



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE
SAN NICOLÁS DE HIDALGO



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES

PROGRAMA DE MAESTRÍA EN
METALURGIA Y CIENCIAS DE LOS MATERIALES

**Optimización de la unión disímil ASTM A516/316L soldada con arco pulsado con el
electrodo ER-2209**

Tesis que para obtener el Grado de
Maestro en Metalurgia y Ciencias de los Materiales presenta:

Ing. Leonardo Panadés Barrueta

Director de Tesis

Dr. Víctor Hugo López Morelos

Codirectora:

M.C. Teresita del Niño Jesús Sánchez Cruz

Morelia, Michoacán, febrero del 2025



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES
Of. Núm.IIMM-054-2025

Morelia Michoacán 12 de febrero de 2025

**ING. LEONARDO PANADÉS BARRUETA
PRESENTE**

Por medio de la presente, esta dirección del Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo tiene a bien informarle que para presentar su examen de grado de **Maestría** en Ciencias en Metalurgia y Ciencias de los Materiales con la tesis titulada "**Optimización de la Unión Disímil ASTM A516/316L Soldada con Arco Pulsado con el Electrodo ER 2209**", le ha sido asignada la siguiente mesa sinodal:

05002699	Dr. Víctor Hugo López Morelos	Presidente
01001531	Dr. José Lemus Ruiz	Vocal
10003991	Dr. Francisco Curiel López	Vocal
24003077	Dr. Eduardo Cortés Carrillo	Vocal
97003948	Dr. Alberto Ruiz Marín	Vocal
15010073	Dra. Noemí Ortiz Lara	Suplente

Agradeciendo de antemano las atenciones que se sirva prestar a la presente, aprovecho para enviarle un cordial saludo.

ATENTAMENTE

UMSNH



DR. ARIOSTO MEDINA FLORES
DIRECTOR

INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA
Y MATERIALES DE LA UMSNH

C.c. p.- Archivo/AMF/iag

#HumanistaPorSiempre

Contenido

Índice de Figuras	iv
Índice de Tablas	vii
Resumen	viii
Abstract.....	ix
CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN	1
1.1. Introducción	2
1.2. Justificación	4
1.3. Hipótesis	5
1.4. Objetivo General.....	5
1.5. Objetivos Específicos	5
1.6. Metas científicas	6
CAPÍTULO 2. ESTADO DEL ARTE	7
2.1. Tubería de acero API Spec 5L	8
2.1.1. Composición química y propiedades mecánicas.....	9
2.2. Acero 316L	11
2.2.1. Composición química y propiedades mecánicas.....	11
2.3. Acero ASTM A516	12
2.4. Metalurgia física de los aceros en estudio	13
2.4.1. Metalurgia de los aceros API Spec 5L.....	13
2.4.2. Metalurgia del acero inoxidable austenítico 316L.....	16
2.4.3. Metalurgia del acero ASTM A516.....	18
2.5. Uniones disímiles.....	19
2.6. Metodología Taguchi	27
2.6.1. Técnica basada en la filosofía Taguchi.....	28
2.6.2. Características de calidad.....	29
2.6.3. Relaciones señal-ruido de Taguchi (S/N) y análisis de varianza (ANOVA).....	30
2.6.4. Aplicaciones de la metodología Taguchi en la soldadura.....	30

2.6.5.	Parámetros principales del arco pulsado.....	32
CAPÍTULO 3. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL.....		35
3.1.	Materiales base	36
3.2.	Proceso de soldadura	36
3.3.	Caracterización microestructural	37
3.4.	Cálculo del porcentaje de dilución.....	37
3.5.	Caracterización mecánica	38
3.6.	Metodología Taguchi y Análisis de varianza (ANOVA)	39
3.6.1.	Análisis relación S/N.....	40
3.6.2.	Análisis de varianza ANOVA.....	40
CAPÍTULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN		41
4.1.	Caracterización microestructural y mecánica de los materiales base	42
4.1.1.	Caracterización microestructural.....	42
4.1.2.	Caracterización mecánica.....	42
4.2.	Soldaduras de referencia y selección de los parámetros de referencia	44
4.3.	Metodología Taguchi y análisis de varianza (ANOVA)	46
4.3.1.	Arreglo ortogonal.....	46
4.3.2.	Relación señal-ruido (S/N) para el área de la ZAT.....	47
4.3.3.	Predicción de los parámetros óptimos.....	50
4.4.	Análisis de varianza (ANOVA)	51
4.5.	Caracterización microestructural y mecánica de las juntas soldadas.....	52
4.5.1.	Caracterización macro y microestructural de las soldaduras de referencia y de la soldadura optimizada.....	53
4.5.2.	Cálculo del calor de aporte y del porcentaje de dilución de las soldaduras de referencia y de la soldadura optimizada.....	57
4.5.3.	Caracterización mecánica de la junta soldada optimizada y de las soldaduras de referencia	57
CAPÍTULO 5. CONCLUSIONES		62

RECOMENDACIONES Y TRABAJO FUTURO.....	64
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	65

Índice de Figuras

Figura 2.1. Micrografías ópticas del acero API X60: a) en el material base y b) en la ZAT [13].	14
Figura 2.2. Micrografía óptica de la microestructura del acero API X 65 donde se aprecian granos de ferrita poligonal coexistiendo con ferrita cuasipoligonal [28].	15
Figura 2.3. Microestructura del acero 316L como material base. a) utilizando microscopía electrónica de barrido y b) utilizando microscopía óptica [22].	16
Figura 2.4. Micrografía óptica de metal base 316L [23].	17
Figura 2.5. Micrografía óptica de la vista lateral desde el límite de fusión hasta el metal base [23].	17
Figura 2.6. Micrografías ópticas de a) metal base, b) ZAT [29].	18
Figura 2.7. Esquema del límite de fusión Tipo II [30].	20
Figura 2.8. Esquema de la unión soldada donde se muestra el número de pasadas [31].	20
Figura 2.9. Microestructura de la ZAT adyacente al acero ASTM A516 con diferentes calores: a) 15.0 kJ/cm, b) 22.5 kJ/cm y c) 30.5 kJ/cm [31].	21
Figura 2.10. Microestructuras de ZAT de grano grueso adyacentes al acero A516-70 con diferentes aportes de calor: a) 15,0 kJ/cm, b) 22,5 kJ/cm y c) 30,0 kJ/cm [31].	21
Figura 2.11. Diseño de la unión soldada [32].	22
Figura 2.12. Microestructura del metal base: a) 316L y b) API X70 [32].	23
Figura 2.13. Interfaz entre el metal de aporte ER316L y el metal base AISI 316L [32].	24
Figura 2.14. Aumento de la ZAT en el metal base 316L debido al aumento del calor de aporte: a) 0.73 kJ/mm, b) 0.84 kJ/mm y c) 0.97 kJ/mm [32].	24
Figura 2.15. Interfaz entre el metal base API X70 y el metal de aporte ER316L [32].	24
Figura 2.16. Efecto del aumento del calor de aporte en la interfaz entre el metal de aporte ER 316L y el metal base API X70: a) 0.73 kJ/mm, b) 0.84 kJ/mm y c) 0.97 kJ/mm [32].	25
Figura 2.17. Perfiles de microdureza obtenidos a diferentes calores de aporte [32].	25
Figura 2.18. Micrografías ópticas del metal base API 5L X60 con los distintos materiales de aporte: a) ERNiCr-3, b) ER310, c) ER 2209 y d) ER 309L [13].	26
Figura 2.19. Perfiles de microdureza de la unión disímil API 5L X60/AISI 310S con diferentes metales de aporte [13].	27
Figura 2.20. Representación esquemática del diagrama corriente vs tiempo durante la soldadura por arco pulsado [38].	34

Figura 3.1. Fuente de soldadura OTC Daihen model WelBee DP-400 [39].....	36
Figura 3.2. Diseño y dimensiones (mm) de la junta disímil.....	37
Figura 3.3. Esquema de las áreas involucradas en la determinación del porcentaje de dilución.	38
Figura 3.4. Sección transversal de la soldadura indicando los niveles en los que serán realizados los perfiles de microdureza.....	38
Figura 3.5. Geometría de las probetas para ensayo de tensión uniaxial, dimensiones en mm.....	39
Figura 4.1. Microestructura de los materiales base AISI 316L y ASTM A516, a) y c) imágenes tomadas utilizando microscopía óptica, b) y d) microscopía electrónica de barrido.....	42
Figura 4.2. a) Valores de microdureza del metal base 316L y b) valores de microdureza del metal base ASTM A516.	43
Figura 4.3. Gráfica esfuerzo-deformación unitaria, a) material base 316L y b) material base ASTM A516 Gr. 70.	44
Figura 4.4. Macrografías de las soldaduras de referencia, a) corona de la soldadura en modo DC, b) raíz de la soldadura en modo DC, c) corona soldadura en modo DC-Pulsada y d) raíz soldadura en modo DC-Pulsada.	45
Figura 4.5. Gráfica de señales corriente contra tiempo del arco pulsado.....	46
Figura 4.6. Macrografías del arreglo ortogonal L9 con la ZAT delimitada en el acero ASTM A516 Gr. 70.	48
Figura 4.7. Área de la ZAT para cada uno de los experimentos.....	49
Figura 4.8. Grafica de efectos principales para las relaciones S/N.	50
Figura 4.9. Macrografías de las soldaduras de referencia y de la soldadura optimizada; a) en modo DC, b) en modo DC-Pulsado y c) soldadura optimizada.	54
Figura 4.10. a) Interfase entre el metal base ASTM A516 Gr. 70 y el metal de soldadura; a) Interfase de la soldadura en modo DC, b) ZAT de la soldadura en modo DC, c) Interfase de la soldadura en modo DC-Pulsado, d) ZAT de la soldadura en modo DC-Pulsado, e) Interfase de la soldadura optimizada y f) ZAT de la soldadura optimizada.	55
Figura 4.11. Interfase entre el metal base 316L y el metal de soldadura; a) Interfase de la soldadura en modo DC, b) Metal de aporte de la soldadura en modo DC, c) Interfase de la soldadura en modo DC-Pulsado, d) Metal de aporte de la soldadura en modo DC-Pulsado, e) Interfase de la soldadura optimizada y f) Metal de aporte de la soldadura optimizada.....	56

Figura 4.12. Perfiles de microdureza Vickers; a) Soldadura en modo DC, b) soldadura en modo DC-Pulsado y c) soldadura optimizada.	58
Figura 4.13. Gráficas esfuerzo-deformación unitaria para las tres condiciones de soldadura.	60
Figura 4.14. Fracturas en las probetas de los ensayos de tensión para las tres condiciones de soldadura.....	61

Índice de Tablas

Tabla 2.1. Diferencias entre las designaciones PSL 1 y PSL 2 [14].	9
Tabla 2.2. Composición química de los aceros de designación PSL 2 [16].	10
Tabla 2.3. Propiedades mecánicas de los aceros de designación PSL 2 [16].	10
Tabla 2.4. Composición química de los aceros 316/316L [24].	12
Tabla 2.5. Propiedades Mecánicas de los aceros 316/316L a diferentes condiciones [24].	12
Tabla 2.6. Composición química del acero ASTM A516 [25].	13
Tabla 2.7. Propiedades mecánicas del acero ASTM A516 [25].	13
Tabla 2.8. Parámetros de soldadura utilizados [32].	22
Tabla 3.1. Composición química de los materiales base y el metal de aporte (% en peso).	36
Tabla 3.2. Parámetros de soldadura.	37
Tabla 3.3. Factores de soldadura y niveles.	39
Tabla 3.4. Arreglo ortogonal L_9 .	40
Tabla 4.1 Propiedades mecánicas de los materiales base.	44
Tabla 4.2 Valores de los parámetros referencia para la optimización de la unión disímil ASTM A516/316L.	45
Tabla 4.3 Factores de soldaduras y niveles.	46
Tabla 4.4 Arreglo ortogonal L_9 .	47
Tabla 4.5 Área de la zona afectada térmicamente y calor de aporte de cada experimento.	49
Tabla 4.6 Relaciones señal-ruido (S/N) para la ZAT.	50
Tabla 4.7. Predicción de los mejores parámetros de soldadura con arco pulsado para el área de la ZAT.	51
Tabla 4.8 Resultados del análisis de varianza.	52
Tabla 4.9 Resultados de validación para el área de la ZAT.	52
Tabla 4.10 Porcentajes de dilución, área de la ZAT y calores de porte de las soldaduras de referencia y la soldadura optimizada.	57
Tabla 4.11 Propiedades mecánicas de las tres condiciones de soldadura.	60

Resumen

En este trabajo de investigación se establecieron los parámetros óptimos de la unión disímil ASTM A516/316L soldada con arco pulsado con el electrodo ER-2209 con el fin de evitar o disminuir las interacciones metalúrgicas que generan inconvenientes para el rendimiento de esta unión disímil. Para ello se partió de la realización de la soldadura disímil de estos aceros en modo sinérgico DC-Pulsado para soldar aceros al carbono utilizando la fuente de soldadura OTC Daihen modelo WelBee DP-400 y se realizó la caracterización macro y microestructural de la junta para tener referencia de las interacciones metalúrgicas en la junta soldada. Posteriormente, se realizó la soldadura de la junta disímil con arco pulsado para su optimización mediante un diseño de experimentos de acuerdo con la metodología Taguchi con un arreglo ortogonal L_9 y análisis de varianza (ANOVA por sus siglas en inglés). Para valorar los aspectos a analizar de la metodología se realizó una caracterización macro y microestructural de la junta soldada. A partir de las soldaduras de referencia se establecieron los parámetros de soldadura para el arreglo ortogonal los cuales fueron; corriente pico (I_p), corriente de fondo (I_b) y tiempo en los picos (t_p). Las condiciones óptimas fueron establecidas a través de la metodología Taguchi bajo el criterio ``menor es mejor''. Se observó que el uso de los parámetros óptimos I_p , I_b y t_p afectan en el tamaño de la ZAT del metal base ASTM A516 Gr. 70. Se estimaron los porcentajes de contribución de cada uno de los factores por análisis de varianza. Se determinó que para la extensión de la ZAT la mayor contribución fue para I_p con 61.26 % y para I_b y t_p fueron 11.86 % y 9.71 %, respectivamente. Una vez obtenidos los parámetros óptimos se llevaron a cabo las réplicas para validar la predicción del análisis Taguchi donde se obtuvo un área de la ZAT de 17.73 mm², siendo el valor pronosticado de 17.43 mm². Finalmente se midieron las propiedades mecánicas de la junta soldada optimizada mediante ensayos de tensión uniaxial y perfiles de microdureza. En las soldaduras de referencia DC y DC-Pulsado los valores de microdureza medidos, cercanos a la línea de fusión y en la ZAT, fueron 300 HV aproximadamente mientras que en la junta optimizada fueron de 240 HV. Los valores de esfuerzo máximo obtenidos con los ensayos de tensión para las soldaduras de referencia DC, DC-Pulsado y la junta soldada optimizada fueron 542 MPa, 550 MPa y 570 MPa respectivamente. En conclusión, el diseño estadístico de experimentos, con el método Taguchi permitió ajustar los parámetros con arco pulsado para mejorar las características macro y microestructurales de la soldadura disímil ASTM A516/316L, así como también sus propiedades mecánicas.

Palabras claves: Taguchi, arreglo ortogonal, GMAW-Pulsado, soldadura disímil, ZAT

Abstract

In this research work, the optimal parameters for the dissimilar ASTM A516/316L weld using pulsed arc welding with the ER-2209 electrode were established to prevent or reduce metallurgical interactions that may negatively affect the performance of this dissimilar joint. To achieve this, the dissimilar welding of these steels was initially carried out in DC-Pulsed synergic mode for welding carbon steels using the OTC Daihen WelBee DP-400 welding power source. A macrostructural and microstructural characterization of the joint was then performed to analyze the metallurgical interactions in the welded joint. Subsequently, the dissimilar joint was welded using a pulsed arc process for optimization through an experimental design based on Taguchi's methodology, employing an L_9 orthogonal array and analysis of variance (ANOVA). To assess the factors analyzed in this methodology, a macrostructural and microstructural characterization of the welded joint was conducted. Based on the reference welds, the welding parameters for the orthogonal array were determined as follows: peak current (I_p), base current (I_b), and peak time (t_p). The optimal conditions were established using Taguchi's "smaller-is-better" criterion. It was observed that the use of the optimal parameters I_p , I_b , and t_p influenced the size of the heat-affected zone (HAZ) in the ASTM A516 Gr. 70 base metal. The contribution percentages of each factor were estimated through variance analysis, determining that the greatest contribution to the HAZ extension came from I_p (61.26 %), followed by I_b (11.86 %) and t_p (9.71 %). Once the optimal parameters were obtained, replication tests were conducted to validate the Taguchi analysis prediction, yielding a HAZ area of 17.73 mm², compared to the predicted value of 17.43 mm². Finally, the mechanical properties of the optimized welded joint were measured through uniaxial tensile tests and microhardness profiling. In the reference DC and DC-Pulsed welds, the measured microhardness values near the fusion line and in the HAZ were approximately 300 HV, while in the optimized joint, they were 240 HV. The maximum stress values obtained from the tensile tests for the reference DC, DC-Pulsed, and optimized welded joints were 542 MPa, 550 MPa, and 570 MPa, respectively. In conclusion, the statistical design of experiments using the Taguchi method allowed for the adjustment of pulsed arc welding parameters to improve the macrostructural and microstructural characteristics of the dissimilar ASTM A516/316L weld, as well as its mechanical properties.

Keywords: Taguchi, orthogonal array, GMAW-Pulsed, dissimilar welding, HAZ

CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN

1.1. Introducción

Las uniones disímiles de aleaciones han sido cada vez más incorporada en muchos sectores industriales como en la generación de energía, energía nuclear, industria petroquímica, entre otros. Estas uniones están siendo cada vez más utilizadas para mitigar problemas de flexibilidad y funcionalidad junto con costos de reparación. Desde el punto de vista metalúrgico, estas representan un gran desafío debido a las diferentes características de los materiales base como el punto de fusión, la conductividad térmica, la composición química, la expansión térmica y otros [1–3].

Un ejemplo donde suelen usarse uniones disímiles es en los intercambiadores de calor, la cual es una práctica común con el propósito de funcionalizar y economizar en etapas de transición de requerimientos de componentes en operación [4,5]. Maurya y col. [6] expresan que la soldadura disímil brinda perspectivas para el diseño adaptable de productos y componentes al utilizar cada material de manera productiva, es decir, aprovechan razonablemente las propiedades específicas de cada material. En el mismo contexto, la flexibilidad de las uniones disímiles se implementa en procesos más demandantes como en los dispositivos anteriormente mencionados de plantas geotérmicas o en sistemas de extracción, conducción y procesamiento de hidrocarburos [7].

Sin embargo, para algunas aplicaciones específicas, problemas como la pérdida del equilibrio de fases y la aparición de fases perjudiciales durante el proceso de soldadura son motivo de preocupación, ya que estos cambios degradan la resistencia mecánica y a la corrosión [3]. En particular, la soldadura disímil entre aceros al carbono y aceros inoxidables representa un reto metalúrgico debido a las diferencias entre las propiedades fisicoquímicas de estas aleaciones, por ejemplo, el coeficiente de expansión térmico (CET). Estos aspectos conducen a interacciones metalúrgicas que afectan la microestructura de manera adversa.

DuPont y col. [8] identificaron entre aceros inoxidables y aceros al carbono: La diferencia en cuanto a la estructura cristalina, difusión de elementos a través de la línea de fusión, entre otros. Es común e indeseable que estas interacciones metalúrgicas den lugar a un aumento en la dureza de los materiales debido a la formación de estructuras de alta durezas; tal como la martensita [9]. Típicamente en la unión entre aceros al carbono y aceros inoxidables se han utilizado materiales de aporte de aceros inoxidables austeníticos y aleaciones base níquel. Las mejores valoraciones en el rendimiento de las juntas soldadas se han reportado con el electrodo base Ni debido al CET

intermedio entre la ferrita y la austenita [10]. Por otra parte, la matriz austenítica del Ni tiene baja difusividad del C lo que previene interacciones metalúrgicas indeseables [6].

Sánchez Cruz y col. [1] reportaron que una junta soldada adecuada depende del proceso de soldadura correcto y de sus parámetros, como la corriente, el voltaje, flujo de gas, la velocidad de soldadura, el material de aporte, entre otros. En particular, el material de aporte juega un papel fundamental en la soldadura disímil, ya que es la transición entre los materiales base y sus parámetros de deposición junto con el gas de protección, lo que dictará las características a lo largo de la unión soldada. Además, el costo y la disponibilidad de los materiales consumibles son aspectos importantes para tener en cuenta para lograr soldaduras sanas con un alto rendimiento.

El proceso de soldadura por arco metálico y protección gaseosa (GMAW por sus siglas en inglés) es uno de los más utilizados en procesos de fabricación de muchas industrias como la automotriz, metalmecánica, petroquímica y de la generación de energía. Este se caracteriza por ser un proceso versátil, ya que se puede aplicar para todas las posiciones de soldadura, se puede automatizar fácilmente y se puede integrar fácilmente en los centros de producción robotizados [11]. Con el avance de la electrónica, las fuentes de soldadura evolucionaron de los métodos tradicionales de transferencia de metal por rocío, corto circuito y globular a la transferencia por arco pulsado. El desarrollo e implementación comercial de este modo de transferencia de metal fundido durante la soldadura dio paso a nuevas posibilidades a través de los parámetros operativos que gobiernan los pulsos del arco. Estos avances permitieron en las fuentes de soldadura un mayor control del aporte térmico el cual, en ocasiones, actúa desfavorablemente sobre la microestructura y propiedades mecánicas de la unión soldada. El proceso GMAW-P (Pulsado-gas metal arc welding, por sus siglas en inglés) es ampliamente utilizado debido al control preciso de los parámetros del proceso, así como a la alta tasa de deposición de metal y la facilidad de automatización. Estas características conducen a soldaduras de alta calidad a un costo aceptable en comparación con otros procesos de soldadura.

Sánchez Cruz y col. [1] realizaron un estudio reciente donde optimizaron los parámetros de soldadura con arco pulsado en una unión disímil de acero inoxidable dúplex 2205 y acero inoxidable austenítico 316L con un electrodo ER-316L-Si. Encontraron que, bajo ciertos parámetros, los niveles de dilución de los materiales base son muy bajos y se llegó a observar una interfaz bien definida entre el dúplex 2205 y el metal de la soldadura. Es decir, sin la presencia de

una estructura dúplex en el metal de soldadura adyacente a la línea de fusión como se había observado anteriormente [12].

Debido a su excelente resistencia a la corrosión tanto generalizada como localizada, el acero inoxidable austenítico 316L es ampliamente utilizado en la fabricación de muchos dispositivos como intercambiadores de calor, tuberías para el transporte de hidrocarburos, entre otros. Además, el 316L es fácil de fabricar y presenta buena soldabilidad y propiedades mecánicas adecuadas a alta temperatura con un costo de adquisición y disponibilidad razonables en el mercado [1]. A pesar de que su valor de adquisición no es tan elevado comparado con otros aceros inoxidables, su precio continúa siendo mucho mayor que el de los aceros al carbono. Por otra parte, los aceros API Spec 5L (American Petroleum Institute API, por sus siglas en inglés) son acero de baja aleación de alta resistencia (HSLA por sus siglas en inglés) ampliamente utilizados en oleoductos y gasoductos en tierra y mar, donde se requiere un servicio crítico y un alto rendimiento. Las cantidades bajas de elementos de aleación en la composición química hacen que la fabricación de estos aceros sea altamente económica. Por otro lado, el bajo carbono equivalente hace que estos aceros tengan una buena soldabilidad. Económicamente, resulta más rentable utilizar estos aceros de baja aleación en lugar de aceros inoxidables [13].

En este escenario, la presente propuesta contempla la optimización de la unión disímil ASTM A516/316L soldada con arco pulsado con el electrodo ER-2209 en términos de evitar o minimizar las interacciones metalúrgicas que generan deficiencias en esta unión disímil. La aleación ASTM A516 tiene composición química, microestructura y resistencia mecánica similares a los aceros API X65 y X70, por lo que la metodología utilizada en esta investigación se podrá implementar en uniones disímiles de aceros inoxidables austeníticos con aceros API.

1.2. Justificación

La optimización de la unión disímil entre los aceros ASTM A516 y 316L soldada con arco pulsado y electrodo ER-2209 posee una relevancia significativa en el ámbito de la ingeniería de materiales y la industria metalúrgica, este tipo de uniones se encuentra en aplicaciones como intercambiadores de calor en plantas geotérmicas, sistemas de procesamiento de hidrocarburos y otros entornos industriales similares.

Este tipo de uniones presenta desafíos específicos, como la extensa zona afectada térmicamente (ZAT) que se forma en el acero ASTM A516 Gr. 70. Esto conlleva a la creación de zonas de alta

dureza que traen consigo una disminución en las propiedades mecánicas del material. Esta investigación busca abordar estos desafíos mediante la optimización de los parámetros de soldadura, con el propósito de minimizar el impacto de las interacciones metalúrgicas perjudiciales por ejemplo la ZAT para el acero al carbono.

El enfoque principal se centrará en el uso del proceso de soldadura con arco pulsado con electrodo ER-2209 y la aplicación de la metodología Taguchi con el fin de obtener los parámetros óptimos de soldadura. Los resultados de esta investigación no solo tendrán implicaciones significativas en la mejora de la calidad y resistencia de estas uniones disímiles, sino que también se traducirán en avances tecnológicos importantes para aplicaciones industriales, asegurando la eficiencia, durabilidad y fiabilidad en los equipos y estructuras utilizados en sectores críticos de la industria.

1.3. Hipótesis

Con el uso del electrodo ER-2209 y la optimización de los parámetros de soldadura como la corriente pico (I_p), corriente base (I_b) y tiempo de permanencia en los picos (t_p), se reducirá el tamaño la ZAT en el acero al carbono, así como las interacciones metalúrgicas como la formación de martensita en el metal de soldadura que comprometen la calidad de la unión disímil ASTM A516/316L.

Mediante la metodología Taguchi, utilizando un arreglo ortogonal L_9 , se obtendrán los parámetros optimizados lo que permitirá disminuir el aporte térmico hacia la junta soldada. Garantizando así baja dilución de los metales bases en el metal de aporte y una disminución en el tamaño de la ZAT del acero ASTM A 516.

1.4. Objetivo General

Establecer los parámetros de soldadura que serán optimizados para llevar a cabo la unión disímil ASTM A516/316L soldada con arco pulsado y electrodo ER-2209 en términos de reducir el aporte térmico y de esta forma minimizar las interacciones metalúrgicas que generan inconvenientes en el rendimiento de la unión.

1.5. Objetivos Específicos

- Realizar una soldadura disímil ASTM A516/316L a través del modo transferencia DC-Pulsado para soldar acero al carbono con la fuente de soldadura OTC Daihen model WelBee DP-400.

- Caracterizar macro y microestructuralmente la junta soldada para tener una referencia de las interacciones metalúrgicas en la soldadura y a partir de estas, variar los parámetros de soldadura utilizados para optimizar la junta.
- Realizar barridos de microdureza de la soldadura de referencia.
- Realizar las soldaduras de la junta disímil con arco pulsado para su optimización siguiendo la metodología Taguchi con un arreglo ortogonal L₉.
- Establecer los aspectos a analizar en la metodología Taguchi por medio de la caracterización macro y microestructural de las juntas soldadas y análisis de varianza (ANOVA).
- Validar los parámetros óptimos mediante la realización de réplicas acorde a la metodología Taguchi.
- Caracterizar las propiedades mecánicas de la unión disímil optimizada a través de ensayos de tensión uniaxial y barridos de micro dureza.

1.6. Metas científicas

- Reducir en un 50 % la ZAT formada en el acero al carbono con respecto a las soldaduras de referencia.
- Garantizar una eficiencia mecánica de la unión soldada del 95 % o superior.

CAPÍTULO 2. ESTADO DEL ARTE

En este capítulo se abordará todo lo referente a los aceros en estudio los cuales son el acero inoxidable austenítico 316L, los aceros API X60, X65 y X70 y el ASTM A516. Serán mencionadas sus características principales, su composición química y propiedades mecánicas, así como su metalurgia física. Cabe mencionar que, para este estudio, dada su similitud con los aceros API Spec 5L en cuanto a composición química, propiedades mecánicas y microestructura, se utilizará el acero ASTM A516. Este será utilizado en la unión disímil ASTM A516/316L donde la metodología utilizada para su optimización se podrá implementar en uniones disímiles de aceros inoxidables austeníticos con aceros API.

También se abordará los aspectos principales de la metodología Taguchi la cual será utilizada para la optimización de la unión disímil, algunos ejemplos de uniones disímiles donde fueron utilizados los aceros de este estudio y los parámetros principales del arco pulsado.

2.1. Tubería de acero API Spec 5L

De acuerdo con el Instituto Americano del Petróleo (API por sus siglas en inglés) [14], la especificación 5L (API Spec 5L) proporciona los estándares de tuberías adecuadas para el uso en el transporte de gas, agua y petróleo en las industrias del petróleo y del gas natural.

Esta especificación cubre la línea de tubería de acero soldado y sin costura dentro de la cual también se establecen los requisitos para dos niveles de especificación de producto (PSL 1 y PSL 2). Estas dos designaciones de PSL definen diferentes niveles de requisitos técnicos estándar. PSL 2 tiene requisitos obligatorios de carbono equivalente, tenacidad, límite elástico máximo y resistencia máxima a la tracción, por tanto, es de mayor calidad que la designación PSL1. Según Pichardo [9] los PSL2 requieren contenidos más bajos de azufre (S) y fósforo (P) que los PSL1, además, de que no permiten ningún tipo de reparación tanto en el cuerpo del tubo como en la soldadura.

Los grados cubiertos por esta especificación son los grados estándar A25, A, B, X42, X46, X52, X56, X60, X65, X70 y X80 y cualquier grado intermedio (grados superiores a X42). La tubería PSL 1 se puede suministrar en grados desde A25 a X70 mientras que la tubería PSL 2 se puede suministrar en grados B a X80 [14]. En la Tabla 2.1 se muestran algunas de las diferencias entre las designaciones PSL 1 y PSL 2.

Tabla 2.1 Diferencias entre las designaciones PSL 1 y PSL 2 [14].

Parámetros	PSL 1	PSL 2
Rango de grado	A25 a X70	B a X80
Tratamiento térmico	Requerido para grados > X42	Requerido para todos los grados
C máx. para tubería sin costura	0.28 % para grados $\geq$ B	0.24 %
C máx. para tubería con costura	0.26 % para grados $\geq$ B	0.22 %
P máximo	0.030 % para grados $\geq$ A	0.025 %
S máximo	0.030 %	0.015%
Resistencia a la tracción máxima	Ninguna	Máxima para cada grado
Reparación mediante soldadura	Permitido	Prohibido

Dentro de las principales características de los aceros API Spec 5L se pueden destacar las excelentes propiedades mecánicas y buena soldabilidad con una microestructura ferrítico-perlítica. La microestructura de este acero, en el cual la ferrita se encuentra en mayor proporción, es originada por el efecto de la composición química y por los diferentes tratamientos termomecánicos aplicados en su elaboración [9,15]. Debido a su bajo porcentaje en masa de elementos aleantes estos aceros son considerados de baja aleación.

2.1.1. Composición química y propiedades mecánicas

De acuerdo con la norma ISO 3183 (Industrias del petróleo y del gas natural. Tuberías de acero para sistemas de transporte por tuberías) [16] la composición química de los aceros API Spec 5L, designación PSL 2 para tubos con y sin costura cuyo espesor es menor a 25 mm se muestra en la Tabla 2.2.

Tabla 2.2 Composición química de los aceros de designación PSL 2 [16].

Sin costura					
Grado	C (máx)	Mn (máx)	P (máx)	S (máx)	Ti (máx)
B	0.24	1.20	0.025	0.015	0.04
X42	0.24	1.30	0.025	0.015	0.04
X46, X52, X56, X60	0.24	1.40	0.025	0.015	0.04
X65, X70 X80	0.24	1.40	0.025	0.015	0.04
Con costura					
X60	0.22	1.40	0.025	0.015	0.04
X65	0.22	1.45	0.025	0.015	0.06
X70	0.22	1.65	0.025	0.015	0.06
X80	0.22	1.85	0.025	0.015	0.06

De igual forma las propiedades mecánicas de estos aceros se muestran en la Tabla 2.3.

Tabla 2.3 Propiedades mecánicas de los aceros de designación PSL 2 [16].

Grado	Límite elástico mín (MPa)	Límite elástico máx (MPa)	Resistencia a la tracción mín (MPa)	Resistencia a la tracción máx (MPa)
X60	414	565	517	758
X65	448	600	531	758
X70	483	621	565	758
X80	552	690	621	827

2.2. Acero 316L

El acero 316L es un tipo de acero inoxidable austenítico aleado al cromo-níquel que se usa ampliamente en la industria química, petroquímica, ingeniería eléctrica y con mayor frecuencia, en las industrias de vehículos y aviación, así como en la fabricación de pernos resistentes a alta temperatura [17,18]. El 316L también ha encontrado aplicaciones en el campo de la energía nuclear. En este campo, se utiliza como material de fabricación para tubos revestidos de combustible nuclear y envoltorios de subconjuntos de combustible en reactores reproductores rápidos debido a sus propiedades mecánicas superiores a temperaturas elevadas y su buena compatibilidad con el sodio líquido [19].

Este grado de aceros es diferente a otros grados de esta serie debido a la adición de Mo (2.5% en peso). Esta adición de Mo mejora tanto la resistencia a la corrosión como el comportamiento de deformación en caliente (fluencia). Además, el Mo en solución sólida actúa como un elemento favorable en la reducción de la movilidad de las dislocaciones. Este grado de acero presenta un alto endurecimiento por deformación y eso resulta en excelentes propiedades mecánicas durante la deformación [20].

Diferentes estudios [21–23] resaltan que este tipo de aceros poseen excelentes propiedades mecánicas, alta resistencia a elevadas temperaturas, mayor resistencia a la corrosión por picaduras, alta resistencia a la fluencia, buena maquinabilidad, buena facilidad de fabricación y soldabilidad.

2.2.1. Composición química y propiedades mecánicas

El catálogo de productos de la compañía EUROPER [24] menciona que los aceros 316/316L son aceros resistentes a la corrosión intergranular hasta 300 °C bajo condiciones de operación continua. Con la adición de molibdeno se le confiere una alta resistencia a ácidos no oxidantes y corrosión localizada. La calidad 316L, con su bajo contenido de carbono hace aumentar la temperatura de resistencia a la corrosión intergranular hasta los 400 °C, además de mejorar su soldabilidad. En la Tabla 2.4 se presentan, de acuerdo con este catálogo, los valores de la composición química en porcentaje en masa.

Tabla 2.4 Composición química de los aceros 316/316L [24].

Acero	C (%)	Cr (%)	Mo (%)	Ni (%)
316	≤ 0.07	16.5 - 18.5	2 – 2.5	10 - 13
316L	≤ 0.03	16.5 - 18.5	2 – 2.5	10 - 13

Las propiedades mecánicas de estos aceros, de acuerdo con diferentes condiciones de fabricación, se muestran Tabla 2.5. Según el fabricante EUROPER, estos valores son los siguientes:

Tabla 2.5 Propiedades Mecánicas de los aceros 316/316L a diferentes condiciones [24].

Tipo de acero	Rango de dimensiones	Límite elástico 0.2 % ($R_{p0.2}$) min. (MPa)	Resistencia a la tracción (MPa)	Elongación (%)
316/316L	Laminado en frío e ≤ 6 mm	≥ 240	530 - 680	≥ 40
	Laminado en caliente e ≤ 12 mm	≥ 220		

2.3. Acero ASTM A516

Dadas sus propiedades mecánicas y composición química similares a la de los aceros API X65 y API X70, para este estudio se utilizará como material base el acero ASTM A516, el cual, es un acero al carbono-manganeso con una matriz ferrítica que posee alta ductilidad, soldabilidad y tenacidad. Según las especificaciones ASTM, este acero se utiliza en tanques presurizados y se utiliza para aplicaciones de baja temperatura donde la tenacidad es importante [25]. Este material es una excelente opción para servicios en aplicaciones con temperaturas inferiores al ambiente, tiene una excelente resistencia a la propagación de grietas y se utiliza tanto en recipientes a presión como en calderas industriales. Ofrece un mayor rendimiento y resistencia a la tracción en comparación con ASTM A516 Grado 65 y puede funcionar a temperaturas más bajas. Es ideal para los altos estándares establecidos por la industria del petróleo, el gas y la petroquímica [26].

La composición química y propiedades mecánicas, para su comparación con los aceros API Spec 5L (Tabla 2.2 y 2.3), se presentan en las Tablas 2.6 y 2.7.

Tabla 2.6 Composición química del acero ASTM A516 [25].

Acero	C máx (%)	Mn (%)	P máx (%)	S máx (%)	Si (%)
ASTM A516 Gr70	0.27	0.85–1.20	0.035	0.035	0.15–0.40

Tabla 2.7 Propiedades mecánicas del acero ASTM A516 [25].

Acero	Límite elástico (MPa)	Resistencia a la tracción (MPa)	Elongación (%)
ASTM A516 Gr70	260	485 – 620	17

2.4. Metalurgia física de los aceros en estudio

2.4.1. Metalurgia de los aceros API Spec 5L

En un estudio realizado por Saedi y col. [13] para determinar la microestructura y propiedades mecánicas de juntas disímiles de acero API 5L X60 y acero inoxidable AISI 310S soldadas con soldadura por arco de tungsteno y gas inerte (TIG por sus siglas en inglés) se obtuvo, a través de micrografías ópticas, la microestructura típica del acero API 5L X60 como material base y de la ZAT posterior a la soldadura. De acuerdo con estas micrografías, la microestructura de este acero (material base) consiste en una matriz ferrítica con pequeñas cantidades de perlita en los límites de grano (Figura 2.1 a). Dentro de la microestructura también se apreciaron granos alargados en la dirección de laminación, lo que se debe al laminado en caliente durante el proceso de fabricación. Como se muestra en la Figura 2.1 b, dentro de la microestructura de la ZAT existen cambios significativos y como la presencia de ferrita Widmanstätten. Durante el proceso de soldadura, la ZAT experimenta una temperatura máxima por encima de A_{c3} , donde la microestructura se transforma principalmente en austenita. A esto le sigue un enfriamiento rápido por debajo de la temperatura intercrítica más baja (A_{c1}). Dependiendo del aporte de calor del proceso de soldadura y la consiguiente velocidad de enfriamiento, pueden aparecer diferentes microestructuras como bainita superior (BS), ferrita Widmanstätten (FW) o ferrita poligonal (PF) en la ZAT de los aceros de alta resistencia y baja aleación.

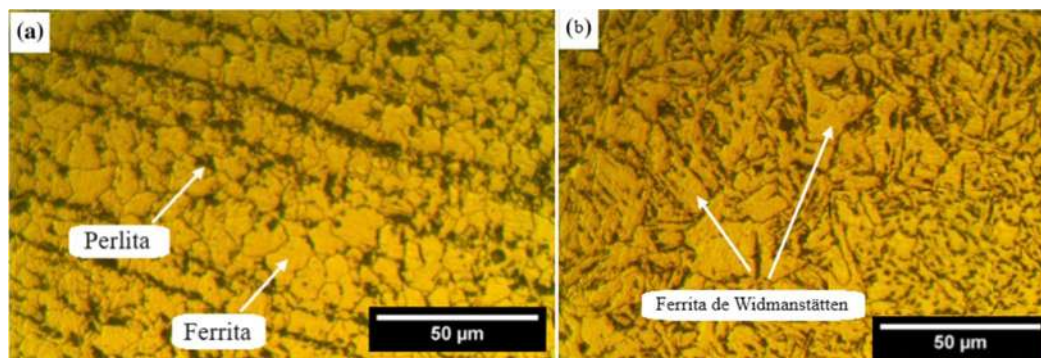


Figura 2.1 Micrografías ópticas del acero API X60: a) en el material base y b) en la ZAT [13].

En este estudio también se evidenció la presencia de martensita a través de mediciones de microdureza a lo largo de una línea desde el metal base, ZAT y el área de la soldadura. La dureza de la soldadura realizada con metal de aporte ER2209 fue mayor que la del resto soldaduras creadas con otros metales de aporte debido a la formación de estructuras de alta dureza (martensita/carburos) en la interfaz. La formación de martensita cerca del límite de fusión en el lado ferrítico se produce debido a la formación de composiciones intermedias con alta dureza que forman martensita tras el rápido enfriamiento del ciclo térmico de soldadura [13].

Hashemi y col. [27] mencionan que un factor importante que afecta la resistencia y tenacidad de los aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA por sus siglas en inglés) es el proceso laminación controlada termomecánica (TMCR por sus siglas en inglés). Diferentes parámetros del proceso TMCR, como la temperatura de laminación, la temperatura de acabado y la velocidad de enfriamiento, desempeñan papeles importantes en la microestructura definitiva del acero. Una mayor velocidad de enfriamiento y una menor temperatura de enfriamiento interrumpido son los parámetros que determinan la formación de una microestructura acicular basada en ferrita, que es una microestructura preferida para aceros para tuberías de alta presión. Además de los parámetros del proceso TMCR, la microestructura de los aceros para tuberías depende en gran medida de elementos de microaleación, como Mn, Nb, V, Ti, Mo y Ni. Por ejemplo, se añaden manganeso y molibdeno a la aleación para promover la formación de la microestructura acicular tras la transformación a partir de austenita. El titanio y el niobio se utilizan para lograr una microestructura de austenita fina al finalizar el laminado, que a su vez se transforma en una microestructura de ferrita acicular tras un enfriamiento acelerado.

El-Danaf y col. [28] reportan que la microestructura del acero API X65 está compuesta principalmente de granos de ferrita poligonal que coexisten con pocos granos de ferrita cuasi poligonales. También mencionan que, en los aceros para tuberías, la ferrita puede adoptar diferentes morfologías. La ferrita poligonal (FP), que se transforma a las temperaturas más altas y a la velocidad de enfriamiento más lenta, asume granos equiaxiales con límites continuos suaves bajo la escala de microscopía óptica. La ferrita cuasi-poligonal (FC), que se produce mediante transformación por difusión de corto alcance a través de la interfaz ferrita/austenita, asume granos con límites irregulares y dentados que contienen alta densidad de dislocaciones, sublímites y constituyentes de martensita/austenita (M/A), ferrita-bainita granular (FG) que se forma a la misma temperatura de transformación que la bainita, pero a una velocidad de enfriamiento más lenta. Austenita granular equiaxial retenida o islas M/A dispersas en matriz ferrítica; Ferrita bainítica (FB), que se caracteriza por tener muchos haces de listones ferríticos alargados con alta densidad de dislocaciones separadas con límites de grano de ángulo alto. La ferrita acicular (FA) es una estructura compleja que consta de FC, FG, FB y algunos FP con dispersas islas de segundas fases en la matriz, se caracteriza por una densidad relativamente alta de dislocaciones y un grano fino. Todas o algunas de estas formas de ferrita pueden coexistir, pero los distintos grados de mezcla dependen de la ruta del proceso termomecánico. La combinación de estas microestructuras puede afectar directamente el nivel de resistencia y, en consecuencia, la susceptibilidad al agrietamiento por corrosión y esfuerzo. En la Figura se 2.2 muestra una micrografía óptica donde se aprecia microestructura de un acero API X65.

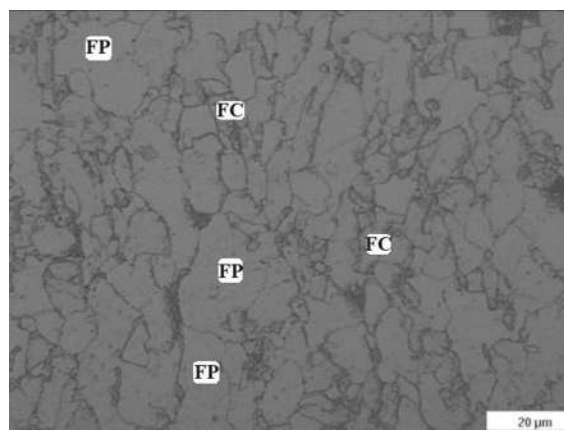


Figura 2.2 Micrografía óptica de la microestructura del acero API X 65 donde se aprecian granos de ferrita poligonal coexistiendo con ferrita cuasipoligonal [28].

2.4.2. Metalurgia del acero inoxidable austenítico 316L

Kumar y col. [22] determinaron la microestructura y propiedades mecánicas de uniones soldadas por fricción y agitación con el acero inoxidable austenítico AISI 316L. Dicha caracterización microestructural del material base fue llevada a cabo a través de microscopía electrónica de barrido y microscopía óptica. Se determinó que este acero se compone principalmente de límites de grano de austenita gruesos con una pequeña cantidad de ferrita.

En la Figura 2.3 se muestra las micrografías del acero 316L como material base.

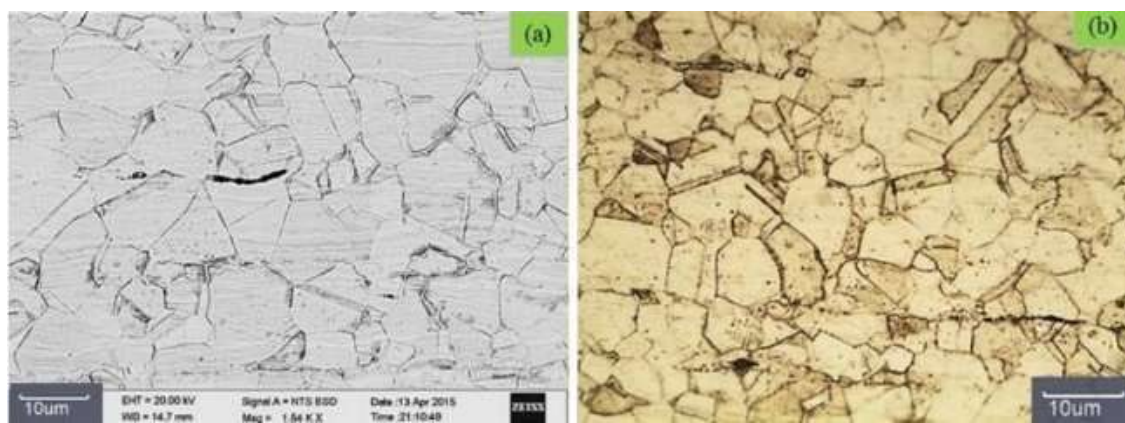


Figura 2.3 Microestructura del acero 316L como material base. a) utilizando microscopía electrónica de barrido y b) utilizando microscopía óptica [22].

Ming y col. [23] realizaron un estudio para determinar la microestructura, deformación residual y comportamiento de agrietamiento por corrosión y esfuerzo en la ZAT del acero 316L. Para esto llevaron a cabo una unión disímil entre el acero de baja aleación SA508-III y 316L soldada con electrodo 308L. Para la caracterización microestructural del acero 316L se utilizó microscopía óptica tanto en el metal base como en la ZAT. Los resultados mostraron que en la matriz austenítica se encontraban finos granos equiaxiales con algunas maclas de recocido. Además, se observaron pequeñas cantidades de ferrita delta en forma alargada e inclusiones punteadas que se distribuyen aleatoriamente dentro de los granos y a lo largo de los límites de grano. En la Figura 2.4 se muestra una micrografía donde se observa la microestructura del metal base 316L, en esta se puede apreciar la matriz austenítica y algunas zonas donde existe ferrita delta.

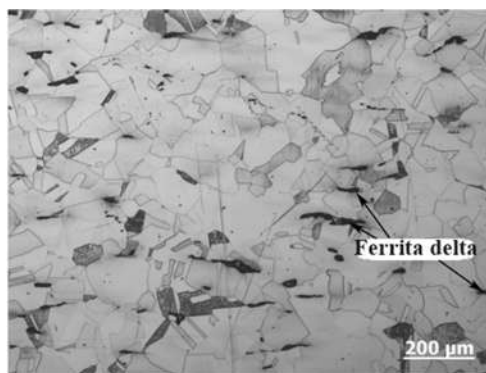


Figura 2.4 Micrografía óptica de metal base 316L [23].

En la Figura 2.5 se muestra una vista lateral de la microestructura donde no se encontró una ZAT significativa en el acero inoxidable 316L ya que el tamaño de grano en esta zona cerca del límite de fusión es similar al del metal base. Aunque cerca del límite de fusión, este experimentó el ciclo térmico de soldadura, la tendencia de crecimiento del grano no es obvia debido al calentamiento rápido, el corto tiempo de permanencia a altas temperaturas y el enfriamiento rápido. Como resultado, no se encuentra ninguna zona de grano grueso cerca del límite de fusión.

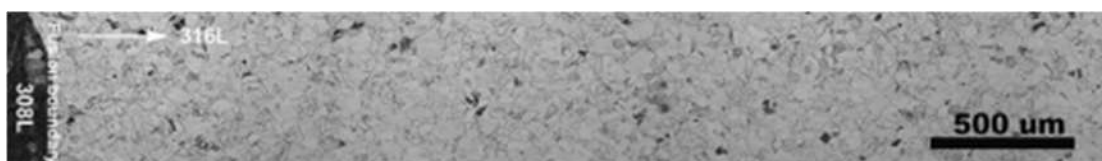


Figura 2.5 Micrografía óptica de la vista lateral desde el límite de fusión hasta el metal base [23].

De acuerdo con los resultados, concluyeron que de que la ZAT tenía mayor susceptibilidad al agrietamiento por corrosión y esfuerzo (SCC por sus siglas en inglés) que el metal base y que la resistencia al SCC aumentaba al aumentar la distancia desde el límite de fusión en la ZAT del 316L.

En un estudio realizado por Chen y col. [21] para determinar el efecto del tratamiento térmico en la microestructura, las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión del acero 316L afirman que este posee una microestructura completa y estable de austenita con algunas bandas de ferrita en el sentido de laminación.

Cuando los aceros inoxidables austeníticos experimentan un enfriamiento lento o se mantienen a temperaturas inadecuadas, se formarán fases δ , σ y una pequeña cantidad de carburos. La fase δ (ferrita-delta) en el acero inoxidable austenítico puede prevenir la fisuración en caliente, reducir la segregación y eliminar la formación de fases eutécticas de bajo punto de fusión. Es ampliamente

aceptado y comprendido que, en aceros soldados y fundidos, la fase δ actúa como un fortalecedor para aplicaciones de alta resistencia. Sin embargo, fases indeseables como carburos y σ pueden aparecer en el acero si se mantiene a temperaturas entre los 600°C a 950°C. Como fase intermetálica, σ tiene una estructura cristalina tetragonal, que es dura, quebradiza y disminuirá la ductilidad y resistencia a la corrosión por picaduras del acero si está presente en cantidades significativas. La austenítica puede mejorar la resistencia a la corrosión de los aceros inoxidables, pero las fases δ , σ y los carburos tienen un impacto perjudicial.

Los autores también reportaron que debido a que la temperatura de inicio de la martensita de este acero está por debajo de la temperatura ambiente, el mismo no puede ser endurecido mediante la formación de martensita mediante el temple.

2.4.3. Metalurgia del acero ASTM A516

Huang y col. [29] estudiaron la influencia de la microestructura y la composición en el comportamiento electroquímico del acero ASTM A516 soldado con arco sumergido (SAW por sus siglas en inglés). Se reportó que este es un acero de bajo carbono aleado al manganeso ferrítico con bandas de perlita. Utilizando microscopía óptica determinaron la microestructura del metal base como la de la ZAT (Figura 2.6). El metal (Figura 2.6 a) base reveló una microestructura ferrítica (color blanco en la micrografía) con bandas de perlita (color negro en la micrografía) mientras en la ZAT (Figura 2.6 b), la cual presenta granos alargados, se reveló que la ferrita de Widmanstätten (WF) es la fase principal tras un aporte de calor igual a 45 kJ/cm.

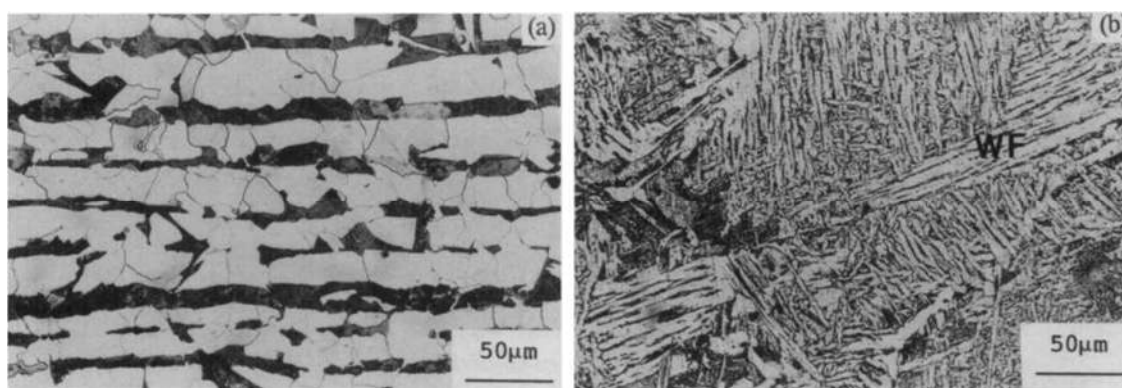


Figura 2.6 Micrografías ópticas de a) metal base, b) ZAT [29].

2.5. Uniones disímiles

Las uniones disímiles son una práctica común en las industrias de la energía y el procesamiento y transporte de hidrocarburos. Desde el punto de vista metalúrgico estas uniones representan un reto debido a las diferencias en la composición química y la microestructura de las aleaciones que serán unidas. Un ejemplo específico de esto son las uniones entre aceros inoxidables y aceros al carbono y baja aleación debido a la formación de estructuras aciculares en los límites de fusión, microsegregación a través de esta y la aparición de zonas de transición[1–3].

Lippold y col. [30] afirman que es difícil predecir la microestructura de la región de transición ya que puede cambiar drásticamente en una distancia muy corta (~ 1 mm). La microestructura de esta región puede diferir significativamente tanto del metal de soldadura en masa como de la ZAT y está sujeta a gradientes de composición locales y efectos de difusión. Si el metal base tiene un mayor contenido de carbono que el metal de soldadura, el carbono se difundirá desde la ZAT a la zona de fusión durante la soldadura o luego del tratamiento térmico post-soldadura (PWHT por sus siglas en inglés). Esto puede potencialmente dar como resultado una región martensítica estrecha en el límite de fusión que exhibe una alta dureza. Si el metal de soldadura tiene un alto contenido de cromo y el metal base tiene poco o nada de cromo, la tendencia del carbono a migrar de la ZAT en el metal de soldadura durante PWHT es muy grande.

En situaciones en las que el metal base es ferrítico a temperaturas cercanas al punto de fusión (como ocurre con la mayoría de los aceros al carbono y de baja aleación) y el metal de soldadura es austenítico, se puede suprimir el crecimiento epitaxial normal. Esto puede resultar en la formación de límites de Tipo II que corren aproximadamente paralelos al límite de fusión. Estos contrastan con los límites de Tipo I que resultan del crecimiento columnar desde los granos del metal base hacia el metal de soldadura y están orientados aproximadamente perpendiculares al límite de fusión [30].

Los límites de tipo II son de especial interés ya que se han asociado con una serie de casos de fisuración en servicio. Como se muestra en la Figura 2.7, un límite de Tipo II es esencialmente un límite de grano que corre aproximadamente paralelo al límite de fusión, pero ubicado a una distancia muy corta de unos pocos micrómetros dentro de la zona de fusión [30].

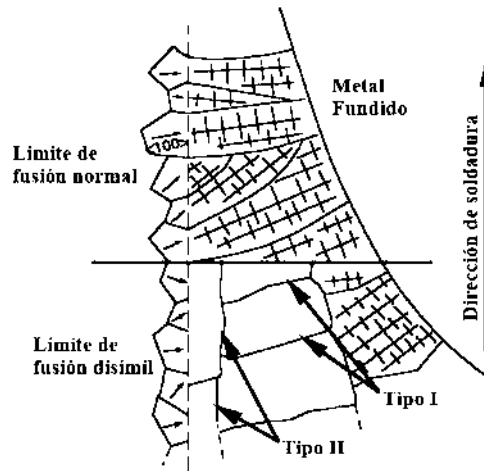


Figura 2.7 Esquema del límite de fusión Tipo II [30].

Shin y col. [31] llevaron a cabo una unión disímil entre el acero aleado ASTM A387 Gr 91 y el acero al carbono ASTM A516 Gr 70 para estudiar sus características microestructurales y las propiedades mecánicas utilizando el proceso soldadura por arco con electrodo tubular (FCAW por sus siglas en inglés) con múltiples pasadas. El esquema de la unión se presenta en la Figura 2.8.

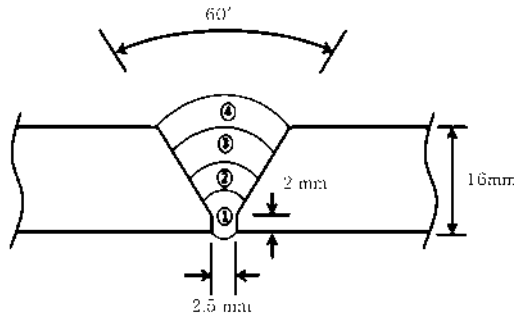


Figura 2.8 Esquema de la unión soldada donde se muestra el número de pasadas [31].

Las dimensiones de las placas utilizadas en unión fueron $300 \text{ mm} \times 300 \text{ mm} \times 16 \text{ mm}$. La forma de la junta soldada se preparó como se muestra con un ángulo de ranura de 60° entre los dos aceros, una profundidad de 2 mm en la raíz y un espaciado de 2.5 mm entre las raíces, seguido por cuatro pasadas de soldadura FCAW. Se utilizó gas de protección 100 % CO_2 y el metal de aporte fue E91T1-B9C, diseñado para la soldadura de aceros de aleación. El calor de aporte fue de 15, 22,5 y 30 kJ/cm para investigar las características mecánicas (impacto, resistencia a la tracción, dureza) y características químicas (corrosión, análisis de composición química) en las uniones soldadas.

Se observó la ZAT cerca de 2 mm por debajo de la superficie y las regiones de cada paso del metal fundido durante la soldadura. Las imágenes de las micrografías tomadas de la ZAT del lado del acero ASTM A516 se muestran en la Figura 2.9 según el calor de aporte. En esta zona, se observa una estructura mixta de ferrita de límite de grano (FLG) y ferrita Widmanstätten (FW). Con el aumento del calor de aporte, la fracción de FLG aumenta y la fracción de FW disminuye.

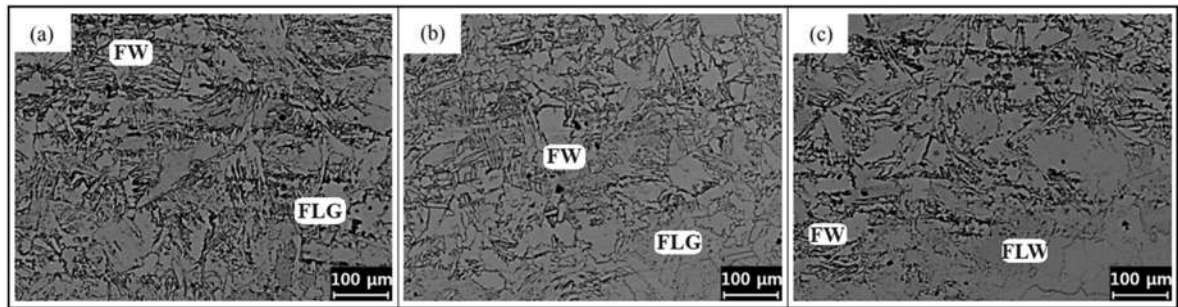


Figura 2.9 Microestructura de la ZAT adyacente al acero ASTM A516 con diferentes calores: a) 15.0 kJ/cm, b) 22.5 kJ/cm y c) 30.5 kJ/cm [31].

Por otra parte, la Figura 2.10 muestra la estructura de la ZAT de grano grueso del lado del acero A516-70 según el aporte de calor. En esta región, se determinó que la ferrita de límite de grano (FLG) se vuelve más gruesa a medida que aumenta el aporte de calor debido a que a medida que este aumenta, aumenta el tiempo mantenido a alta temperatura.

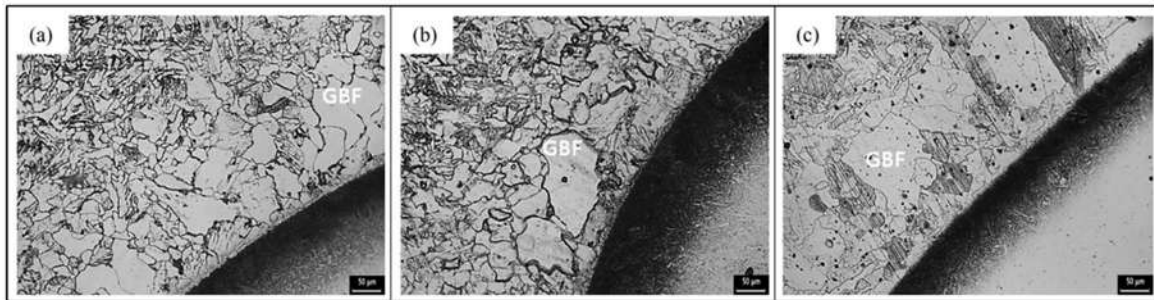


Figura 2.10 Microestructuras de ZAT de grano grueso adyacentes al acero A516-70 con diferentes aportes de calor: a) 15,0 kJ/cm, b) 22,5 kJ/cm y c) 30,0 kJ/cm [31].

Posterior a la realización de ensayos mecánicos, dureza, resistencia a la tracción e impacto los autores concluyeron que la mayor dureza alcanzada estuvo en la zona fundida y que esta disminuía según aumentaba el aporte de calor. Otro factor que se vio afectado por el aporte de calor fue la

resistencia a la tracción, según aumentaba el calor de aporte, esta disminuía. Sin embargo, la absorción de energía de impacto aumento conforme aumento el aporte de calor. En esta unión disímil también la resistencia a la corrosión se vio afectada desfavorablemente con incremento del aporte de calor debido a la formación de bainita superior y la ferrita de Widmanstätten, los cuales son estructuras que disminuyen la resistencia del material ante la corrosión.

Mortazavi y col. [32] realizaron una unión disímil entre el acero AISI 316L y el API X70 con el objetivo de determinar el efecto del calor de aporte en la microestructura y las propiedades mecánica. El proceso utilizado para llevar a cabo la unión fue GTAW con electrodo ER 316L en un total de cinco pasadas. Los calores de aporte usados fueron: 0.73 kJ/mm, 0.84 kJ/mm y 0.97 kJ/mm. Para esta junta se utilizaron placas de ambos materiales con dimensiones de 100 mm × 70 mm × 10 mm con una preparación en V simple a 70° con un espacio en la cara de la raíz de 2 mm. La Figura 2.11 muestra un esquema del diseño de la junta soldada.

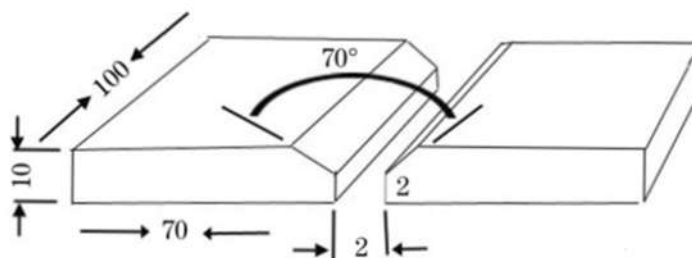


Figura 2.11 Diseño de la unión soldada [32].

Para la realización de esta soldadura se utilizaron diferentes parámetros de soldadura los cuales se muestran en la Tabla 2.8.

Tabla 2.8 Parámetros de soldadura utilizados [32].

Corriente (A)	Voltaje (V)	Velocidad (mm/s)	Calor de aporte (kJ/mm)
160	13	1.69	0.73
180	14	1.78	0.84
200	15	1.85	0.97

Con el objetivo de evaluar las propiedades mecánicas de esta unión fueron realizados ensayos de tensión de acuerdo con la norma ASTM E8, pruebas de impacto de acuerdo con la ASTM E23 y

ensayos de microdureza de acuerdo con la ASTM E384. Las pruebas de microdureza fueron llevadas a cabo con una carga de 0.98 N con un tiempo de permanencia de 10 s del lado de la zona del metal base y de la ZAT. Para las pruebas de impacto se prepararon probetas cuyas dimensiones son 55 mm × 10 mm × 10 mm y muescas de 2 mm con un ángulo de 45°. Estas pruebas fueron realizadas a temperatura ambiente y a -5 °C. Por otra parte, las observaciones metalográficas se realizaron en el metal base, el metal de soldadura y la ZAT. El revelado de la microestructura en el acero API X70 se realizó con nital al 2 % durante 20 s, en el AISI 316L (metal base) se utilizó electro pulido en ácido nítrico al 60 % con 5 V durante 60 s y el metal de soldadura ER 316L fue revelado utilizando reactivo de Marble (10 g CuSO₄ + 50 mL HCL + 50 mL H₂O) durante 20 s.

Al realizarse un análisis metalográfico los autores confirman que el metal base 316L posee una estructura completamente austenítica y el API X70 una estructura ferrítica-perlítica. Los resultados obtenidos se muestran en la Figura 2.12.

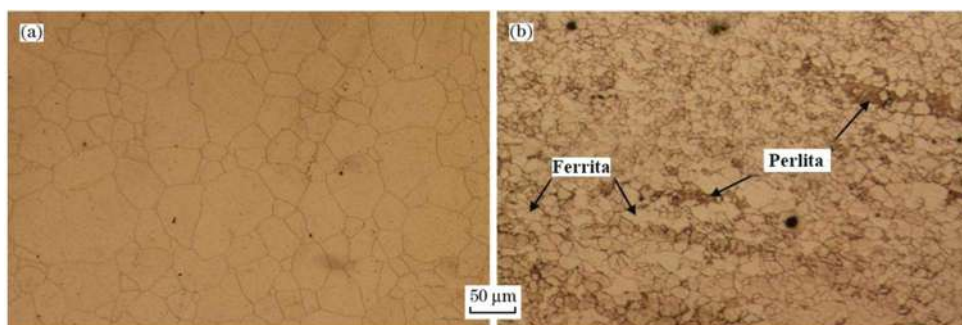


Figura 2.12 Microestructura del metal base: a) 316L y b) API X70 [32].

Luego de analizar la interfaz entre el metal base AISI 316L y el metal de aporte ER 316L, observaron que estos se encontraban completamente unidos y que no existían regiones de transición o grietas (Figura 2.13). También se observó que existe un crecimiento epitaxial en esta interfaz. Por otra parte, el aumento del calor de aporte provoca que los granos de austenita en la ZAT adyacentes a la línea de fusión crezcan (Figura 2.14), por tanto, los autores declaran que con el aumento del calor aumenta la ZAT.

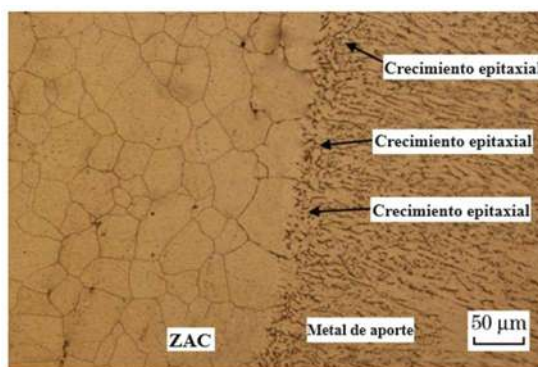


Figura 2.13 Interfaz entre el metal de aporte ER316L y el metal base AISI 316L [32].

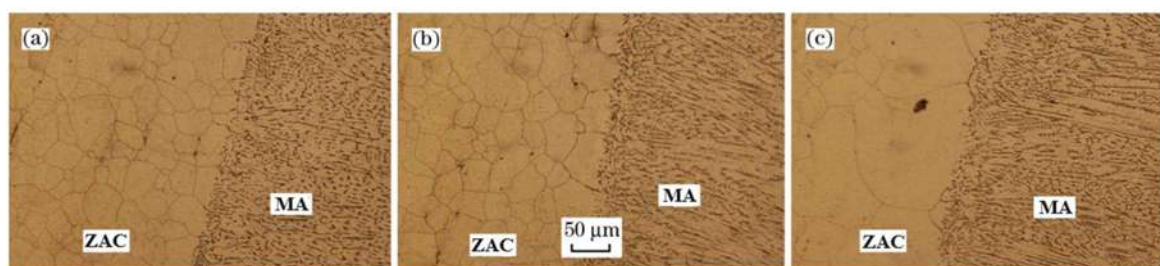


Figura 2.14 Aumento de la ZAT en el metal base 316L debido al aumento del calor de aporte: a) 0.73 kJ/mm, b) 0.84 kJ/mm y c) 0.97 kJ/mm [32].

La interfaz entre el metal base API X70 y el metal de aporte ER 316L también fue estudiada, los resultados se muestran en la Figura 2.14. Se encontró que existe una delicada región de transición en el límite de fusión entre el metal de soldadura y el metal base. Esta región puede surgir debido a la diferencia de estructura cristalina entre ambos metales (aporte y base), gradiente de densidad en la línea de fusión o un aumento en la cinética de la soldadura. Este cambio estructural que se da a lo largo de línea de fusión el cual es un límite de grano Tipo II. El efecto del aumento del calor de aporte en esta zona se muestra a través de la Figura 2.15. Se puede apreciar que, con el incremento del calor, el ancho de la región de transición aumenta hacia una extensión limitada.

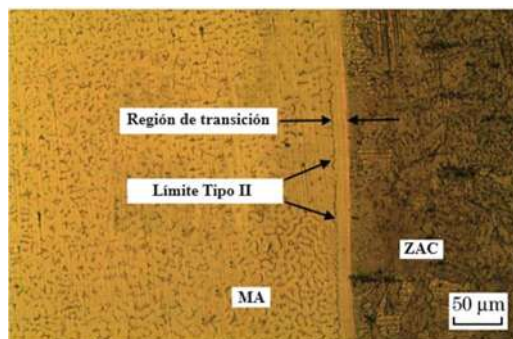


Figura 2.15 Interfaz entre el metal base API X70 y el metal de aporte ER316L [32].

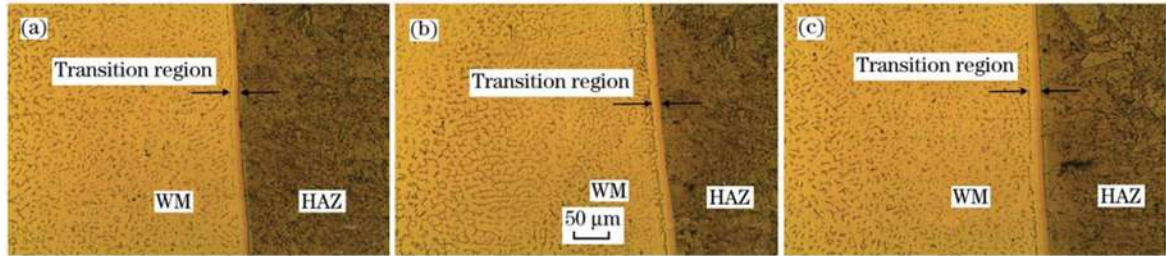


Figura 2.16 Efecto del aumento del calor de aporte en la interfaz entre el metal de aporte ER 316L y el metal base API X70: a) 0.73 kJ/mm, b) 0.84 kJ/mm y c) 0.97 kJ/mm [32].

Luego de los ensayos de tensión se comprobó que con un aumento del calor de aporte la resistencia a la tracción disminuye siendo el máximo valor 544 MPa cuando el calor es mínimo y 536 MPa cuando el calor es máximo. Después del análisis de las fracturas, utilizando microscopía electrónica de barrido, se determinó que el mecanismo de fractura es dúctil. Este aumento en el calor de aporte también tiene un efecto en la microdureza ya que provoca el incremento de la ZAT y con ello el aumento de los fenómenos anteriormente vistos. En la Figura 2.17 se muestra los perfiles de microdureza obtenidos en muestras soldadas a diferentes calores de aporte. Se aprecia que la dureza del metal de aporte y los materiales base disminuyó con el aumento del aporte de térmico y que la ZAT aumentó de 8 a 11 mm aproximadamente desde el límite de fusión.

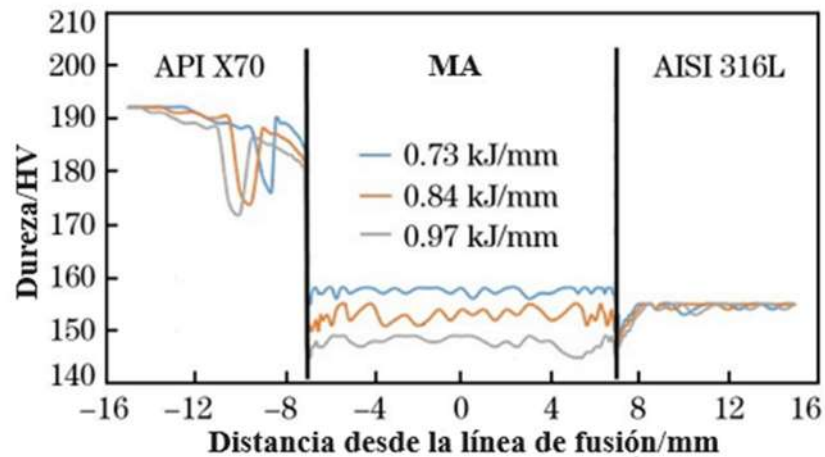


Figura 2.17 Perfiles de microdureza obtenidos a diferentes calores de aporte [32].

Saedi y col. [13] también realizaron una unión disímil entre un acero inoxidable austenítico y un acero de alta resistencia y baja aleación tales como el AISI 310S y API Spec 5L X60. Para ello

utilizaron el proceso TIG usando los electrodos ERNiCr-3, ER310, ER2209 y ER309L de 2.4 mm diámetro.

Luego de analizar la microestructura de la interfaz del metal base API 5L X60 con cada uno de los electrodos se reporta que, con excepción para la unión realizada con el electrodo ER 2209, el límite Tipo II era característico del resto de las uniones (Figura 2.18). Otro fenómeno visible en esta interfaz es la formación de áreas en forma de islas con una microestructura similar a la del metal base, junto con el límite de fusión de las soldaduras realizadas con metales de aporte austeníticos, es decir, ERNiCr-3, ER310 y ER309L. La formación de tales áreas es un tipo de macrosegregación que ocurre debido a la diferencia en la temperatura del líquido de los metales base y de soldadura[13]. Cuando la temperatura del líquido del metal base es mayor que la del metal de soldadura, la convección en el baño de soldadura puede causar que el metal base líquido en la zona blanda se separe en la interfaz y se mueva hacia esta región más fría en el baño de soldadura. Posteriormente, debido a la temperatura líquida más baja del baño de soldadura, el metal base se solidifica rápidamente antes de una mezcla considerable con el metal de soldadura líquido [13].

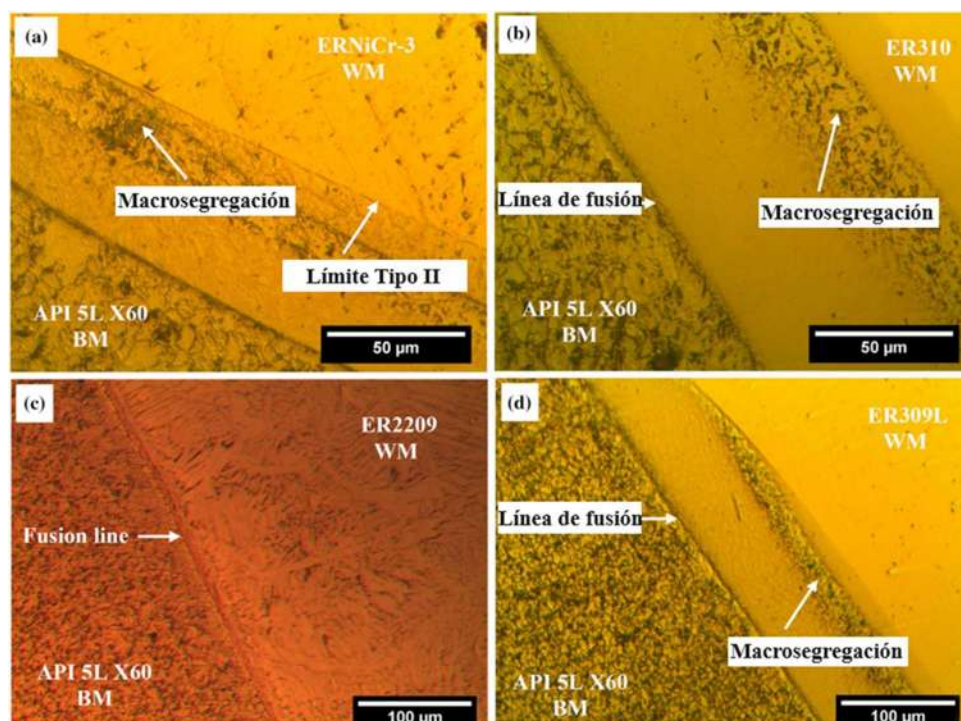


Figura 2.18 Micrografías ópticas del metal base API 5L X60 con los distintos materiales de aporte: a) ERNiCr-3, b) ER310, c) ER 2209 y d) ER 309L [13].

En esta investigación se realizaron mediciones de microdureza en muestras soldadas con los electrodos anteriormente mencionados, en las que se utilizó una carga de 300 g y un tiempo de permanencia de 15 s (según norma ASTM E384-99). Estas mediciones fueron tomadas a lo largo de una línea del metal base, la ZAT y el área de la soldadura en ambos lados de las uniones. De acuerdo con los perfiles de microdureza mostrados en la Figura 2.19, a excepción del metal de soldadura ER2209, se puede observar un valor máximo de dureza de 250 HV en una zona estrecha entre el límite de fusión y el límite Tipo II, en el lado de la base metal API 5L X60. Esto puede deberse, según declaran los autores, a la formación de constituyentes duros (martensita/carburos) en la interfaz. También se indica la formación de una banda martensítica contigua al límite de fusión y en la zona parcialmente mezclada en el lado ferrítico en soldaduras disímiles austeníticas a ferríticas. La formación de martensita cerca del límite de fusión en el lado ferrítico se produce debido a la formación de composiciones intermedias con alta dureza que forman martensita por el rápido enfriamiento del ciclo térmico de soldadura. La diferencia en los valores máximos de dureza de los metales de aportación utilizados se puede atribuir a diferencias en los gradientes de concentración en la interfaz (Figura 2.19).

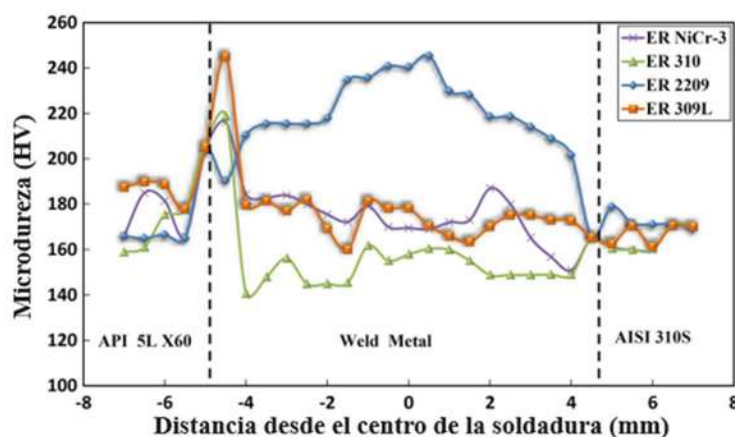


Figura 2.19 Perfiles de microdureza de la unión disímil API 5L X60/AISI 310S con diferentes metales de aporte [13].

2.6. Metodología Taguchi

La metodología Taguchi es una técnica de optimización de procesos/productos que se basa en varios pasos que incluyen la planificación, ejecución y evaluación de resultados de experimentos matriciales, con el fin de determinar los mejores niveles de factores de control. El objetivo principal

es mantener la variación en la salida muy baja incluso en presencia de ruido. De esta manera, el proceso/productos se vuelven robustos contra todas las variaciones [33].

2.6.1. Técnica basada en la filosofía Taguchi

La metodología de Taguchi es una herramienta eficaz para el diseño de sistemas de fabricación de alta calidad. Esta es un método basado en experimentos con matrices ortogonales, que proporcionan una variación muy reducida para el experimento con una configuración óptima de los parámetros de control del proceso. Así, en la metodología Taguchi se logra la integración del diseño de experimentos (DOE por sus siglas en inglés) con la optimización paramétrica del proceso y con esto se proporcionan los resultados deseados o cuales se refieren a los parámetros de calidad aceptables del producto. Para juntas soldadas, esto significará las propiedades mecánicas deseadas de la junta, que a su vez dependen de la geometría del cordón [33].

Una matriz ortogonal proporciona un conjunto de experimentos bien equilibrados (ejecuciones experimentales mínimas) y las relaciones señal-ruido de Taguchi (S/N) sirven como funciones objetivo para la optimización. Esto ayuda en el análisis de datos y la predicción de resultados óptimos. Los pasos involucrados en la metodología Taguchi son los siguientes:

- Paso 1: Formulación del problema: el éxito de un experimento depende de la comprensión completa de la naturaleza del problema. Esto implica la identificación de la característica de desempeño del resultado del proceso que es más importante para el mismo.
- Paso 2: Identificación de factores de control, factores de ruido y factores de señal. Un factor controlado es una característica que se puede controlar en el producto o proceso sujeto al diseño. Los factores de ruido son aquellos que no pueden controlarse fácilmente en la fabricación o uso de un producto. En el entorno experimental, se deben controlar los niveles de los factores de ruido para simular las fuentes de variación a las que estará sujeto el producto en el uso real. El objetivo del diseño robusto de parámetros es encontrar niveles de los factores de control que minimicen la sensibilidad del producto a los cambios en los factores de ruido. Un factor de señal es una entrada al sistema experimental que se supone afecta la salida. El experimento dinámico de Taguchi mide la variable de respuesta en diferentes niveles de un factor de señal.
- Paso 3: Selección de niveles de factores, posibles interacciones y grados de libertad asociados a cada factor y los efectos de la interacción.

- Paso 4: Diseño de una matriz ortogonal apropiada. Las matrices ortogonales de Taguchi son diseños experimentales que generalmente requieren solo una fracción de las combinaciones factoriales completas. Las matrices están diseñadas para manejar tantos factores como sea posible en un cierto número de ejecuciones en comparación con los dictados por el diseño factorial completo. Las columnas de las matrices son equilibradas y ortogonales. Esto significa que, en cada par de columnas, todas las combinaciones de factores ocurren la misma cantidad de veces. Los diseños ortogonales permiten estimar el efecto de cada factor sobre la respuesta independientemente de todos los demás factores.
- Paso 5: Experimentación y recopilación de datos.
- Paso 6: Análisis estadístico e interpretación de resultados experimentales.
- Paso 7: Realización de prueba confirmatoria.

2.6.2. Características de calidad

Una característica medible, generalmente denominada característica de calidad, se utiliza para expresar qué tan bien un producto o proceso realizan la función. En la mayoría de los casos, la característica de calidad puede ser una cantidad única mensurable, como peso, duración, horas, etc. Para algunos productos, se pueden utilizar medidas subjetivas como "bueno", "malo", "bajo" y "alto". En otros casos, las evaluaciones subjetivas y objetivas pueden combinarse en un criterio de evaluación general [34].

No importa cómo se mida la calidad del producto (mediante un solo criterio o mediante una combinación de múltiples criterios), la medida poseerá una de las tres características siguientes que indica la dirección de deseabilidad de los resultados:

- más grande es mejor
- más pequeño es mejor
- nominal es mejor

En las prácticas generales de ingeniería, el desempeño de un producto o proceso se denomina "resultado" o "respuesta" y se expresa en términos de unidades de medida adecuadas. En estudios científicos experimentales que involucran DOE, se utiliza el término característica de calidad junto con sus dos atributos: unidades de medida y dirección de deseabilidad.

2.6.3. Relaciones señal-ruido de Taguchi (S/N) y análisis de varianza (ANOVA)

Los resultados experimentales de esta metodología se transforman en una relación señal-ruido (S/N por sus siglas en inglés). Taguchi recomienda el uso de la relación S/N para medir las características de calidad que se desvían de los valores deseados indicando una relación de la media (señal) a la desviación estándar (ruido). La relación S/N para cada nivel de parámetros del proceso se calcula basándose en el análisis S/N. Independientemente de la categoría de la característica de calidad, una mayor relación S/N corresponde a mejores características de calidad. Por lo tanto, el nivel óptimo de los parámetros del proceso es el nivel con la mayor relación S/N [35].

Además de una relación señal-ruido, se realiza un análisis estadístico de varianza (ANOVA) para ver qué parámetros del proceso son estadísticamente significativos. Con los análisis S/N y ANOVA se puede predecir la combinación óptima de los parámetros del proceso. Finalmente, se realiza un experimento de confirmación para verificar los parámetros óptimos del proceso obtenidos del diseño de parámetros [35].

Un ejemplo del uso del análisis de varianza se muestra en el estudio realizado por Anawa y col. [36]. En este trabajo se realizó la optimización del proceso de soldadura láser continua de CO₂ para unir placas disímiles de acero inoxidable AISI 316 y acero de bajo carbono AISI 1009. La metodología Taguchi se utilizó como técnica de DOE para optimizar los parámetros de soldadura seleccionados en términos de minimizar la zona de fusión.

Por otra parte, se utilizó el ANOVA para cada respuesta individualmente para ver qué parámetros del proceso son estadísticamente significativos con lo que se puede predecir la combinación óptima de los parámetros del proceso.

El propósito del ANOVA es investigar qué parámetros del proceso de soldadura afectan significativamente la característica de calidad. Esto se logra separando la variabilidad total de las relaciones S/N, que se mide por la suma de las desviaciones al cuadrado de la media total de la relación S/N, en contribuciones de cada parámetro del proceso de soldadura y el error.

2.6.4. Aplicaciones de la metodología Taguchi en la soldadura

En el campo de la soldadura, la metodología Taguchi se utiliza para la optimización de parámetros con el objetivo de disminuir o eliminar interacciones metalúrgicas indeseables que puedan

comprometer las propiedades mecánicas de la unión. A continuación, se muestran algunos estudios donde se empleó esta metodología.

Sánchez Cruz y col. [1] utilizaron la metodología Taguchi y análisis de varianza (ANOVA) para optimizar las variables de respuesta en la soldadura disímil AISI 316L/AISI 2205 soldada con GMAW-P con el electrodo ER 316L-Si. En este estudio los parámetros de soldadura seleccionados por los autores para ser usados en el arreglo ortogonal L_9 fueron: corriente pico (I_p), corriente de fondo (I_b) y tiempos de permanencia (t_p). Estos se seleccionaron con el objetivo de minimizar las variables de respuesta como el porcentaje de dilución del material base y la extensión de la ZAT. Para obtener las óptimas condiciones se utilizó el criterio (característica de calidad) “menos es mejor”.

Posteriormente, se determinó el porcentaje de contribución de cada factor por ANOVA donde el voltaje fue considerado como una covariable. En el porcentaje de dilución la contribución de I_p y el voltaje fue 52.72 % y 17.90 % respectivamente. Para la extensión de la ZAT del acero AISI 2205 la mayor contribución fue estimada para t_p e I_p con 38.01 % y 36.37 % respectivamente. Luego de la caracterización microestructural, se reveló las diferencias entre muestras incluyendo la prueba de validación con parámetros óptimos. Se observó el efecto de variar los parámetros de control como I_p , I_b y t_p permitió determinar el efecto microestructural en la ZAT del 2205 reduciendo su extensión y conduciendo a una reducción en el tamaño del grano de ferrita y la presencia de fases perjudiciales como Cr_2N .

En un estudio realizado por Nobrega y col. [37] se realizó un análisis de los parámetros de soldadura, utilizados en la soldadura de tubos de espesor fino a través del proceso GMAW, para ver su influencia en la calidad de la soldadura. Los tres parámetros principales que se analizaron fueron: el voltaje de soldadura, el ángulo de movimiento y la corriente de soldadura. La influencia de dichos parámetros fue estudiada mediante un proceso experimental diseñado específicamente y basado en el establecimiento de tres niveles diferentes de valores para cada uno de estos parámetros. La interpretación, análisis y discusión de estos datos se llevó a cabo a través de la metodología Taguchi y el análisis ANOVA.

La metodología Taguchi demostró ser bastante robusto y permitió alcanzar combinaciones de parámetros de soldadura que muestran mejoras en la penetración de la soldadura y el ancho del cordón, parámetros esenciales para obtener una soldadura de alta calidad.

Del análisis de varianza se pudo identificar el parámetro más influyente, siendo el voltaje de soldadura, con una contribución del 43,55% para la penetración de la soldadura y del 75,26% para el ancho del cordón. El valor objetivo para la penetración de la soldadura fue de 0,672 mm. Para el ancho del cordón de soldadura se obtuvo un valor objetivo de 4,38 mm.

2.6.5. Parámetros principales del arco pulsado

Uno de los principales pasos dentro de la metodología Taguchi es la selección de los parámetros a optimizar. Para esta investigación el proceso a utilizar será la soldadura GMAW-P por lo que las características principales de este proceso serán explicadas.

La soldadura GMAW-Pulsado es un método controlado de transferencia por rocío, en el que la corriente del arco se mantiene a un valor lo suficientemente alto como para permitir la transferencia por rocío y durante el tiempo suficiente para iniciar el desprendimiento de una gota fundida. Una vez que se transfiere la gota, la corriente se reduce a un valor relativamente bajo para mantener el arco. Estos períodos de baja corriente permiten que la corriente promedio del arco se reduzca al rango adecuado para la soldadura posicional, mientras que la inyección periódica de pulsos de alta corriente permite que el metal se transfiera en el modo de rocío [38].

Las características principales del arco pulsado son las siguientes:

1. La característica principal del proceso GMAW-Pulsado es que consiste en una transferencia de metal tipo rocío a corrientes promedio bajas, lo que produce una transferencia de metal globular en condiciones de corriente constante.
2. GMAW-Pulsado, es un proceso de transferencia por rocío modificado que proporciona lo mejor tanto del cortocircuito como de la transferencia por rocío.
3. La pulsación reduce el aporte general de calor, pero proporciona la fusión asociada con la transferencia por rocío.
4. El GMAW-Pulsado proporciona una buena apariencia del cordón de soldadura porque las pequeñas gotas fundidas no causan salpicaduras.
5. Los soldadores tienen un mejor control direccional sobre el cordón de soldadura porque el charco de soldadura se enfría entre pulsos y se solidifica más rápido. Esto minimiza el hundimiento del charco o un cordón convexo excesivo durante la soldadura fuera de posición.

6. Requiere menos habilidad para obtener buenas soldaduras con GMAW-Pulsado que con GMAW.

Los parámetros principales de la soldadura GMAW-Pulsado son: la corriente máxima, la corriente de fondo, duración de la corriente máxima, duración de la corriente de fondo, la frecuencia de pulsación y el ciclo de trabajo de carga. A continuación, se explican cada uno de estos parámetros [38].

- **Corriente máxima (I_p):** el mayor de los dos niveles de corriente en la forma de onda pulsante. Es el nivel actual en el que se logra la transferencia de pulverización. La corriente máxima pellizca una gota de transferencia de pulverización y la impulsa hacia la pieza soldada para su fusión.
- **Corriente de fondo (I_b):** el más bajo de los dos niveles de corriente en la forma de onda pulsante. Esta es la corriente necesaria para mantener el arco. La corriente de fondo mantiene el arco, pero es demasiado baja para que se produzca la transferencia de metal.
- **Tiempo de permanencia (t_p):** Se define como el comienzo del aumento de la corriente hasta el comienzo de la caída de la corriente durante un pulso. Es el lapso entre el momento en que la corriente comienza a aumentar y el momento en que comienza a disminuir al final del pulso.
- **Duración de la corriente de fondo (t_b):** es el tiempo transcurrido en el valor de corriente más bajo.
- **Pulsos por segundo (frecuencia de pulso, F):** la frecuencia de pulso es el número de pulsos de corriente pico, que ocurren en un segundo de tiempo y viene dado por la inversa del tiempo del ciclo, T en segundos. Un tiempo de ciclo de pulso (T) se define como el período desde el inicio de un pulso hasta el final del tiempo base justo antes del siguiente pulso.
- **Ciclo de trabajo de carga (D):** Se define como la relación entre el ancho del pulso y el tiempo del ciclo.

En la Figura 2.20 se muestra una representación esquemática del diagrama corriente vs tiempo durante la soldadura por arco pulsado.

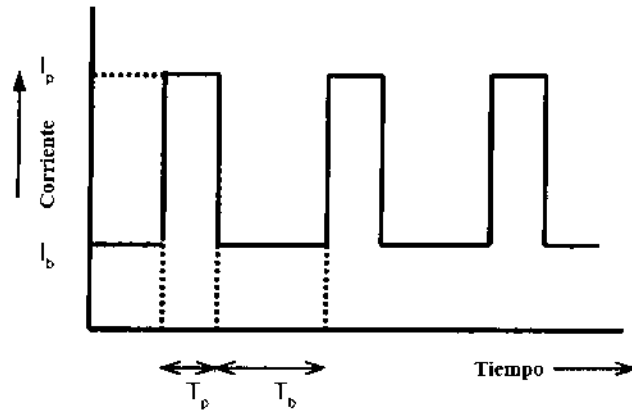


Figura 2.20 Representación esquemática del diagrama corriente vs tiempo durante la soldadura por arco pulsado [38].

CAPÍTULO 3. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

3.1. Materiales base

Para la realización de esta unión disímil se cuenta con los siguientes materiales:

- Placas de 6.35 mm de espesor de aleaciones 316L y ASTM A516 Gr. 70
- Electrodo AWS 5.9 ER-2209 de 1.2 mm de diámetro nominal

En la Tabla 3.1 se muestra la composición química de los materiales base y del metal de aporte. La composición de los metales base fue obtenida a través de un análisis de espectroscopía de emisión óptica y la del electrodo corresponde a la proporcionada por el proveedor.

Tabla 3.1 Composición química de los materiales base y el metal de aporte (% en peso).

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
ASTM A 516	0.244	0.198	1.146	0.0062	0.0094	0.034	0.0086	0.299
AISI 316L	0.028	0.378	1.174	0.029	0.0073	17.08	2.207	10.99
ER-2209	0.03	0.90	0.50 -	0.03	0.03	21.5 -	2.5 -	7.5 -
	máx.	máx.	2.00	máx.	máx.	23.5	3.5	9.5

3.2. Proceso de soldadura

La unión disímil ASTM A516/316L se llevó a cabo a través del proceso de soldadura GMAW-Pulsado mediante la fuente de soldadura OTC Daihen model WelBee DP-400 mostrada en la Figura 3.1. Las variables operativas del proceso serán dictadas por el modo sinérgico para soldar acero al carbono de esta fuente. En la Figura 3.2 se muestra un esquema de la unión disímil, la cual se realizó en una sola pasada, la preparación fue en V simple con un ángulo de 60°. La pileta líquida de soldadura se protegió con el gas de protección 98 % Ar + 2 % O₂.



Figura 3.1 Fuente de soldadura OTC Daihen model WelBee DP-400 [39].

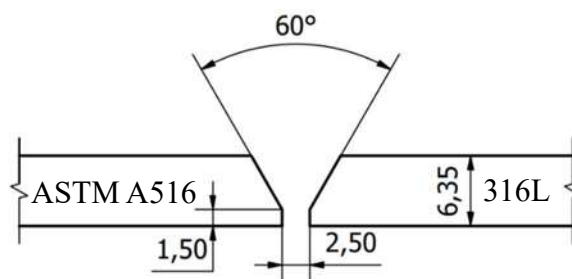


Figura 3.2 Diseño y dimensiones (mm) de la junta disímil.

Los parámetros de soldadura a utilizar: velocidad de alimentación, velocidad de desplazamiento, stick-out y el flujo de gas se muestran en la Tabla 3.2.

Tabla 3.2 Parámetros de soldadura.

Velocidad de alimentación (mm/s)	Velocidad de desplazamiento (mm/s)	Stick-out* (mm)	Flujo de gas (l/min)
112	3.08	10	16.5

*Stick-out: Distancia entre la punta de contacto de la antorcha y la pieza de trabajo.

3.3. Caracterización microestructural

La caracterización microestructural tanto del metal base como de la junta soldada se hizo a través de microscopía electrónica de barrido y microscopía óptica. Para ello se cortaron probetas (material base y de la junta soldada) las cuales recibieron una preparación metalográfica convencional. Posteriormente se reveló la microestructura mediante un ataque químico. En el acero al carbono y en el material de aporte, se utilizó nital al 3 % (3 % de ácido nítrico en alcohol) durante 5 segundos y para el acero inoxidable austenítico se empleó un ataque electroquímico con solución de ácido crómico al 10 % (10 % de óxido de cromo III y 90 % agua) con 6 V durante 17 segundos.

3.4. Cálculo del porcentaje de dilución

Una vez la microestructura de las juntas soldadas han sido reveladas y digitalizadas el porcentaje de dilución fue calculado mediante mediciones de fracción de área como se ilustra en Figura 3.3 con la ayuda de la ecuación 3.1 y el software AutoCAD.

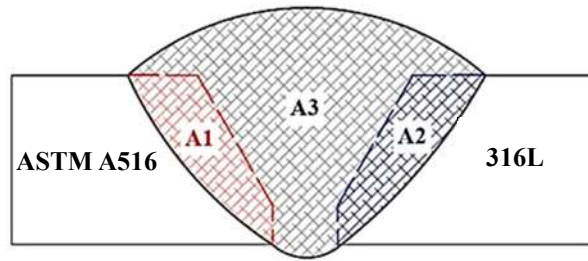


Figura 3.3 Esquema de las áreas involucradas en la determinación del porcentaje de dilución.

$$\% \text{ dilución} = \frac{A1 + A2}{A1 + A1 + A3} * 100 \quad (3.1)$$

Donde:

A1 y A2 corresponden a la fracción de área fundida de 316L y ASTM A516 respectivamente.

A1 + A2 + A3 es el área total del cordón de soldadura.

3.5. Caracterización mecánica

Con el objetivo de realizar una caracterización mecánica se realizaron ensayos de microdureza Vickers y ensayos de tensión uniaxial. Para determinar la microdureza se realizaron perfiles de manera transversal a los cordones de soldadura aplicando una carga de 100 g durante 15 segundos de acuerdo con la norma ASTM-E384-01. La distancia entre identaciones fue cada 100 μm exceptuando algunas zonas de interés donde el espaciamiento es menor. En la Figura 3.4 se muestra un esquema de la sección transversal de la unión disímil donde se muestra los niveles, respecto a la altura del cordón, donde se realizaron las mediciones.

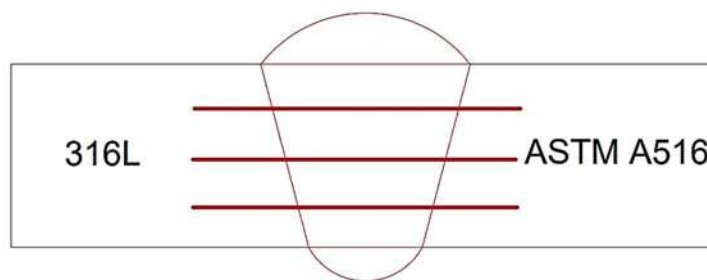


Figura 3.4 Sección transversal de la soldadura indicando los niveles en los que serán realizados los perfiles de microdureza.

Por otra parte, para los ensayos de tensión, fueron maquinadas probetas como se muestra en la Figura 3.5. Estos ensayos fueron realizados en la condición de soldadura con una velocidad de desplazamiento del cabezal de 0.016 mm/s y una separación del extensómetro de 30 mm. Las pruebas fueron llevadas a cabo según la norma ASTM E8/E8M.

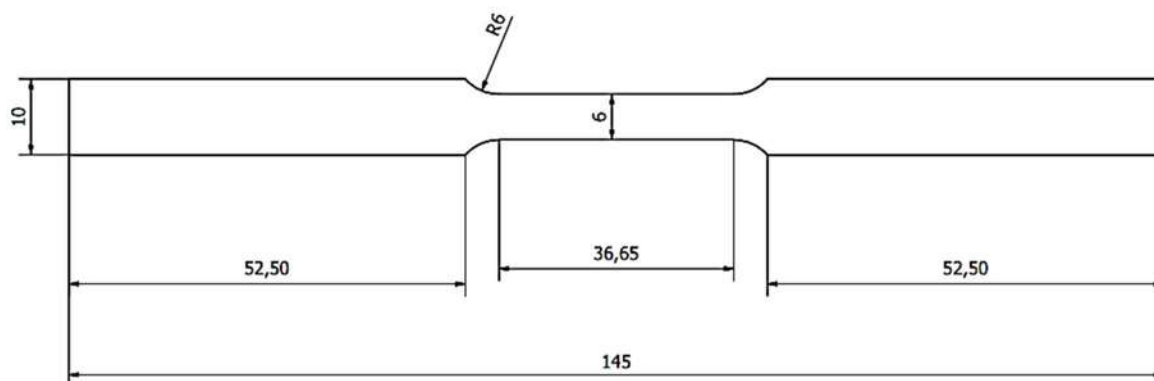


Figura 3.5 Geometría de las probetas para ensayo de tensión uniaxial, dimensiones en mm.

3.6. Metodología Taguchi y Análisis de varianza (ANOVA)

Para la realización de las soldaduras se utilizó un diseño de experimentos basado en la metodología Taguchi, el cual fue un arreglo ortogonal Taguchi L_9 . El mismo se llevó cabo para tres factores diferentes, corriente pico (I_p), corriente de fondo (I_b) y tiempo de permanencia (t_p), para tres niveles. Los niveles de los factores se determinaron a partir de un depósito de soldadura realizado con el modo sinérgico con transferencia por arco pulsado. El diseño experimental se llevó a cabo como se muestra de manera general en la Tabla 3.3 y la combinación de los diferentes niveles para las pruebas experimentales se listarán la Tabla 3.4.

Tabla 3.3 Factores de soldadura y niveles.

Factor	Niveles		
a	1	2	3
b	1	2	3
c	1	2	3

Tabla 3.4. Arreglo ortogonal *L9*.

a	b	c
1	1	1
1	2	2
1	3	3
2	1	2
2	2	3
2	3	1
3	1	3
3	2	1
3	3	2

3.6.1. Análisis relación S/N

En este estudio se tomó como criterio de calidad **menor es mejor**, ya que para la reducción de las interacciones metalúrgicas que intervienen en esta unión disímil como la diferencia en la estructura cristalina, difusión de elementos a través de la línea de fusión, entre otros, se considera importante que sean lo menor posible y de igual forma para el aporte térmico.

La relación S/N para el criterio “menor es mejor” para todas las respuestas fue calculada con la ecuación 3.2 para cada uno de los experimentos.

$$S/N = -\log_{10} \left[\sum y^2 / n \right] \quad (3.2)$$

Donde y es el valor de la variable de respuesta que se requiera analizar y n es el número de experimentos realizados en este caso 1.

3.6.2. Análisis de varianza ANOVA

El análisis ANOVA se utilizó con la finalidad de obtener el parámetro más significativo de acuerdo con un mayor valor en la contribución. Este valor se obtuvo mediante la estimación de la varianza entre las variables de salida de los diferentes niveles de cada factor. Para este análisis se utilizó el software Minitab con el modelo de regresión lineal.

CAPÍTULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1. Caracterización microestructural y mecánica de los materiales base

Se realizó una caracterización microestructural y mecánica de ambos materiales bases utilizados en la unión disímil con el propósito de determinar su microestructura y propiedades mecánicas.

4.1.1. Caracterización microestructural

En la Figura 4.1 se muestra la microestructura típica de los materiales base ASTM A516 Gr. 70 y AISI 316L utilizados para esta unión disímil. De acuerdo con Sriba y col. [40], la microestructura del acero inoxidable AISI 316L es predominantemente austenítica con maclas de recocido y algunas bandas de ferrita mostradas en las Figuras 4.1a) y b) en los límites de grano de la austenita como resultado del proceso de laminado. Por otra parte, según lo reportado por Ibrahim y col. [41] la microestructura del ASTM A516 Gr. 70 presenta una microestructura ferrítica-perlítica siendo las zonas claras las correspondientes a la ferrita y las oscuras a la perlita tal como se muestra en las Figuras 4.1c) y d).

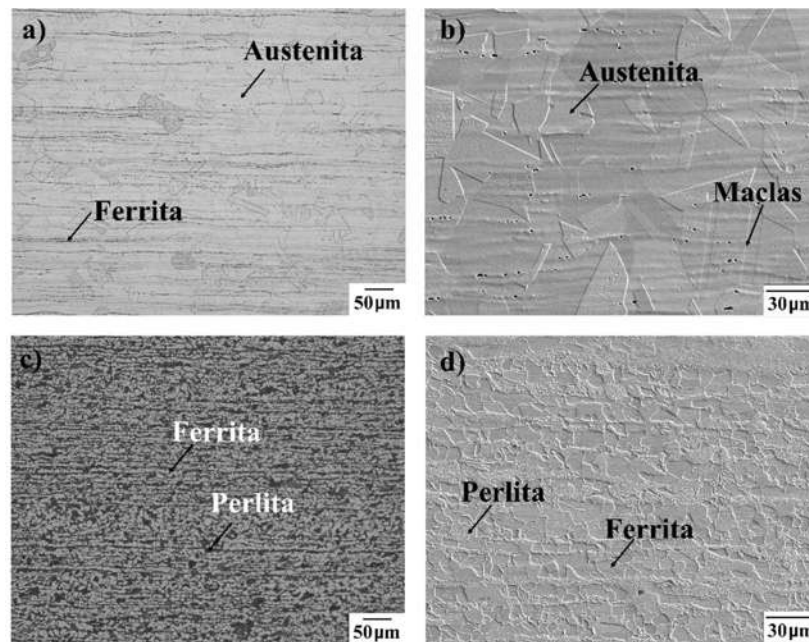


Figura 4.1 Microestructura de los materiales base AISI 316L y ASTM A516, a) y c) imágenes tomadas utilizando microscopía óptica, b) y d) microscopía electrónica de barrido.

4.1.2. Caracterización mecánica

Se realizaron ensayos de microdureza Vickers a los materiales base (en condición de recibido) cuyas mediciones fueron tomadas en la parte superior, central e inferior en el sentido longitudinal a la laminación. Los valores medidos para estas zonas fueron promediados los cuales se muestran

en la Figura 4.2. En la Figura 4.2a) se muestran los valores de dureza obtenidos para el metal base AISI 316L los cuales se encuentran en el rango de los 150 HV hasta 170 HV [42]. Por otra parte, la dureza metal base ASTM A516 Gr. 70 se muestra en la gráfica de la Figura 4.2b) donde de acuerdo con Luz y col. [43] la dureza de este acero se encuentra entre 180 HV y 200 HV, lo cual coincide con las mediciones de este material.

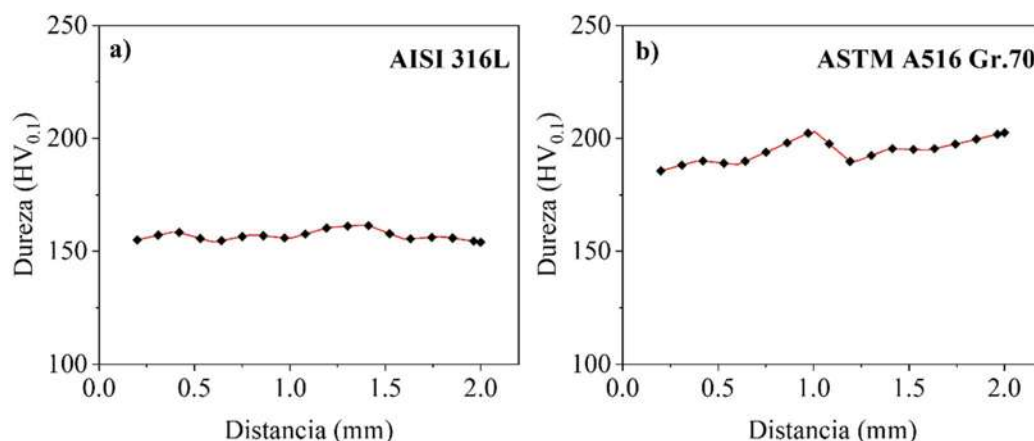


Figura 4.2 a) Valores de microdureza del metal base AISI 316L y b) valores de microdureza del metal base ASTM A516.

De igual modo, se realizaron ensayos de tensión a ambos materiales base en el sentido longitudinal al laminado, cuyas gráficas esfuerzo-deformación se obtuvieron del promedio de los ensayos y se muestran en la Figura 4.3. Coincidiendo con lo reportado por Molak y col. [44], se determinó que el esfuerzo de fluencia, esfuerzo máximo y esfuerzo de fractura para el acero AISI 316L son 302 MPa, 606 MPa y 490 MPa respectivamente (Figura 4.3a)). Además, se encontró que el porcentaje de elongación es de 57.2 %.

Para el ASTM A516 (Figura 4.3b)) se determinó que el esfuerzo de fluencia es de 358 MPa, esfuerzo máximo de 545 MPa y esfuerzo de fractura de 450 MPa. El porcentaje de elongación encontrado para este acero es de 17.2 %. En la Tabla 4.1 se muestra un resumen de las propiedades mecánicas para ambos aceros.

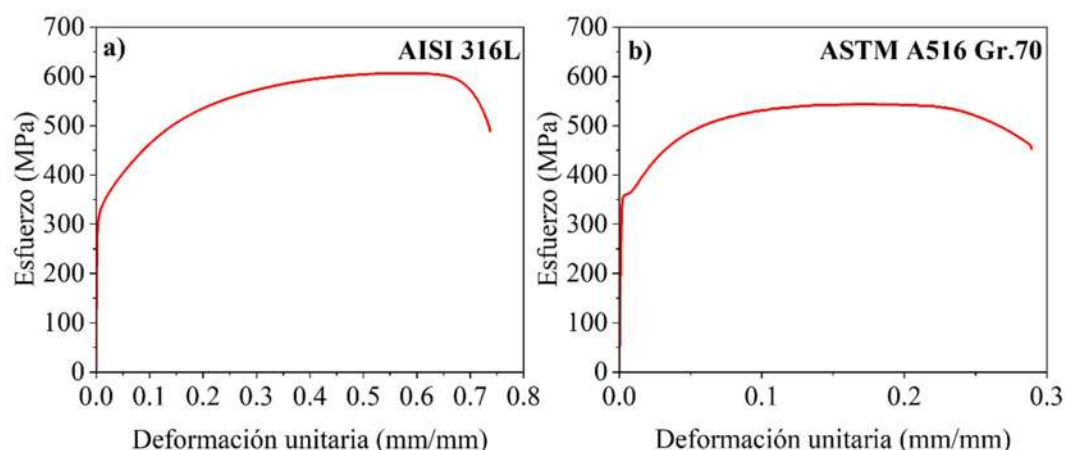


Figura 4.3 Gráfica esfuerzo-deformación unitaria, a) material base 316L y b) material base ASTM A516 Gr. 70.

Tabla 4.1 Propiedades mecánicas de los materiales base.

Material base	Dureza (HV _{0.1})	Esfuerzo de fluencia (MPa)	Esfuerzo máximo (MPa)	Esfuerzo de fractura (MPa)	% de elongación
AISI 316L	150-170	302	606	490	57.2
ASTM A516	180-200	358	545	450	17.2

4.2. Soldaduras de referencia y selección de los parámetros de referencia

Para la selección y obtención de los parámetros de referencia, se realizaron dos soldaduras: una en modo de transferencia DC por rocío y una en modo de transferencia por arco pulsado (DC-Pulsada), la primera con el objetivo de comparar los métodos tradicionales de transferencia con el arco pulsado y preestablecer las variables de este.

Como parámetros iniciales para esta soldadura se partió de otros ya establecidos como la velocidad de desplazamiento, velocidad de alimentación, el tipo de electrodo, así como su diámetro. A partir de estos se obtuvo el voltaje 22 V y la corriente de 181 A iniciales utilizados en ambos casos. En la Figura 4.4 se muestran las macrografías de las juntas soldada realizadas por ambos métodos de transferencia.

De acuerdo con lo planteado por Sánchez-Cruz y col. [1] los parámetros de referencia seleccionados para la optimización de la unión disímil ASTM A516/316L fueron la corriente pico (I_p), corriente base (I_b) y el tiempo pico (t_p) ya que estos poseen gran influencia sobre el calor de

aporte y como consecuencia de este, la extensión de la zona afectada térmicamente. Estos fueron extraídos de las señales de corriente contra tiempo producidas por el arco pulsado mostrados en la Figura 4.5 cuyos valores se muestran en la Tabla 4.2. En la Figura 4.5 se muestra un fragmento la gráfica señales corriente contra tiempo del arco pulsado. Este fragmento se seleccionó del período de mayor estabilidad del arco donde existe poca variación de los parámetros. Para medir el valor de cada parámetro fueron aisladas las ondas por individual.

Tabla 4.2 Valores de los parámetros referencia para la optimización de la unión disímil ASTM A516/316L.

Corriente pico (A)	Corriente base (A)	Tiempo pico (ms)
350	100	1.75

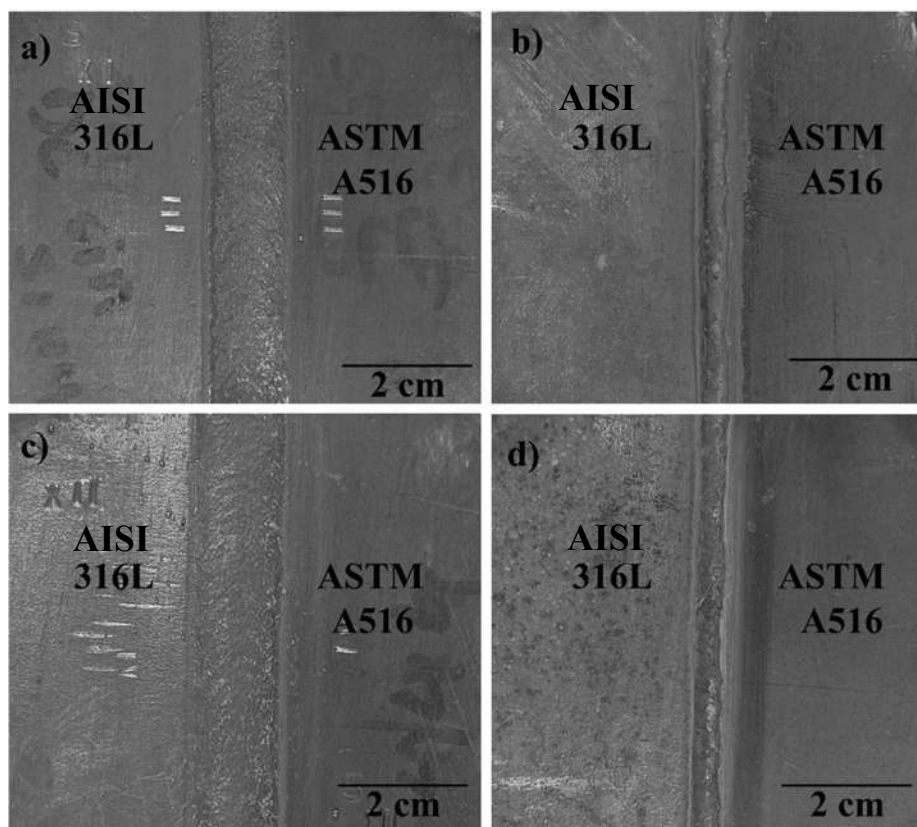


Figura 4.4 Macrografías de las soldaduras de referencia, a) corona de la soldadura en modo DC por rocío, b) raíz de la soldadura en modo DC por rocío, c) corona soldadura en modo DC-Pulsada y d) raíz soldadura en modo DC-Pulsada.

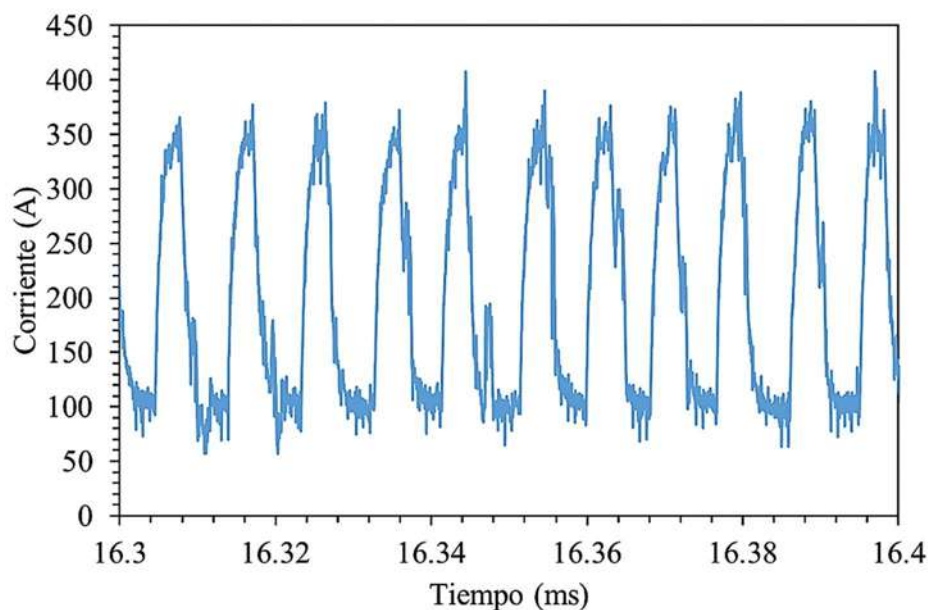


Figura 4.5 Gráfica de señales corriente contra tiempo del arco pulsado.

4.3. Metodología Taguchi y análisis de varianza (ANOVA)

Una vez establecidos los parámetros de referencia se utilizó un diseño de experimentos basado en la metodología Taguchi a través de un arreglo ortogonal L_9 . Para ello, se establecieron tres de factores (I_p , I_b y t_p) y niveles para cada uno de ellos. Posteriormente, con apoyo del software Minitab, se obtuvo la matriz de experimento. Finalmente, se realizó el análisis de los efectos principales S/N sobre el área de la ZAT en el acero ASTM A516 y el análisis de varianza para determinar el porcentaje de contribución de cada de las variables.

4.3.1. Arreglo ortogonal

Los niveles de los factores fueron establecidos a partir de los parámetros de referencia establecidos. La Tabla de factores y niveles se muestra en la Tabla 4.3 y la combinación de los diferentes niveles para los experimentos se muestra en la Tabla 4.4.

Tabla 4.3 Factores de soldaduras y niveles.

	1	2	3
I_p (A)	300	350	400
I_b (A)	86	100	114
t_p (ms)	1.25	1.75	2.25

Tabla 4.4 Arreglo ortogonal L₉.

I_p (A)	I_b (A)	t_p (ms)
300	86	1.25
300	100	1.75
300	114	2.25
350	86	1.75
350	100	2.25
350	114	1.25
400	86	2.25
400	100	1.25
400	114	1.75

4.3.2. Relación señal-ruido (S/N) para el área de la ZAT

Para cada uno de los experimentos se midió el tamaño de la ZAT. Las macrografías de la ZAT para cada uno de estos se muestran en la Figura 4.6a-i) y los resultados se en la Tabla 4.5. También fue calculado el aporte térmico (para el proceso GMAW-P) para las juntas soldadas a través de los valores promedios de corriente y voltaje, para ello se emplearon las siguientes ecuaciones [1]:

$$H = \eta \left(\frac{V_{av} * I_{av}}{v} \right) \quad (4.1)$$

$$I_{av} = \frac{I_p t_p + I_b t_b}{t_p + t_b} \quad (4.2)$$

$$V_{av} = \sum_{i=1}^n \frac{V_i}{n} \quad (4.3)$$

Donde:

- H es el calor de aporte en kJ/mm
- I_{av} es la corriente promedio en A
- V_{av} es el voltaje promedio en V
- I_p, I_b y t_p son la corriente pico, corriente base y tiempo pico respectivamente
- v es la velocidad de desplazamiento en mm/s
- V_i son los valores de voltaje medidos para cada instante de tiempo
- η es la eficiencia del proceso de soldadura (85 %)

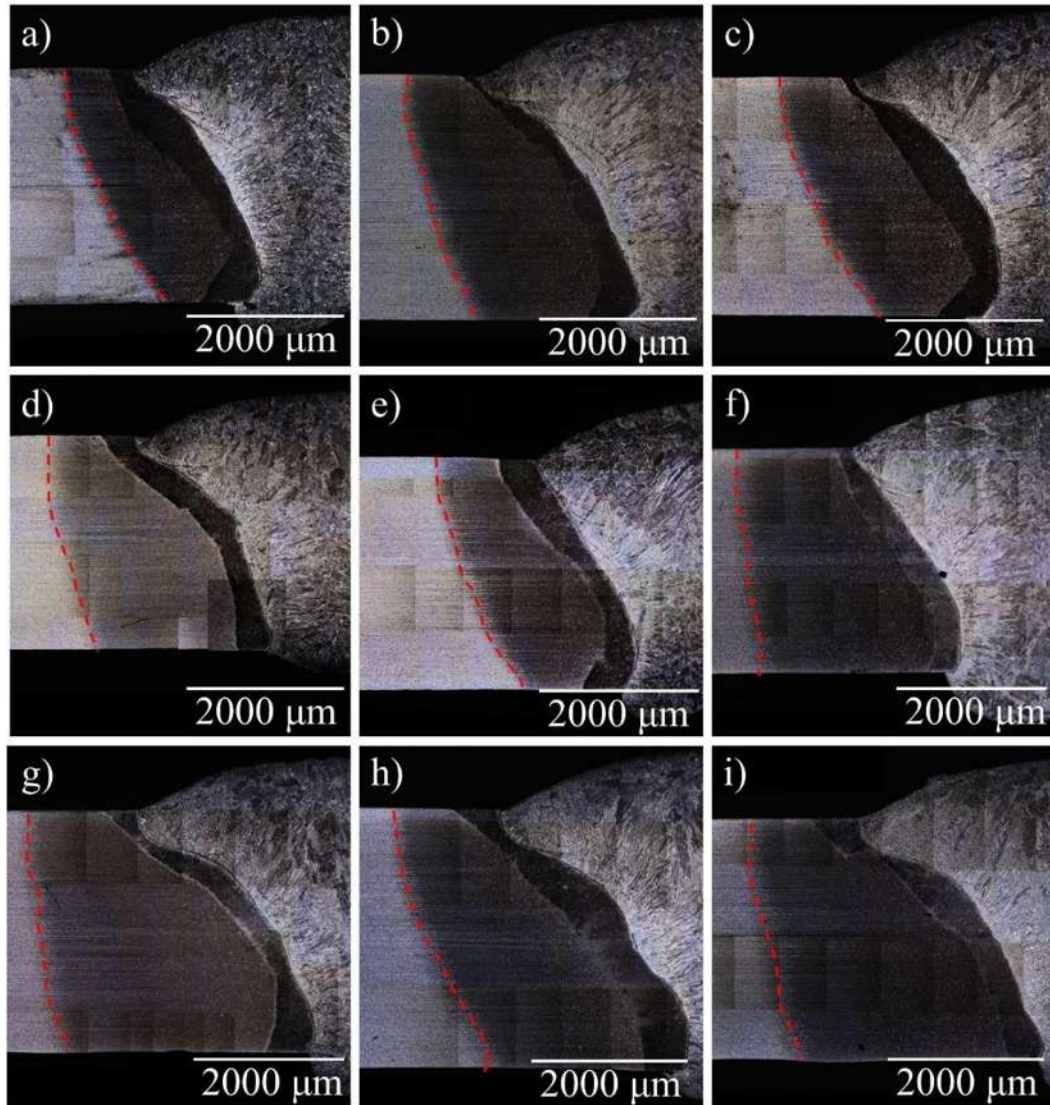


Figura 4.6 Macrografías del arreglo ortogonal L9 con la ZAT delimitada en el acero ASTM A516 Gr. 70.

En la Figura 4.7 se puede apreciar que los valores más elevados del área de la ZAT son los de los experimentos 7 ($I_p= 400$ A, $I_b= 86$ A y $t_p= 2.25$ ms) y 9 ($I_p= 400$ A, $I_b= 100$ A y $t_p= 1.75$ ms), con 31.63 mm^2 y 31.06 mm^2 , respectivamente, correspondiendo a los valores más altos de calor de aporte el cual fue de 1.09 kJ/mm . El valor más pequeño fue de 17.99 mm^2 para el experimento 1 ($I_p= 300$ A, $I_b= 86$ A y $t_p= 1.25$ ms). Se observa que existe una relación entre el calor de aporte y el área de la zona afectada térmicamente siendo directamente proporcionales ya que, al aumentar el calor de aporte, también el área de la ZAT aumenta [45]. Esto indica que el área de la ZAT es sensible a los parámetros que se utilizan para optimizar el proceso (I_p , I_b y t_p).

Tabla 4.5 Área de la zona afectada térmicamente y calor de aporte de cada experimento

Experimentos	Área ZAT (mm ²)	<i>H</i> (kJ/mm)
1	17.99	0.99
2	22.81	1.03
3	21.96	1.02
4	29.68	1.08
5	20.15	1.02
6	28.97	1.07
7	31.63	1.09
8	27.46	1.06
9	31.06	1.09

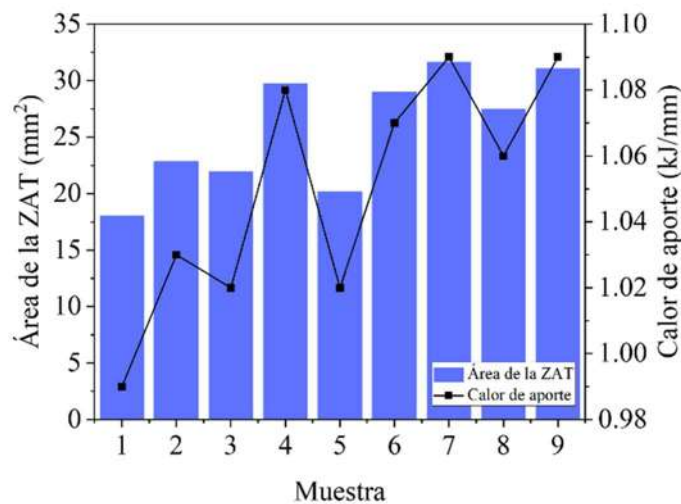


Figura 4.7 Área de la ZAT para cada uno de los experimentos.

La Tabla 4.6 muestra los valores de señal-ruido para el área de la ZAT. De acuerdo con la metodología Taguchi, mientras mayor sea la razón *S/N* mejor será la respuesta esperada. Se sabe que independientemente de la característica de calidad elegida, es decir el criterio “**menor es mejor**” para una respuesta, una mayor relación *S/N* corresponde a la mejor respuesta esperada [1,33].

Tabla 4.6 Relaciones señal-ruido (S/N) para la ZAT.

Nivel	I_p	I_b	t_p
1	-26.37	-28.18	-27.70
2	-28.26	-27.34	-28.82
3	-29.54	-28.64	-27.64
Delta	3.17	1.30	1.18
Clasificar	1	2	3

En la Tabla 4.6 también se puede apreciar la variación de cada factor (Delta). Coincidiendo con lo mencionado por Sánchez-Cruz y col. [1] valores altos de Delta indican que el factor tiene un efecto significativo en la variable de respuesta mientras que uno más bajo indica que el factor tiene poco impacto, en este caso el factor más significativo es I_p . El indicativo Clasificar, por otra parte, indica en qué nivel se encuentra el valor más alto de S/N. Los valores más altos de S/N, en este caso para el factor I_p están en el nivel 1, para I_b en el nivel 2 y para t_p se encuentra en el nivel 3. Dicho comportamiento se puede observar en la gráfica de la Figura 4.8 la cual muestra el mayor valor para cada factor de acuerdo con las relaciones S/N.

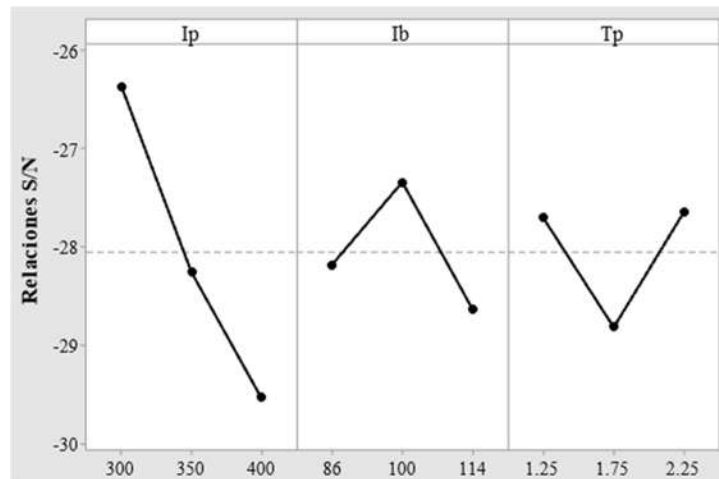


Figura 4.8 Gráfica de efectos principales para las relaciones S/N.

4.3.3. Predicción de los parámetros óptimos

De acuerdo con los niveles establecidos y la variable de respuesta deseada, se muestra en la Tabla 4.7 las mejores condiciones bajo el análisis de S/N.

Tabla 4.7. Predicción de los mejores parámetros de soldadura con arco pulsado para el área de la ZAT.

Factores			
	I_p (A)	I_b (A)	t_p (ms)
Área ZAT	300	100	2.25

Para estos parámetros el valor pronosticado para la variable de respuesta área de la ZAT es de 17.48 mm².

4.4. Análisis de varianza (ANOVA)

Para analizar de forma cuantitativa el grado de contribución de los parámetros de soldadura seleccionados en la variable de respuesta deseada, estos se evalúan a través de un análisis de la varianza (ANOVA), que permite evaluar cuál de estos factores impone un efecto significativo en las características a evaluar en la junta soldada [33].

En la Tabla 4.8 se muestran los valores de la contribución de cada uno de los factores en el área de la ZAT. Se puede apreciar que las mayores contribuciones las tiene la corriente pico (I_p) y la corriente base (I_b) con 61.26 % y 11.86 %. El menor valor es para el tiempo pico con 9.71 %. La corriente pico juega un papel fundamental en el proceso GMAW-P ya que en ese momento ocurre la formación y desprendimiento de la gota de metal fundido. Además, se aporta la energía calorífica necesaria para fundir el metal [46]. Cabe señalar que, a pesar de su baja contribución, el tiempo pico está estrechamente relacionado con el aporte térmico y con las variaciones temporales de corriente del arco [47]. En este caso se obtuvo un porcentaje de error de 17.17 % el cual se considera aceptable ya que según Ranjit K Roy y col. [34] el máximo valor permitido es de 20 %. Otro término utilizado fue el radio de varianza o estadístico F que muestra la relevancia del factor investigado con respecto a la varianza de todos los factores incluidos en el término de error. El valor más alto de F sugirió que el factor tiene un efecto más significativo, en este caso y de acuerdo con el porcentaje de contribución fue I_p . Por otra parte, también fueron obtenidos los grados de libertad (GL) para cada factor el cual fue igual a 2 y la suma de cuadrados (SC) la cual es una medida de la variabilidad total en los datos para analizar cómo los factores afectan la respuesta. Si la SC de un factor es más grande que la del error, se interpreta que el factor es significativo.

Tabla 4.8 Resultados del análisis de varianza.

Respuesta		Área de la ZAT		
Fuente	GL	SC Ajust.	F	Contribución
I_p	2	126.26	3.57	61.26 %
I_b	2	24.44	0.69	11.86 %
t_p	2	20.01	0.57	9.71 %
Error	2	35.39		17.17 %
Total	8			100.00 %

La tabla 4.9 muestra los resultados de validación para el área de la ZAT del metal base ASTM A516 Gr. 70. Se determinó que con respecto a la media de los parámetros iniciales hubo una mejora en la relación S/N de 3.07 dB, lo cual demostró que el modelo fue satisfactorio. Además, mostró una comparación entre la media de los parámetros iniciales, la predicción del modelo y los resultados experimentales.

Tabla 4.9 Resultados de validación para el área de la ZAT.

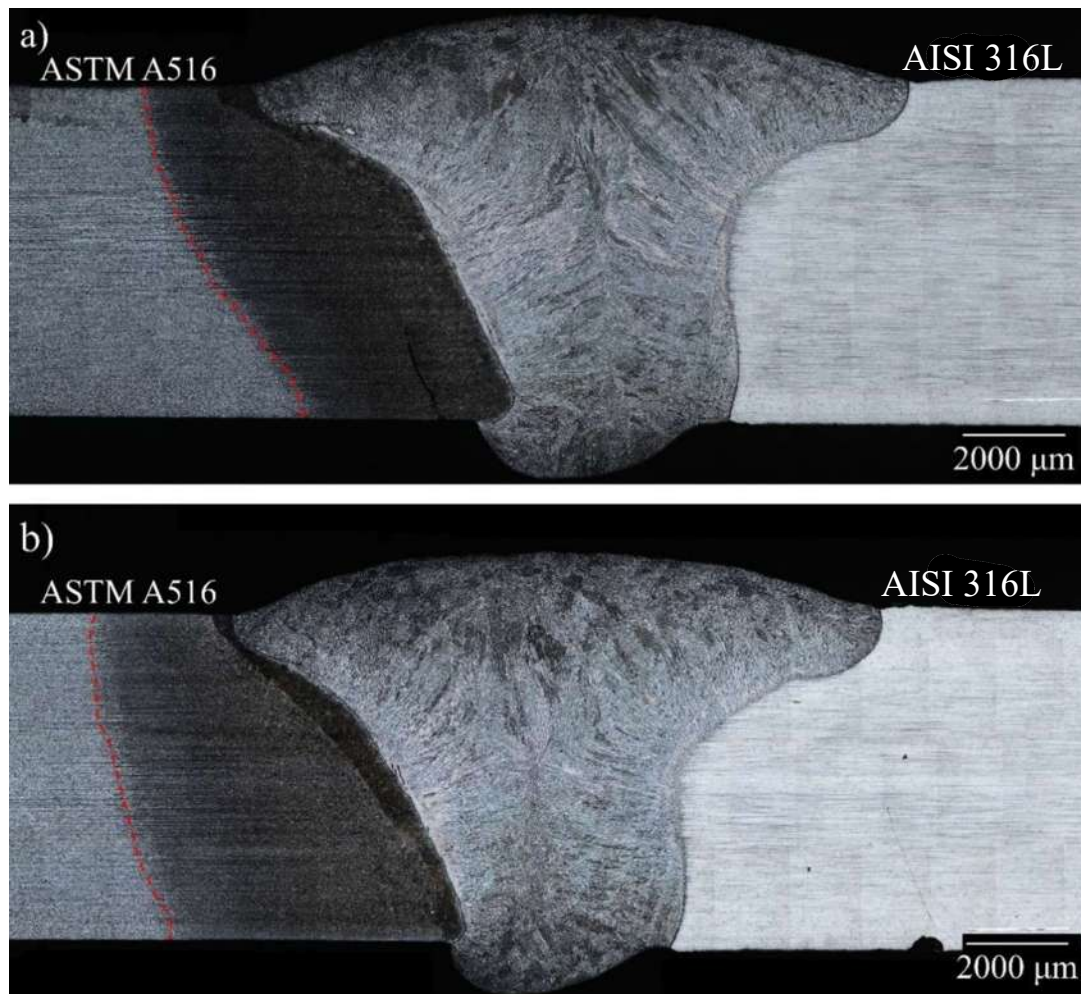
	I_p	I_b	t_p	S/N	Media
Parámetros iniciales	350	86	1.25	-28.04	26.01
Predicción	300	100	2.25	-25.24	17.48
Experimento	300	100	2.25	24.97	17.73
Mejora S/N	3.07				

4.5. Caracterización microestructural y mecánica de las juntas soldadas

Se realizó una caracterización mecánica y microestructural de las soldaduras de referencia (DC y DC-Pulsado) y de la junta optimizada. Al igual que a los materiales base, la caracterización microestructural fue realizada a través de microscopía óptica y se realizaron ensayos de tensión, microdureza.

4.5.1. Caracterización macro y microestructural de las soldaduras de referencia y de la soldadura optimizada

En la Figura 4.9 se muestran las macrografías obtenidas por microscopía óptica de las soldaduras de referencia y de la soldadura optimizada. Se puede apreciar que todas poseen buena fusión, no se observan discontinuidades como grietas, socavados ni porosidades. Se puede apreciar también una amplia zona afectada térmicamente en el metal base ASTM A516 las soldaduras de referencia en modo DC con transferencia por rocío y en la soldadura DC-Pulsado. Mostradas en la Figura 4.9 a) y Figura 4.9b) respectivamente. En la de la Figura 4.9c) se muestra la soldadura realizada con los parámetros óptimos. Al igual que en las de referencia, se aprecia que la junta soldada no posee discontinuidades y no se muestran defectos como grietas ni falta de fusión.



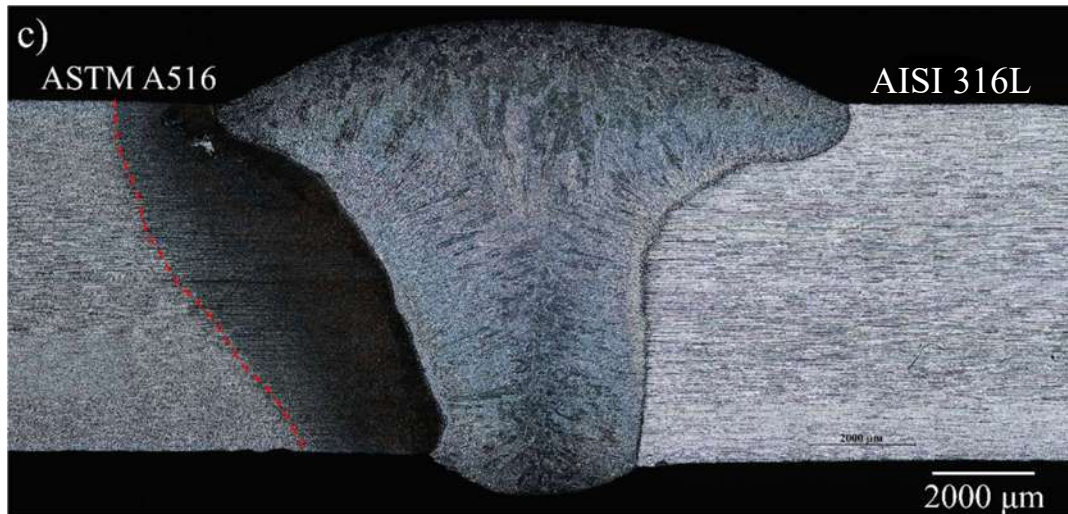


Figura 4.9 Macrografías de las soldaduras de referencia y de la soldadura optimizada; a) en modo DC por rocío, b) en modo DC-Pulsado y c) soldadura optimizada.

En la Figura 4.10 se muestra la interfase entre metal base (MB) ASTM A516 y el metal de aporte (MA) para las soldaduras de referencia en modo DC por rocío, DC-Pulsado y para la soldadura optimizada. La Figura 4.10a), c) y e) muestran, para las tres condiciones de soldadura, una línea de fusión bien delimitada donde no se aprecia la presencia del límite tipo II el cual es una zona de bajas propiedades mecánicas. Lo observado en esta zona es muy similar a lo reportado por Saedi y col. 2018 [13]. También se observa más a detalle las zonas delimitadas en las Figura 4.10a) c) y e), la microestructura de la ZAT. En la Figura 4.10b) muestra el detalle de la ZAT de la soldadura de referencia en modo DC. Se observó que esta, estaba compuesta por bainita superior (BS) y ferrita Widmanstätten (FW) lo cual coincide con la morfología reportada por Wang y col. 2018 [47]. También fue delimitada una zona donde la morfología muy similar a la de la microestructura martensítica, similar a la observada por Yuehui y col. [48]. La misma microestructura también se puede apreciar en la Figura 4.10 d). Además, de lo anterior, se observó que la bainita en las soldaduras de referencia posee un tamaño de grano superior comparado con el de la soldadura optimizada mostrada en la Figura 4.10 f). En la junta soldada optimizada también se pudo apreciar una disminución de la ferrita Widmanstätten y de la microestructura martensítica. Por otra parte, producto de la disminución del aporte térmico se observó una disminución en los granos de bainita ya que según Wang y col. [49] un alto aporte térmico provoca que la temperatura de la ZAT se eleve lo que permite el crecimiento de los granos austeníticos antes de la transformación en bainita.

Durante el enfriamiento los granos de bainita obtenidos serán más gruesos, mientras que bajos aportes térmicos provocan granos de bainita más finos.

El refinamiento de los granos de bainita y la disminución de la ferrita Widmanstätten producto de la disminución del aporte térmico y por la disminución del porcentaje de dilución entre el metal base y el metal de soldadura en la soldadura optimizada. Este comportamiento coincide también con lo mencionado Saedi y col. [13] puesto que durante el proceso de soldeo la temperatura se eleva hasta la temperatura de austenización y luego de acuerdo con las condiciones de enfriamiento y al calor de aporte se da la aparición de la bainita superior y la ferrita Widmanstätten.

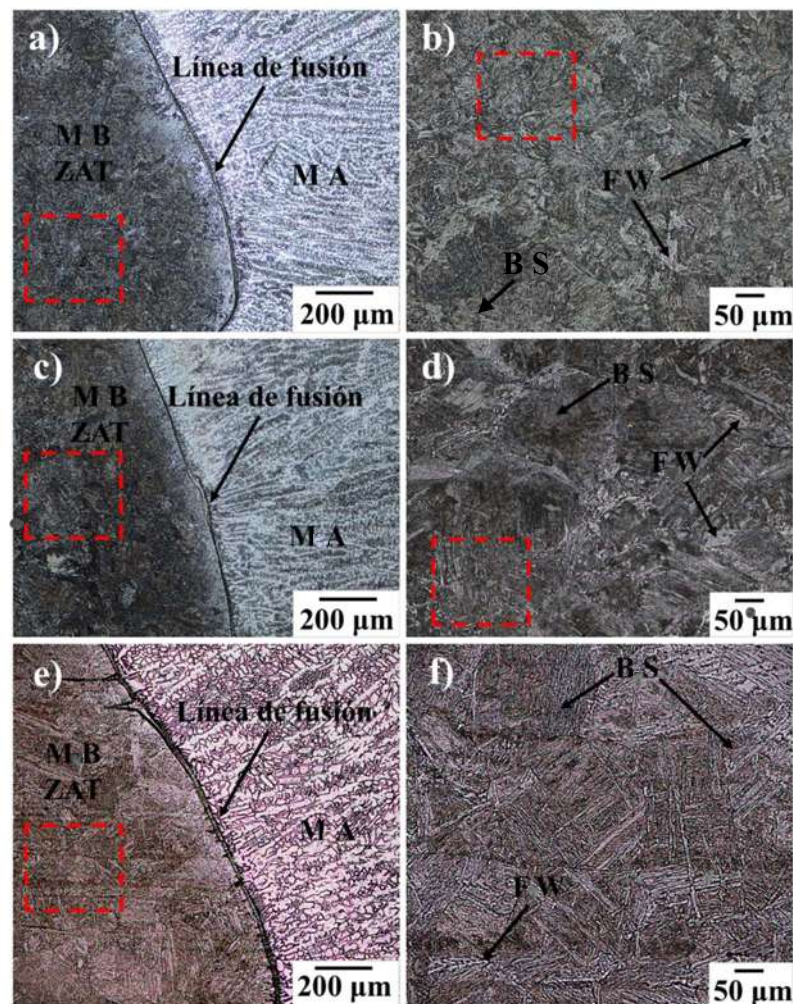


Figura 4.10 a) Interfase entre el metal base ASTM A516 Gr. 70 y el metal de soldadura; a) Interfase de la soldadura en modo DC, b) ZAT de la soldadura en modo DC, c) Interfase de la soldadura en modo DC-Pulsado, d) ZAT de la soldadura en modo DC-Pulsado, e) Interfase de la soldadura optimizada y f) ZAT de la soldadura optimizada.

La interfase entre el metal base (MB) 316L y el metal de aporte también fue analizada en la Figura 4.11 para las soldaduras de referencia en modo DC por rocío (Figura 4.11a)), DC-Pulsado (Figura 4.11c)) y la soldadura optimizada (Figura 4.11e)). Se observó que, en ninguna de las tres condiciones de soldadura, el efecto del aporte de calor en el tamaño del grano y la microestructura de la ZAT en el lado 316L es insignificante resultado de su condición original en la que no se produce recristalización [13]. La microestructura del metal de aporte ER-2209 (MA) también fue analizada Figuras 4.11b), d) y f). Esta consta de una estructura dúplex formada por granos de austenita (austenita de límite de grano, ALG y austenita Widmanstätten AW) [50].

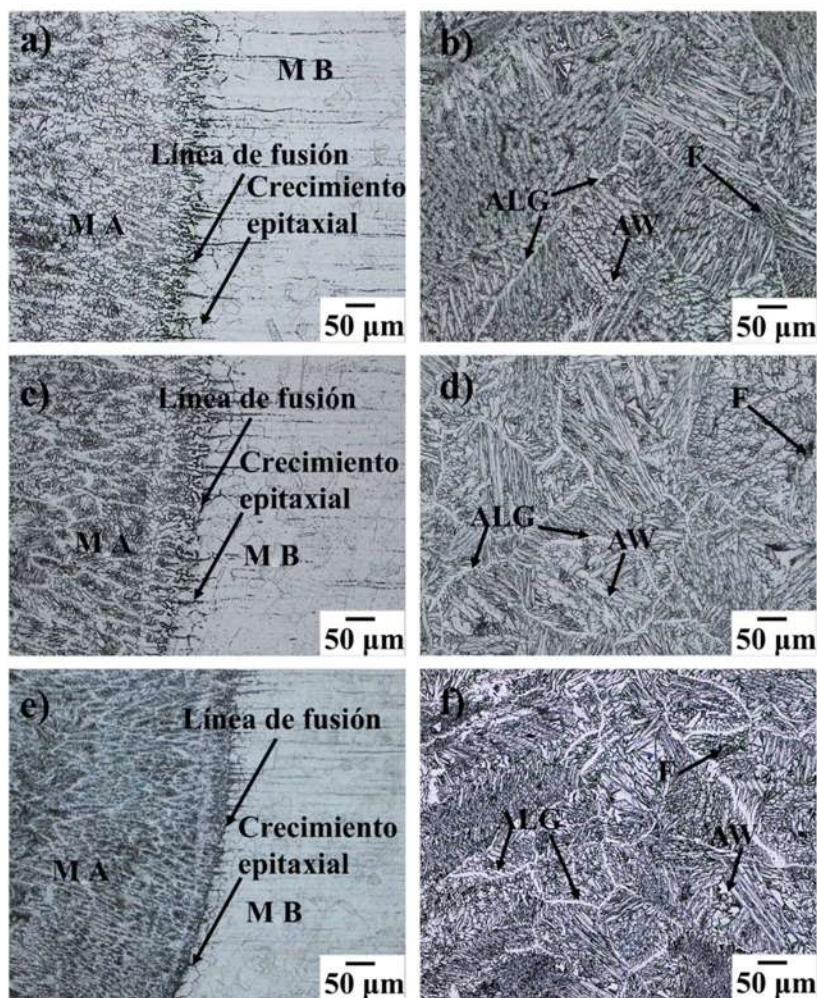


Figura 4.11 Interfase entre el metal base 316L y el metal de soldadura; a) Interfase de la soldadura en modo DC por rocío, b) Metal de aporte de la soldadura en modo DC por rocío, c) Interfase de la soldadura en modo DC-Pulsado, d) Metal de aporte de la soldadura en modo DC-Pulsado, e) Interfase de la soldadura optimizada y f) Metal de aporte de la soldadura optimizada.

4.5.2. *Cálculo del calor de aporte y del porcentaje de dilución de las soldaduras de referencia y de la soldadura optimizada.*

La Tabla 4.10 muestra los resultados de los porcentajes de dilución de los materiales base con el metal de aporte, así como también el calor de aporte de las soldaduras de referencia y la soldadura optimizada. El cálculo del porcentaje de dilución se realizó a través de las áreas involucradas en la junta las cuales son; área diluida del metal base ASTM A516 (A_1), área diluida del metal base 316L (A_2) y el área del metal de aporte (A_3). El área de la zona afectada térmicamente también se midió en imágenes digitalizadas por medio del software AutoCAD.

Tabla 4.10 Porcentajes de dilución, área de la ZAT y calores de aporte de las soldaduras de referencia y la soldadura optimizada.

Soldaduras	A_1 (mm ²)	A_2 (mm ²)	A_3 (mm ²)	ASTM A516 %	316L %	Total %	Área ZAT (mm ²)	H (kJ/mm)
DC	4.32	7.18	53.35	8.1	13.5	21.6	25.04	1.20
DC-Pulsado	5.5	7.8	54.53	10.1	14.3	24.4	28.97	1.22
Soldadura optimizada	4.68	8.19	48.3	9.7	17.0	26.7	17.73	0.99

4.5.3. *Caracterización mecánica de la junta soldada optimizada y de las soldaduras de referencia*

Para la caracterización de mecánica de la junta soldada optimizada y de las soldaduras de referencia se realizaron ensayos de tensión uniaxial y ensayos de microdureza. En las Figuras 4.12 y 4.13 se muestran las gráficas de microdureza Vickers y de tensión respectivamente.

En la Figura 4.12a), b) y c) se pueden apreciar los valores de microdureza medidos en las soldaduras de referencia y en la soldadura optimizada. Estos valores corresponden a tres niveles: superior, central e inferior de cada una de las juntas soldadas.

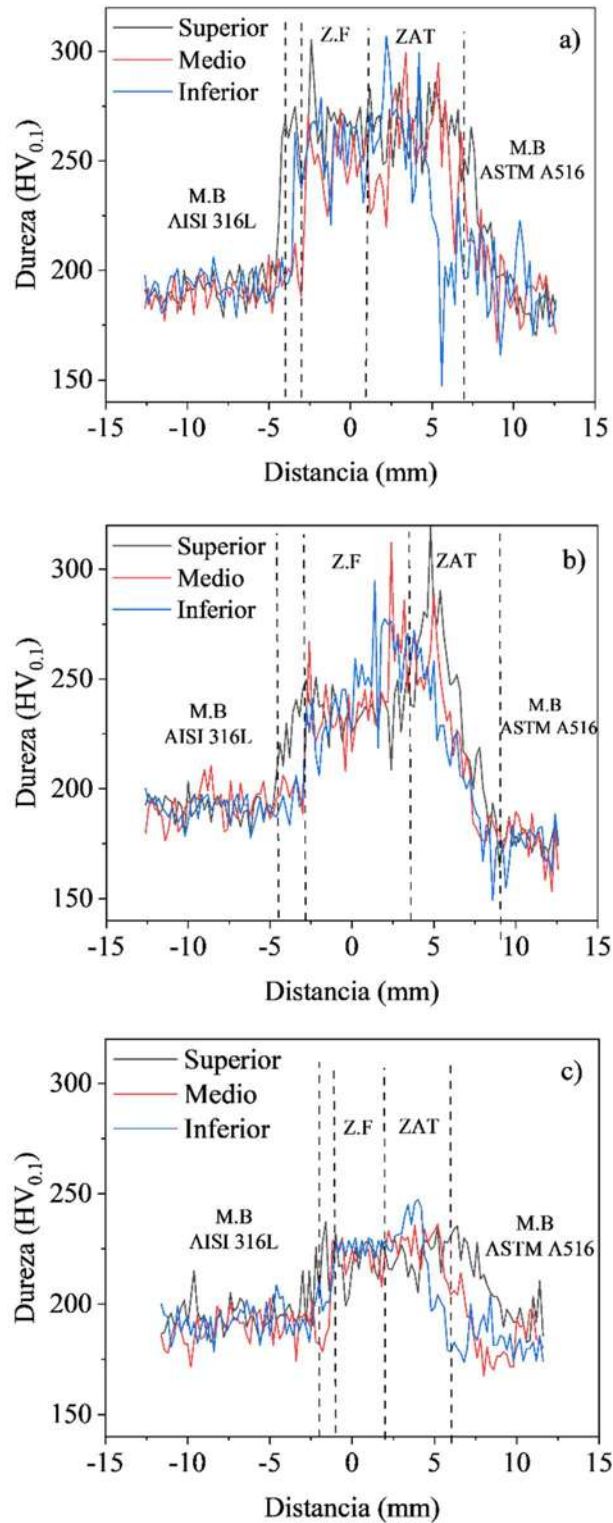


Figura 4.12 Perfiles de microdureza Vickers; a) Soldadura en modo DC, b) soldadura en modo DC-Pulsado y c) soldadura optimizada.

En las Figuras 4.12a) y b) se muestran las gráficas correspondientes a las soldaduras DC por rocío y DC-Pulsado utilizadas como referencias. Se puede apreciar que en ambas existen elevados picos de microdureza que alcanzan las 300 unidades Vickers en zonas cercanas a la línea de fusión y en la ZAT mostrando una dureza promedio de 280 unidades Vickers. Estos altos valores de dureza son producidos por la presencia de estructuras aciculares como la martensita y a la bainita superior que debido al aporte térmico poseen un tamaño de grano grueso que provoca una disminución en la tenacidad del material y aumento de la dureza. Este comportamiento coincide con lo reportado por Wang y col.[49]. La combinación de esta última con otras fases como la bainita en ocasiones es deseable pero un aumento de ella provoca una disminución de la tenacidad del material [51].

Sin embargo, en la Figura 4.12c) se puede apreciar que producto a un menor calor de aporte y de acuerdo con la microestructura de la ZAT mostrada en la Figura 4.10f) se observa que hubo una disminución significativa de la dureza llegando alcanzar valores del orden de las 240 unidades Vickers que favorecen el aumento de la tenacidad del material debido a la disminución debido a la disminución del aporte térmico hacia la junta. Esta disminución tiende a generar, según Wang y col. [49], una bainita más fina lo cual mejora la resistencia y la dureza.

De igual modo la disminución en el aporte térmico se ve reflejada en un aumento de la resistencia a la tensión debido a que con un aumento del aporte térmico se observa un aumento en el tamaño de grano que trae consigo una disminución de la resistencia a la tracción [52]. La disminución del calor de aporte disminuyó la formación de la ferrita Widmanstätten, la cual es de menor resistencia que la bainita, y provocó una disminución en los granos de bainita superior. Los granos más pequeños y finos generan mayor resistencia ya que estos son más resistentes a las deformaciones. En la Figura 4.13 se muestran las gráficas de los ensayos de tensión uniaxial para las tres condiciones de soldadura. En la Tabla 4.11 se muestra un resumen de las propiedades mecánicas para cada una de las condiciones de soldadura. Del diagrama esfuerzo-deformación de ingeniería también fueron extraídos los porcentajes de elongación de cada una de las soldaduras. Además, también se calculó la eficiencia mecánica para cada una de las juntas soldadas a través de la ecuación 4.1 utilizada por Sengupta y col. [53] donde E_m es la eficiencia mecánica de la soldadura, $\sigma_{M.B}$ es el esfuerzo máximo del metal base de menor resistencia y $\sigma_{J.S}$ es el esfuerzo máximo de la junta soldada.

$$E_m = \frac{\sigma_{J.S}}{\sigma_{M.B}} \times 100 \% \quad (4.1)$$

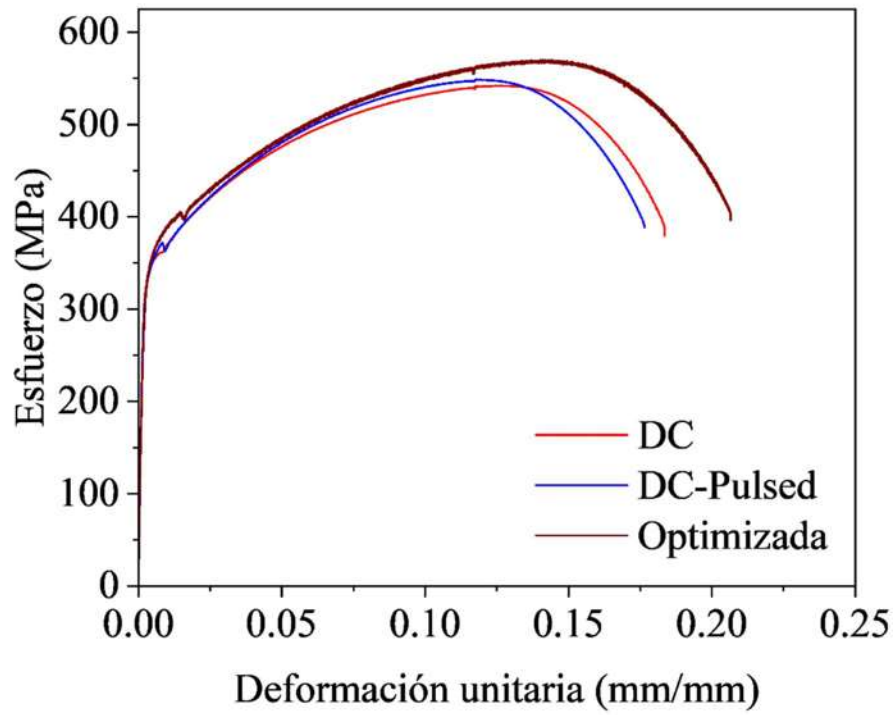


Figura 4.13 Gráficas esfuerzo-deformación unitaria para las tres condiciones de soldadura.

Tabla 4.11 Propiedades mecánicas de las tres condiciones de soldadura.

Condición de soldadura	Esfuerzo de fluencia (MPa)	Esfuerzo máximo (MPa)	Esfuerzo de fractura (MPa)	% de elongación	Eficiencia mecánica (%)
DC	340	542	379	18.3	99.4
DC-Pulsado	345	550	389	17.6	101
Optimizada	347	570	402	21.0	104

Se observó también que producto a la disminución del aporte térmico hubo una mejora en la ductilidad. Esto es provocado debido a que a medida que disminuye el calor de porte, se disminuye la formación de estructuras de alta dureza como la martensita que fragilizan la soldadura y a su vez, esta disminución, favorece la formación de estructuras más dúctiles como la bainita. Además de lo anterior, un menor aporte de calor reduce significativamente el tamaño de la ZAT lo que minimiza las tensiones residuales o distorsiones. Este comportamiento coincide con lo reportado por Maurya y col. [54] y Mohammed y col. [55].

Se observó también que para las tres condiciones de soldadura el mecanismo de fractura fue el mismo, el cual fue dúctil. Esto es atribuido a que todas las probetas ensayadas fracturaron aproximadamente en la misma zona. Además, se pudo observar que la fractura ocurrió fuera del cordón de soldadura y fuera de la ZAT del metal base ASTM A516 Gr. 70 lo que comprueba que la soldadura mostró un rendimiento mecánico satisfactorio con respecto al metal base de menor resistencia, en este caso el ASTM A 516 Gr. 70 que posee un esfuerzo máximo de 545 MPa. Las imágenes de la fractura de las probetas de los ensayos de tensión se muestran en la Figura 4.14.



Figura 4.14 Fracturas en las probetas de los ensayos de tensión para las tres condiciones de soldadura.

CAPÍTULO 5. CONCLUSIONES

De acuerdo con los resultados obtenidos durante la realización de este trabajo se puede concluir lo siguiente:

La soldadura disímil ASTM A516/316L fue realizada satisfactoriamente a través del proceso de soldadura por arco metálico y protección gaseosa pulsado (GMAW-Pulsado).

A través del proceso de soldadura GMAW-Pulsado se definieron que los parámetros de referencia para la optimización de la unión disímil los cuales fueron (I_p), (I_b) y (t_p).

Los parámetros óptimos de soldadura con vistas a la reducción del aporte térmico y de la ZAT fueron obtenidos a través de la metodología Taguchi. De acuerdo con la variable de respuesta deseada se utilizó el criterio “menor es mejor”. Dichos parámetros fueron: $I_p = 300$ A, $I_b = 100$ A y $t_p = 1.75$ ms. Para dichos parámetros la predicción de la variable respuesta esperada fue de 17.48 mm^2 .

El porcentaje de contribución de cada uno de estos parámetros fue determinado a través del ANOVA donde se obtuvo que el parámetro que más contribuye a la variable de respuesta es I_p con 61.26 %, para I_b y t_p fueron 11.86 % y 9.71 % respectivamente.

Con la variación de los parámetros de soldadura I_p , I_b y t_p se pudo determinar el efecto microestructural en la ZAT del metal base ASTM A 516 Gr. 70 así como la reducción de su extensión hasta 17.73 mm^2

Se comprobó que el aporte térmico influye notoriamente sobre el área de la ZAT debido a que cualquier cambio en este, causa un aumento o una disminución de la ZAT. Por otra parte, el resultado obtenido con los parámetros óptimos cumplió con la predicción obtenida a través de la metodología Taguchi.

La microdureza de la junta optimizada fue disminuida significativamente comparados con los de las soldaduras de referencia ya que se logró disminuir el aporte térmico. Se comprobó que con la disminución del calor de aporte se disminuye el tamaño de grano de la bainita superior, así como una disminución de la estructura martensítica lo que mejora la tenacidad del material y por consecuencia una mejora en la dureza. Los valores promedios alcanzados en la junta soldada optimizada fueron del orden de los 230 HV.

Los ensayos de tensión también mostraron un aumento en las propiedades mecánicas de la junta puesto que el esfuerzo máximo alcanzado en la junta fue de 570 MPa lo cual es aceptable ya que se encuentran por encima del esfuerzo máximo de 545 MPa perteneciente al metal base de menor resistencia el cual es el acero ASTM A516 Gr.

Se verificó en los resultados obtenidos en los ensayos de tensión que, al disminuir el aporte térmico, mejoraba la ductilidad de la unión soldada ya que se disminuye la formación de estructuras de alta dureza como la martensita que fragilizan la soldadura y a su vez, esta disminución, favorece la formación de estructuras más dúctiles como la bainita. También se verificó que al disminuir el aporte de calor se disminuye el tamaño de grano de la bainita lo que trae consigo un aumento en la resistencia de la unión soldada.

RECOMENDACIONES Y TRABAJO FUTURO

1. Realizar ensayos impacto para determinar la absorción de energía de la junta soldada y el comportamiento de esta.
2. Realizar otras técnicas de caracterización como difracción de rayos x para comprobar de forma precisa la microestructura presente en la ZAT del acero ASTM A516 Gr. 70
3. Tomar imágenes a las fracturas para comprobar el mecanismo por el cual ocurrió.
4. Cuidar la alineación de la junta a soldar con la antorcha de soldadura
5. Realizar nuevos estudios de esta unión disímil donde se pueda utilizar electrodos de menor costo.
6. Llevar a cabo la unión disímil con otros procesos de soldadura.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Sánchez-Cruz T del NJ, Curiel López FF, López Morelos VH. *Optimization of macro and microstructural characteristics of 316L/2205 dissimilar welds obtained by the GMAW-pulsed process*. **Mater Today Commun**. 2023.
- [2] Sauraw A, Sharma AK, Fydrych D. *Study on Microstructural Characterization, Mechanical Properties and Residual Stress of GTAW Dissimilar Joints of P91 and P22 Steels*. **Materials** 2021.
- [3] Touileb K, Hedhibi AC, Djoudjou R. *Mechanical, Microstructure, and Corrosion Characterization of Dissimilar Austenitic 316L and Duplex 2205 Stainless-Steel ATIG Welded Joints*. **Materials**. 2022.
- [4] Faes W, Lecompte S, Ahmed ZY. *Corrosion and corrosion prevention in heat exchangers*. **Corrosion Reviews**. 2019.
- [5] Corleto CR, Argade GR. *Failure analysis of dissimilar weld in heat exchanger*. **Case Stud Eng Fail**. 27–34. 2017.
- [6] Maurya AK, Pandey C, Chhibber R. *Dissimilar welding of duplex stainless steel with Ni alloys: A review*. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**. Elsevier Ltd; 2021.
- [7] Perrone G, Mendoza A. *Welding Properties, Characteristics and Applications in the Geothermal Industry*. **GRC Transactions**. 2019.
- [8] DuPont JN, Lippold JC, Kiser SD. *Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys*. 2009.
- [9] Blanca Anilú Pichardo Álvares. *Soldadura de placas de acero al carbono API Spec 5L X60 revestidas con acero inoxidable 316L mediante el proceso GMAW, con campo magnético*. Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales. Morelia, Michoacán, México 2018.
- [10] Barnhouse EJ, Lippold JC. *Microstructure/property relationships in dissimilar welds between duplex stainless steels and carbon steels*. **Welding Journal** (Miami, Fla). 77(12). 1998.

- [11] Palani PK, Murugan N. *Selection of parameters of pulsed current gas metal arc welding*. **J Mater Process Technol**. 1–10. 2006.
- [12] Hernández Trujillo SL, Lopez Morelos VH, García Rentería MA. *Microstructure and Fatigue Behavior of 2205/316L Stainless Steel Dissimilar Welded Joints*. **Metals** 2021.
- [13] Saedi AH, Hajjari E, Sadrossadat SM. *Microstructural Characterization and Mechanical Properties of TIG-Welded API 5L X60 HSLA Steel and AISI 310S Stainless Steel Dissimilar Joints*. **Metallurgical and Materials Transactions**. 49(11):5497–5508. 2018.
- [14] American Petroleum Institute. Specification for Line Pipe. ISO 3183:2007 (Modified), *Petroleum and natural gas industries—Steel pipe for pipeline transportation systems*. 2007.
- [15] Balbino León J, Redondo C, Camero S. *Soldadura de un acero API 5l por medio del proceso de soldadura GMAW-pulsado*. **Revista de la Facultad de Ingeniería Universidad Central de Venezuela**. 26(1). 2011.
- [16] International Organization for Standardization. International Organization for Standardization. ISO 3183:2019 *Petroleum and natural gas industries Steel pipe for pipeline transportation systems*. 2019.
- [17] Song RB, Xiang JY, Hou DP. *Characteristics of mechanical properties and microstructure for 316L austenitic stainless steel*. **Journal of Iron and Steel Research International**. 2011;18(11):53–59.
- [18] Molak RM, Paradowski K, Brynk T. *Measurement of mechanical properties in a 316L stainless steel welded joint*. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**. 86(1):43–47. 2009.
- [19] Desu RK, Nitin Krishnamurthy H, Balu A. *Mechanical properties of Austenitic Stainless Steel 304L and 316L at elevated temperatures*. **Journal of Materials Research and Technology**. 5(1):13–20. 2016.
- [20] Chowdhury SG, Das S, De PK. *Cold rolling behaviour and textural evolution in AISI 316L austenitic stainless steel*. **Acta Mater**. 53(14):3951–3959. 2005.

- [21] Chen X, Li J, Cheng X. *Effect of heat treatment on microstructure, mechanical and corrosion properties of austenitic stainless steel 316L using arc additive manufacturing.* **Materials Science and Engineering.** 715:307–314. 2018.
- [22] Kumar SS, Murugan N, Ramachandran KK. *Microstructure and mechanical properties of friction stir welded AISI 316L austenitic stainless steel joints.* **J Mater Process Technol.** 254:79–90. 2018.
- [23] Ming HL, Zhang ZM, Xiu PY. *Microstructure, residual strain and stress corrosion cracking behavior in 316L heat-affected zone.* **Acta Metallurgica Sinica (English Letters).** 29(9):848–858. 2016.
- [24] EUROPER. *FICHAS-TECNICA-ACERO-INOX.316-316L* [en línea]
 Disponible en:
 <URL:https://europel.cl/wp-content/uploads/2022/04/FICHAS-TECNICA-ACERO_INOX.316-316L.pdf. [Consultado 11 de julio de 2023].
- [25] American Society For Testing and Materials. *Standard Specification for Pressure Vessel Plates, Carbon Steel, for Moderate-and Lower-Temperature Service.* 1996.
- [26] Rashdan Isa M, Suliman Zaroog O, Murugan K. Improvement of mechanical properties and fatigue life by shot peening process on ASTM A516 Grade 70 steel. **Malaysian Journal of Fundamental and Applied Sciences.** 14(4):440–442. 2018.
- [27] Hashemi SH, Mohammadyani D. *Characterisation of weldment hardness, impact energy and microstructure in API X65 steel.* **International Journal of Pressure Vessels and Piping.** 98:8–15. 2012.
- [28] El-Danaf E, Baig M, Almajid A. *Mechanical, microstructure and texture characterization of API X65 steel.* **Mater Des.** 47:529–538. 2013.
- [29] Huang H-H, Tsai W-T, Lee J-T. *The Influences of microstructure and composition on the electrochemical behavior of A516 steel weldment.* **Corros Sci.** 1994.
- [30] John C. Lippold DJK. *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels .* **Wiley-Interscience.** 2005.

- [31] Shin TW, Jang BS, Koh JH. *A Study of Characteristics on the Dissimilar Metals (Alloy Steel : A387 Gr. 91 - Carbon Steel : A516 Gr. 70) Welds Made with FCA Multiple Layer Welding : Part 1. Journal of Welding and Joining.* 34(3):61–68. 2016.
- [32] Mortazavi E, Najafabadi RA, Meysami A. *Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of dissimilar joints of AISI 316l steel and API X70 high-strength low-alloy steel. Journal of Iron and Steel Research International.* 24(12):1248–1253. 2017.
- [33] Datta S, Bandyopadhyay A, Pal PK. *Application of Taguchi philosophy for parametric optimization of bead geometry and HAZ width in submerged arc welding using a mixture of fresh flux and fused flux. International Journal of Advanced Manufacturing Technology.* 36(7–8):689–698. 2008.
- [34] Ranjit K Roy. *A primer on the Taguchi method. Second Edition. Society of Manufacturing Engineers.* 25–26. 2010.
- [35] Yang WH, Tarng YS. *Design optimization of cutting parameters for turning operations based on the Taguchi method. J Mater Process Technol.* 1998.
- [36] Anawa EM, Olabi AG. *Using Taguchi method to optimize welding pool of dissimilar laser-welded components. Opt Laser Technol.* 40(2):379–388. 2008.
- [37] Nobrega G, Souza MS, Rodríguez-Martín M. *Parametric optimization of the gmaw welding process in thin thickness of austenitic stainless steel by taguchi method. Applied Sciences (Switzerland).* 11(18). 2021.
- [38] Palani PK, Murugan N. *Selection of parameters of pulsed current gas metal arc welding. J Mater Process Technol.* 1–10. 2006.
- [39] OTC Daihen México SA. WB-P400 –*Daihen México WB-P400* [en línea]
 Disponible en:
 <URL:<https://daihen.mx/producto/wb-p400/> [Citado 30 de noviembre 2023].
- [40] Sriba A, Vogt JB, Amara SE. *Microstructure, Micro-hardness and Impact Toughness of Welded Austenitic Stainless Steel 316L. Transactions of the Indian Institute of Metals.* 71(9):2303–2314. 2018.

- [41] Ibrahim AB, Al Badour FA, Adesina AY. *Effect of process parameters on microstructural and mechanical properties of friction stir diffusion cladded ASTM A516-70 steel using 5052 Al alloy*. **J Manuf Process**. 34:451–462. 2018.
- [42] AISI Type 316L Stainless Steel, annealed plate [en línea].
Disponible en:
<URL:<https://www.matweb.com/search/DataSheet.aspx?MatGUID=530144e2752b47709a58ca8fe0849969>. [Citado 27 de noviembre 2024].
- [43] Da Luz FS, Pinheiro WA, Monteiro SN. *Mechanical properties and microstructural characterization of a novel 316L austenitic stainless steel coating on A516 Grade 70 carbon steel weld*. **Journal of Materials Research and Technology**. 9(1):636–640. 2020.
- [44] Molak RM, Paradowski K, Brynk T. *Measurement of mechanical properties in a 316L stainless steel welded joint*. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**. 86(1):43–47. 2009.
- [45] Kumar S, Shahi AS. *Effect of heat input on the microstructure and mechanical properties of gas tungsten arc welded AISI 304 stainless steel joints*. **Mater Des**. 32(6):3617–3623. 2011.
- [46] Prakriti Kumar Ghosh. *Pulse current gas metal arc welding*. **Springer, editor**. 2017.
- [47] Wang LL, Wei HL, Xue JX. *Special features of double pulsed gas metal arc welding*. *J Mater Process Technol*. 251:369–375. 2018.
- [48] Yuehui HE, Qiuhua R. *INVESTIGATION ON THE MORPHOLOGY OF MARTENSITE IN CARBON STEELS*. 1996.
- [49] Wang H bin, Wang F long, Shi G hao. *Effect of welding heat input on microstructure and impact toughness in CGHAZ of X100Q steel*. *Journal of Iron and Steel Research International*. 26(6):637–646. 2019.
- [50] Verma J, Taiwade RV, Khatirkar RK. *Microstructure, Mechanical and Intergranular Corrosion Behavior of Dissimilar DSS 2205 and ASS 316L Shielded Metal Arc Welds*. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 70(1):225–237. 2017.

- [51] Bodnar RL, Hansen SS. *Effects of Widmanst&tten Ferrite on the Mechanical Properties of a 0.2 Pct C-0.7 Pct Mn Steel*.
- [52] Gharibshahiyan E, Raouf AH, Parvin N. *The effect of microstructure on hardness and toughness of low carbon welded steel using inert gas welding*. **Mater Des**. 32(4):2042–2048. 2011.
- [53] Sengupta K, Kr Singh D, Mondal AK. *Analysis of mechanical property of electrically assisted friction stir welding to enhance the efficiency of joints*. **Mater Today Proc**. 38:2263–2270. 2021.
- [54] Maurya AK, Pandey C, Chhibber R. *Influence of heat input on weld integrity of weldments of two dissimilar steels*. **Materials and Manufacturing Processes**. 38(4):379–400. 2023.
- [55] Mohammed GR, Ishak M, Aqida SN. *Effects of Heat Input on Microstructure, Corrosion and Mechanical Characteristics of Welded Austenitic and Duplex Stainless Steels: A Review*. **Metals**. 7(2):39. 2017.

Leonardo Panadés Barrueta

Optimización de la unión disímil ASTM A516316L soldada con arco pulsado con el electrodo ER-2209.pdf

 Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo

Detalles del documento

Identificador de la entrega

trn:oid::3117:431864156

Fecha de entrega

19 feb 2025, 1:21 p.m. GMT-6

Fecha de descarga

19 feb 2025, 1:26 p.m. GMT-6

Nombre de archivo

Optimización de la unión disímil ASTM A516316L soldada con arco pulsado con el electrodo ER-22....pdf

Tamaño de archivo

5.5 MB

80 Páginas

20,052 Palabras

106,154 Caracteres

Formato de Declaración de Originalidad y Uso de Inteligencia Artificial

Coordinación General de Estudios de Posgrado
Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo



A quien corresponda,

Por este medio, quien abajo firma, bajo protesta de decir verdad, declara lo siguiente:

- Que presenta para revisión de originalidad el manuscrito cuyos detalles se especifican abajo.
- Que todas las fuentes consultadas para la elaboración del manuscrito están debidamente identificadas dentro del cuerpo del texto, e incluidas en la lista de referencias.
- Que, en caso de haber usado un sistema de inteligencia artificial, en cualquier etapa del desarrollo de su trabajo, lo ha especificado en la tabla que se encuentra en este documento.
- Que conoce la normativa de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, en particular los Incisos IX y XII del artículo 85, y los artículos 88 y 101 del Estatuto Universitario de la UMSNH, además del transitorio tercero del Reglamento General para los Estudios de Posgrado de la UMSNH.

Datos del manuscrito que se presenta a revisión		
Programa educativo	Maestría en Metalurgia y Ciencias de los Materiales	
Título del trabajo	Optimización de la unión disímil ASTM A516/316L soldada con arco pulsado con el electrodo ER-2209	
	Nombre	Correo electrónico
Autor/es	Leonardo Panadés Barrueta	2331209f@umich.mx
Director	Víctor Hugo López Morelos	vhlopez@umich.mx
Codirector	Teresita del Niño Jesús Sánchez Cruz	teresita.sanchez@umich.mx
Coordinador del programa	Tzarara López Luke	tzarara@umich.mx

Uso de Inteligencia Artificial		
Rubro	Uso (sí/no)	Descripción
Asistencia en la redacción	SI	Mejora de redacción de párrafos

Formato de Declaración de Originalidad y Uso de Inteligencia Artificial

Coordinación General de Estudios de Posgrado
Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo



Uso de Inteligencia Artificial		
Rubro	Uso (sí/no)	Descripción
Traducción al español	NO	Sin observaciones
Traducción a otra lengua	SI	Traducción del español al inglés
Revisión y corrección de estilo	NO	Sin observaciones
Análisis de datos	NO	Sin observaciones
Búsqueda y organización de información	SI	Búsqueda de ecuaciones y concepto
Formateo de las referencias bibliográficas	NO	Sin observaciones
Generación de contenido multimedia	NO	Sin observaciones
Otro	NO	Sin observaciones

Datos del solicitante		
Nombre y firma	Leonardo Panadés Barrueta	
Lugar y fecha	Morelia, Michoacán	19/02/2025