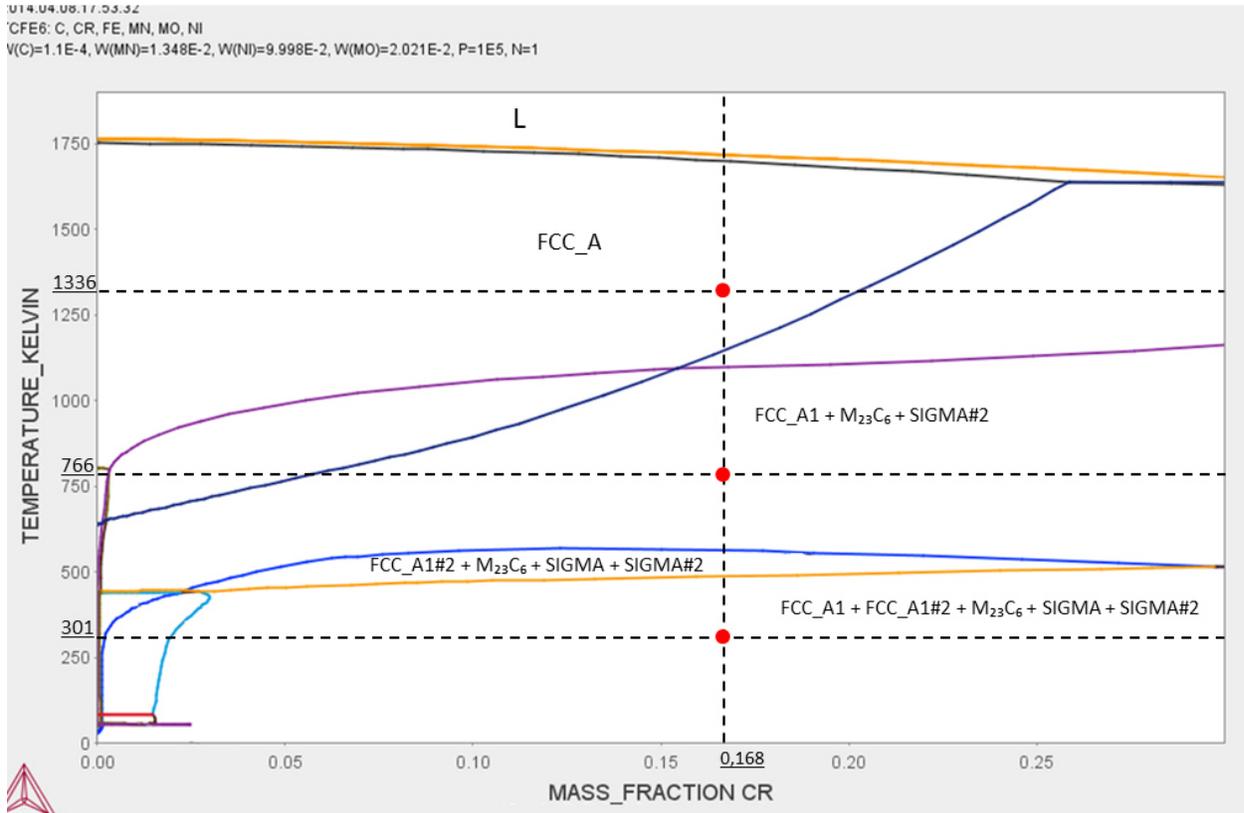


Para un análisis representativo se escogen las temperaturas pico más alta y más baja obtenida en el proceso de soldadura y la temperatura ambiente 28°C (301°K). En el 430 hay transformación del estado sólido desde una estructura completamente ferrítica a 1311,29°C y con 16,66% en peso de Cr (en el diagrama se expresan en grados kelvin y fracción en masa, respectivamente). Ver figura 60

Luego se observa que al caer la temperatura hasta 497°C hay presencia de un intermetálico, un carburo de Cr muy común $M_{23}C_6$ y fase sigma, y ya a temperatura ambiente no hay más presencia de fase sigma en la aleación. La presencia de este carburo de cromo se puede traducir en aumento en la dureza de la zona donde esté presente.

6.9.2.2. AISI-SAE 316L Diagrama Pseudobinario Fe-Cr

Figura 58. AISI-SAE 316L Diagrama Pseudobinario Fe-Cr

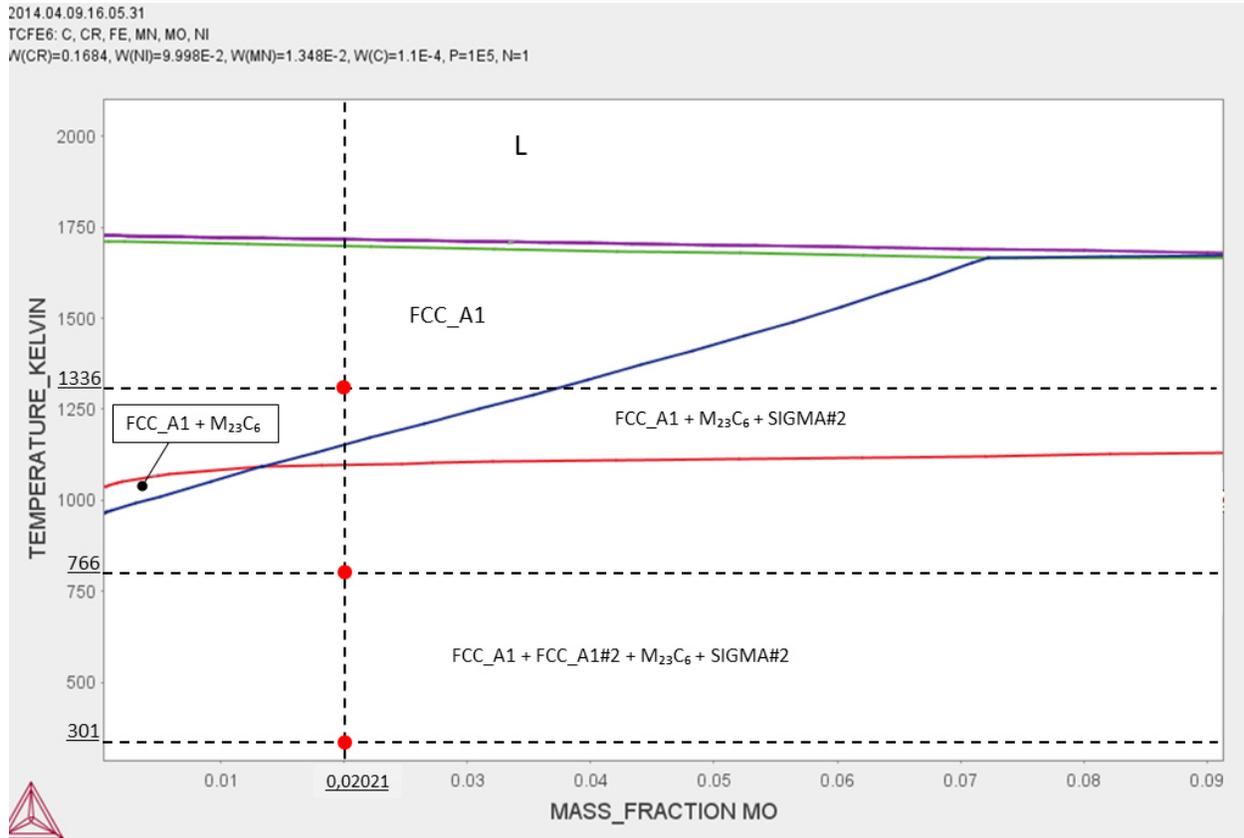


En el caso de 316L, parte de su estructura austenítica desde la temperatura pico de 1062,9°C (1336 K) donde con la caída de la temperatura hasta 492°C hay presencia de fase sigma (esto también fue observado en los diagramas ternarios), y se puede ver la tendencia de fase sigma a mayores concentraciones de Cr, que permanece aún a temperatura ambiente. Ver figura 61.

Se nota la presencia del M₂₃C₆ que aparece aproximadamente desde los 600°C y permaneces hasta temperatura ambiente.

6.9.2.3. AISI-SAE 316L Diagrama Pseudobinario Fe-Mo

Figura 59. AISI-SAE 316L Diagrama Pseudobinario Fe-Mo



En este caso el 316L tiene una tendencia similar a la mostrada en el pseudobinario del Cr, donde hay presencia de la fase sigma y de $M_{23}C_6$ desde la temperatura pico más alta hasta la temperatura ambiente. Donde el acero podría fragilizarse en algún punto por la presencia de estas fases que son muy duras y frágiles, aunque por otro lado podrían estar promoviendo hasta cierto punto resistencia a la corrosión. El hecho que aparezca una SIGMA#2 puede tratarse de una fase que no es estable a temperatura ambiente, puede darse el caso que no se presente en la práctica y sólo de manera teórica en el diagrama, con el cual se pretende predecir qué fases podrían presentarse. Ver figura 63.

7. CONCLUSIONES

- Al momento de aplicar la soldadura a tope usando como material de aporte E-2209-16 y E-316L con el proceso SMAW, fue posible obtener dos entradas de calor 627,01 J/mm y 522,56 J/mm respectivamente, la variación entre las entradas de calor fue 20%, aproximadamente, siendo mayor para el E-2209-16. De igual manera el porcentaje de dilución fue mayor en el E-2209-16 obteniendo un valor de 33,3%.
- Mediante el sistema de adquisición de datos, se logró captar los diferentes ciclos térmicos generados durante el proceso, las máximas temperaturas alcanzadas por los termopares en los diferentes puntos de las placas son inversamente proporcional a la distancia que las separa de la fuente generadora de calor, a mayor distancias menor será la temperatura. Por consiguiente a mayor calor aportado, mayores serán las temperaturas alcanzadas en la zona afectada térmicamente por la soldadura. Los resultados muestran que las temperaturas máximas medidas en la ZAT se encuentran en un intervalo entre 729,64 °C a 1062,90 °C en el 316L y 1085,36 °C a 1311,29 °C en el 430, con E-2209-16 como material de aporte, 777,40 °C a 1058,51°C en el 316L y 832,01°C a 968,78 °C en el 430, con E-309L como material de aporte dependiendo la posición del termopar.
- Las entradas de calor obtenidas al aplicar el proceso SMAW en las juntas de aceros inoxidables con los electrodos usados, produjeron cambios microestructurales en las zonas afectadas por el calor con comportamientos similares. Estos cambios fueron más profundos en el AISI 430, en el que se aprecian cambios en la morfología de los granos y formación de una fase diferente (Martensita). En el acero 316L no se presentan cambios microestructurales visibles, tal como la modificación del tamaño de grano o del maclado; sin embargo, es probable que se presente

la precipitación de fases (carburos de cromo) las cuales no fueron caracterizadas por las técnicas aquí utilizadas. El fenómeno de recristalización y la presencia de Martensita en la ZAT del acero inoxidable ferrítico explica sus mayores durezas en esta región. En contraste la baja alteración microestructural en el acero inoxidable austenítico es coherente con la baja alteración de la dureza en la ZAT.

- En el estudio de las transformaciones de fases de la ZAT con la ayuda de termodinámica computacional (Thermo-Calc®) mostró como resultados la predicción de las fases presentes en las diferentes zonas de la ZAT, de cada material con diferentes entradas de calor. En el acero inoxidable ferrítico, muestra una matriz ferrítica con probables apariciones de la fase sigma en temperaturas entre los 850°C y los 497°C. Por parte de los austeníticos tiene una estructura FCC con posibles apariciones de precipitados $M_{23}C_6$ que son carburos de cromo y fase como la sigma puede permanecer desde 1062°C hasta temperatura ambiente, apareciendo también las fases Mu y Chi promovidas por el Mo. Las fases antes mencionadas no fueron observadas por la resolución de las técnicas de caracterización usadas.

8. RECOMENDACIONES Y SUGERENCIAS DE TRABAJOS FUTUROS

1. Se recomienda usar técnicas de caracterización más avanzadas como microscopia electrónica de barrido y de transmisión, rayos-X y técnicas complementarias como EDS para verificar la existencia de las ases observadas.
2. Se recomienda realizar trabajos más profundos con el uso de la simulación termodinámica computacional para analizar lo que ocurre en la zona fundida y los efectos de las fases en el comportamiento de los aceros a la corrosión.

9. BIBLIOGRAFÍA

A.J. Sedricks, Corrosion of stainless steels, Wiley Interscience, New York. 1996.

A.L.Rivas, E.Vidal, H.D' Armas, S Faneyt E. Villamizar and C. Molina. Comportamiento mecánico de un acero 5Cr-0.5Mo soldado con un acero inoxidable austenítico 309Mo. Anales de mecánica de la fractura, Vol. 19, 2002.

AISI, American Iron and Steel Institute, 1133 15th Street, NW, Washington, DC 20005, U.S.A.,p.11.

American Welding Society. Welding Handbook: Welding Science and Technology, Ninth edition, Volume 1, USA, 2001.pag 152.

AISI, American Iron and Steel Institute, 1133 17th Street, NW, Washington, DC 20005, U.S.A.,p.11

ASTM E384-11, "Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials", American Society of Testing and Materials (ASTM), pag, 19.

ASTM E407-89, "Standard Practice for Microteaching Metals and Alloys", American Society of Testing and Materials (ASTM).

Bran R. Julio, (2008). "Estudio de la soldabilidad del acero inoxidable ferrítico AISI 430 en soldaduras circunferenciales por el proceso GTAW". PhD. Tesis, Universidad de Michoacana de San Nicolás de Hidalgo. pp. 18-26.

Briones Flores et al., (2014). "Caracterización microestructural y mecánica de una soldadura disímil de aceros inoxidables 316L/AI-6XN" Rev. LatinAm. Metal. Mat. 2014, 34(2): 306-315.

Burke J.E. and Turnbull D. Recrystallization and grain growth, Progress in Metal Physics, London: Pergamon Press, 220-292, 1952.

Camacho Trujillo Rosario, Serna Claudia., Influencia de los parámetros de la soldadura para el proceso SMAW en la formación de Ferrita delta durante la Soldadura de Aceros Inoxidables Austeníticos., Universidad de Antioquia., ,2013.p 1.

Cattaneo Calos, et al. Evolución del crecimiento de grano recristalizado en metales, Mecánica Computacional Vol. XXXII, Noviembre 2013, p.3919-3929.

Chehaibou, A. (2006). Metalúrgica soldabilidad de los aceros inoxidables. *soldadura Internacional*, 20 (7), 553-556.

David S.A, Ferrite Morphology and Variations in Ferrite Content in Austenitic Stainless Steel Welds, 1981,. Welding Journal. p. 63s.

Demo, J.J. Structure and constitution of wrought ferritic stainless steels, in Handbook of Stainless Steels, D. Pecker and I.M. Bernstein, Eds., McGraw-hil, New York., 1977.

Donald R. Askeland, "Ciencia y tecnología de los materiales" 3ra Edición, Ed.International Thomson. (1998).

Dupont and C.S. KUSKO. Technical Note: Martensite Formation In Austenitic/Ferritic Dissimilar Alloy Welds. Welding Journal Pag 51s – 54s, Febrero 2007.

F.M.L. Arantes, R.E. Trevisan, Journal of achievements in materials and manufacturing engineering volume 20, enero - febrero 2007.

Folkhard, Erich. "Welding Metallurgy of Stainless Steels" Springer- Verlag Wien New York. 1998.

G. Madhusudhan Reddy, T.Mohandas, A.Sambasiva Roa. Influence of welding processes on microstructure and mechanical properties of dissimilar austenitic-ferritic stainless steel welds. Materials and Manufacturing Processes, 2005.

G.M. Slaughter, and T.R. Housley, "The Welding of steels to austenitic stainless steels", U.S. Atomic energy commission, p. 9.

Granjon Henry. (1991) . "Fundamentals of welding metallurgy" Woodhead Publishing Ltd.

Hernández Riesco Germán., Manual del Soldador, 644 páginas, España, Enero de 2012.p 23.

Hurtado C. Adrian, "Caracterización de juntas soldadas del acero inoxidable AISI/SAR 304 por GMAW-P. Ing. Tesis, Universidad Central de Venezuela. pp. 3.

J.C.Lippold. Selection of Wrought Austenitic stainless Steels. ASM Handbook. Vol 6, 9th edition, 1995. pp. 456 - 469.

J.N Dupoint and C.S. KUSKO. Technical Note: Martensite Formation In Austenitic/Ferritic Dissimilar Alloy Welds. Welding Journal Pag 51s – 54s, Febrero 2007.

KOU, S., Welding Metallurgy. Second Edition Wisconsin. :AJohnwiley&sons, inc.,publication,2003,p266.

L.Zamora Rangel, A.L. Medina Almazan, C. Rivera Rodriguez and A.S. Rojas Salinas. Evaluación de una soldadura disimilar de aceros inoxidable AL6XN y AISI 316L. El hombre y la maquina No 37, Pag Octubre 2011.

Laufgan, Sergio G. (2003). "Tratamiento térmico de soldadura". TERMO SOLDEX S.A., pp 18-24.

Lee, Ch (1988). Soldabilidad y análisis microestructural de aceros inoxidable austeníticos grado nuclear. PhD. Tesis. Universidad de Tennessee. pp. 465-465.

Lee, CH (1988). *Soldabilidad y análisis microestructural de aceros inoxidable austeníticos grado nuclear*. La Universidad de Tennessee). *Disertaciones y Tesis ProQuest*, 465-465.

Lippold J.C. y Kotecki DamianJ, *Welding Metallurgy and Weldability DF Stainless Steel*, Wiley – Iriterscience, 2005, Capítulos 1, 3 y 5.

M. Rodriguez, Fundamentos tecnológicos y Metalurgicos para la Soldadura de los Aceros Inoxidables, CIS-IIM, mayo 2003,p 5-30.

M. Sireesha, Shaju K. Albert, V. S Sundaresan, " A comparative evaluation of welding consumables for dissimilar welds between 316LN austenitic stainless steel and alloy 800". *Journal of nuclear materials*, 200, (279) p. 65-76.

Madhusudhan G. Reddy, T.Mohandas, A.Sambasiva Roa. (2005). Influence of welding processes on microstructure and mechanical properties of dissimilar austenitic-ferritic stainless steel welds. *Materials and Manufacturing Processes*, 20(2), pp. 147-173.

Martinez, E., Estrems., M & Miguel, V. Desarrollo de un modelo matemático de diferencias finitas para el análisis del campo de temperaturas en la soldadura por arco de chapas finas. Madrid. 2012, p.512.

Moreno R. Arturo, (2009), "Caracterización y propiedades mecánicas de la soldadura de un acero inoxidable ferrítico AISI 430". PhD. Tesis, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo., pp 27-28.

Ospina, Ricaurte et al. (2007). Soldabilidad en aceros inoxidables y aceros disímiles, *Scientia et Technica* Año XIII, 34, pp. 273-278.

Plurmtree, A., y Gullerg , R. The influence of interstitial and some substitutional alloying elements, in toughness of ferritic stainless steels, ASTM STP 706, R.A. Luía, 1980., ASTM p., 34-35.

R.L. KLUEH and J.F.KING. Austenitic Stainless Steel- Ferritic Steel Weld Joint Failures. Septiembre 1982.

Rakesh Kaul, P. Ganesh, and A. K. Nath., Microstructural characterization of dissimilar laser weld between austenitic and ferritic stainless steels., *Journal of Laser Applications.*, p. 25.

S.A. David, J. M . Vitek, R. W. Reed, and T. L. Hebble., Effect of rapid solidification on stainless steel weld metal microstructures and its implications on the Schaeffler diagram. 1987, p. 1-51.

Sara Aguilar, Ramón Tabares, and Claudia Serna Patricia, "Microstructural Transformations of Dissimilar Austenite-Ferrite Stainless Steels Welded Joints." *Journal of Materials Physics and Chemistry* 1, no. 4 (2013): 65-68. doi: 10.12691/jmpc-1-4-2.

Silvestri.S. (at. Al).Estudios de los ciclos térmicos en soldadura. Cuaderno de Facultad N°04/99 Universidad Nacional de Comahue, Comahue 1999.

T.W. Nelson, J.C. Lippold and M.J.MILLS. Nature and Evolution of the fusion Boundary in Ferritic-Austenitic Dissimilar Metal Welds-Part 2: On-Cooling Transformations. Supplement the welding Journal, October 2000.

Termo soldex s.a, Aceros inoxidable, No 36, Agosto de 2004. Tratamientos térmicos en la soldadura y Pruebas hidráulica de gasoductos., 40 páginas, Colombia, 2004.

Thomas, C.R. and F.P.A. Robinson, *Kinetics and mechanism of grain growth during welding in niobium -stabilized 17% chromium stainless steels*. Metals Technology, 1978. 5(4): p. 133.

Totten and D. Scott Mackenzie. Handbook of Aluminum 2, Alloy Production and Materials manufacturing. Marcel Dekker, Inc. 201, 2003.

Vargas Cortes Hugo., Solidificación de aceros inoxidable dúplex., Morelia., 2011., p. 18.

Vargas H., Jesús (2010). "Fabricación y caracterización del acero inoxidable 430 como estándar en las pruebas de polarización de acuerdo a la norma ASTM A65" Instituto Politécnico Nacional, diciembre de 2010, pp. 75.

Vornovitsky, B V Semendyaev, M I Kucherova, D V Arsyukov., Regulating Splashing of electrode metal in manual arc welding, Welding International., 2007., Vol. 21., p 4.

Zbigniew D. Jastrzebki. Naturaleza y propiedades de los Materiales para Ingeniería. Interamericana, 2da Edición, Mexico 1979. pp 323-327.

Zhihui Wang, Biyu Xu, and CIQI YE. Study of the Martensite Structure at the Weld Interface and the Fracture Toughness of Dissimilar Metal Joints. Welding Journal research supplement Pag 397s – 402s, Febrero 1993.