



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 UNION DISÍMIL ASTM A 516 Gr. 70/AISI 316L SOLDADA
CON ARCO PULSADO CON EL ELECTRODO ER-316L-Si.

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

I. C. ARTURO CHÁVEZ QUESADA

Director de tesis:

DR. VÍCTOR HUGO LÓPEZ MORELOS

(IIMM, UMSNH)

Codirector de tesis:

DR. ALBERTO RUIZ MARINES

(IIMM, UMSNH)

Morelia, Michoacán, agosto 2025.

CONTENIDO

CONTENIDO.....	1
RESUMEN.	8
ABSTRACT.....	9
1. CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN.....	10
1.1 Objetivos.....	11
1.1.1 Objetivo general	11
1.1.2 Objetivos específicos.....	11
1.2 Justificación.....	12
1.3 Hipótesis	12
1.4 Metas científicas.....	12
2 CAPÍTULO 2. REVISIÓN Y DISCUSIÓN DEL ESTADO DEL ARTE.	13
2.1 Soldadura disímil.....	13
2.2 Aceros inoxidables	13
2.3 Acero inoxidable austenítico (AIA)	14
2.4 Soldadura disímil con acero inoxidable austenítico 316L.....	15
2.5 Acero con bajo contenido de carbono	18
2.5.1 Diagrama Fe-C	19
2.5.2 Composición química de acero con bajo contenido en carbono	19
2.6 Materiales de aporte.....	22
2.7 Zona afectada térmicamente.....	22
2.8 Gases de protección	24
2.8.1 Gases de protección en AIA	24
2.8.2 Gases de protección en aceros al carbono	25
2.9 Metodología Taguchi.....	25

2.10	Análisis de varianza (ANOVA).....	28
3	CAPÍTULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL	29
3.1	Materiales	29
3.2	Proceso de soldadura	30
3.2.1	Diseño y preparación de la junta	30
3.2.2	Soldadura de la unión disímil	31
3.3	Caracterización micro y macroestructural	34
3.3.1	Caracterización por microscopía óptica	34
3.3.2	Cálculo del porcentaje de dilución	34
3.4	Caracterización mecánica	35
3.4.1	Ensayos de microdureza Vickers.....	36
3.4.2	Ensayos de tensión uniaxial.....	36
3.4.3	Ensayos de impacto Charpy.	38
3.5	Microscopía electrónica de barrido	41
3.6	Metodología Taguchi.....	41
3.6.1	Análisis de la relación S/N	42
3.6.2	Análisis de varianza (ANOVA).....	42
4	CAPÍTULO 4. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS	43
4.1	Caracterización microestructural de materiales base.....	43
4.2	Caracterización mecánica de los materiales base	44
4.2.1	Ensayos de tensión de metales base	44
4.2.2	Ensayos de microdureza de metales base	46
4.3	Aporte térmico.....	47
4.4	Caracterización macro y microscópica de las uniones soldadas	48
4.5	Perfiles de microdureza Vickers de la unión soldada en modo sinérgico	50

4.6	Diseño experimental de Taguchi arreglo ortogonal L_9	51
4.7	Cálculos de aporte térmico de las uniones soldadas de la matriz experimental L_9	52
4.8	Macrografías de los perfiles de la unión soldada	53
4.9	Análisis de resultados del porcentaje de dilución, tamaño de la ZAT y medición de martensita.....	54
4.10	ANOVA de la matriz ortogonal L_9	55
4.11	Análisis de la relación señal ruido (S/N)	56
4.12	Predicción de resultados	58
4.13	Caracterización de señales.....	58
4.14	Macrografías de las uniones soldadas	59
4.15	Perfiles de microdureza de la unión soldada	61
4.16	Ensayos de tensión uniaxial de la unión soldada.....	64
4.17	Resistencia al impacto	70
5	CONCLUSIONES	77

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1	Diagrama de fase ternario Fe-Ni-Cr, corte horizontal a una temperatura de 650°C [10].	14
Figura 2.2	Micrografía de microscopio óptico en donde; a) zona fundida de acero inoxidable 316L a magnificación 800x, y b) zona fundida de acero inoxidable 316L mostrando la formación de la fase ferrita delta [20].....	16
Figura 2.3	Imagen metalográfica por medio de microscopio óptico; a) imagen macro de la unión disímil y b) imagen en microscopio óptico de la capa de enmantequillado ERNiCrMo-3 [4].	16
Figura 2.4	Macrografías de sección transversal diferentes de la unión disímil 316L/2205 [9]. ..	17
Figura 2.5	Sección transversal de la soldadura disímil acero dúplex 2205/acero al carbono [21].	17
Figura 2.6	Perfil de sección transversal de revestimiento posterior al ataque químico con ácido oxálico [22].....	18

Figura 2.7 Diagrama de fases binario Fe-C [25].	19
Figura 2.8 Fotografía de las probetas fracturadas de metales base y juntas soldadas [6].	20
Figura 2.9 a) Imagen microscópica típica de la estructura granular de aceros de bajo carbono, y b) imagen de EBSD mostrando granos equiaxiales de ferrita [23].	21
Figura 2.10 Diagramas de curvas esfuerzo-deformación de las siete probetas; a) incremento de carbono y b) cálculos empíricos [26].	22
Figura 2.11 Transformaciones microestructurales de la ZAT en una unión soldada [29].	23
Figura 2.12 Proceso metodológico de Taguchi [9].	26
Figura 3.1 Diseño y dimensiones de la junta disímil con preparación en simple “V”.	31
Figura 3.2 Programa para adquirir y caracterizar la señal proveniente del sensor de efecto Hall [36].	32
Figura 3.3 Fuente de soldadura OTC.	33
Figura 3.4 Dimensiones de las probetas utilizadas para preparación metalográfica.	34
Figura 3.5 Esquema representativo para tomar áreas en el cálculo del porcentaje de dilución [9].	35
Figura 3.6 Seccionamiento de la junta soldada.	35
Figura 3.7 Sección transversal de la soldadura disímil indicando los niveles en los cuales se realizaron los perfiles de microdureza Vickers [37-39].	36
Figura 3.8 Geometría de las probetas para ensayo de tensión uniaxial con base en la norma ASTM E8/E8M-16a [39, 40].	37
Figura 3.9 Probetas para ensayos de tensión uniaxial de la unión disímil ASTM A516 Gr. 70 / AISI 316L.	37
Figura 3.10 Geometría y dimensiones de las probetas para los ensayos de impacto Charpy [42].	38
Figura 3.11 a) Probetas planas de la unión disímil previas a ensayo de impacto Charpy y b) ubicación de la muesca en simple “V” de las uniones disímiles y metales base.	40
Figura 3.12 Esquema representativo de las muescas en las probetas para ensayo de impacto Charpy; a) unión soldada y b) metales base.	40
Figura 4.1 Microestructura de metales base AISI 316L y ASTM A516 Gr. 70; a) y c) son imágenes de microscopía óptica, b) y d) imágenes de microscopía electrónica de barrido.	44

Figura 4.2 Gráficas esfuerzo–deformación de ingeniería de los metales en condición de recepción; a) acero AISI 316L y b) acero ASTM A516 Gr.70.	45
Figura 4.3 Señal filtrada de corriente vs. tiempo obtenida durante la soldadura en modo sinérgico.	47
Figura 4.4 Macrografía de la unión disímil obtenida en el modo sinérgico.	48
Figura 4.5 Micrografías de la unión soldada en el modo sinérgico; a) y c) interfase entre el acero AISI 316L y el metal de soldadura (MS), b) y d) interfase entre el acero ASTM A516 y el metal de soldadura (MS), A) indica la penetración del MS en los límites de grano del acero al carbono. .	49
Figura 4.6 Perfiles de microdureza Vickers de la unión disímil AISI 316L/ASTM A516 Gr. en modo sinérgico.	50
Figura 4.7 Macrografías de las uniones soldadas que se realizaron de acuerdo al arreglo ortogonal L ₉ de la metodología Taguchi.	53
Figura 4.8 Efectos principales en la relación señal ruido (S/N) para el porcentaje de dilución hacia el acero al carbono ASTM A516 Gr. 70.	57
Figura 4.9 Efectos principales en la relación señal ruido (S/N) para el contenido de martensita.	57
Figura 4.10 Caracterización de señales de corriente de las tres condiciones de soldadura.	59
Figura 4.11 Macrografías de las uniones soldadas; a) modo sinérgico, c) experimento #2 de la matriz ortogonal L ₉ , e) parámetros óptimos, b), d) y f) son las delimitaciones de las soldaduras para cálculo de porcentaje de dilución, tamaño de la ZAT y el contenido de martensita.	60
Figura 4.12 Perfiles de microdureza de la unión disímil ASTM A516 Gr. 70 – AISI 316L en modo sinérgico.	62
Figura 4.13 Perfiles de microdureza la unión disímil ASTM A516 Gr. 70 – AISI 316L del experimento #2.	63
Figura 4.14 Perfiles de microdureza de la unión disímil optimizada.	64
Figura 4.15 Probetas de tensión con la fractura hacia el acero al carbono ASTM A516 Gr. 70.	65
Figura 4.16 Gráficas de ajuste al modelo de Hollomon para a) 316L, b) ASTM A516 Gr. 70, c) unión sinérgica, d) experimento #2 y e) unión optimizada.	68
Figura 4.17 Comparación de resultados experimentales y modelado usando la ecuación de Hollomon y sus respectivas constantes en curvas $\sigma_v - \epsilon$ experimentales a) 316L, b) ASTM A516 Gr. 70, c) unión optimizada.	69

Figura 4.18 Curvas fuerza–desplazamiento del ensayo de impacto Charpy del acero al carbono A516 Gr. 70; a) perfil general de las muestras ensayadas, b) perfil promedio del ASTM A516, curvas fuerza–desplazamiento del acero AISI 316L c) perfil general de las muestras ensayadas y d) perfil promedio del AISI 316L.....	71
Figura 4.19 Curvas fuerza–desplazamiento del ensayo de impacto Charpy; a) perfil general de la condición sinérgico, b) perfil promedio del modo sinérgico, c) perfil general del experimento #2, d) perfil promedio del experimento #2, e) perfil general de los parámetros óptimos y f) perfil promedio de los parámetros óptimos.....	72
Figura 4.20 Curvas características fuerza - desplazamiento y su clasificación [71].	73

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 2.1 Composición química de muestras experimentales con distinto porcentaje de carbono [26]	21
Tabla 2.2 Características del gas de protección de soldadura [30]......	24
Tabla 3.1 Composición química de materiales base y material de aporte (% peso).	30
Tabla 3.2 Parámetros de la soldadura.	31
Tabla 3.3 Especificaciones de fuente de soldadura.	33
Tabla 3.4 Dimensiones de las probetas para ensayos de impacto Charpy.....	39
Tabla 3.5 Factores para la soldadura y niveles.	41
Tabla 3.6 Matriz de arreglo ortogonal L ⁹	42
Tabla 4.1 Resultados de tensión de metales base acero ASTM A 516 Gr. 70 y el acero inoxidable AISI 316L.	45
Tabla 4.2 Valores de microdureza en los metales base del acero al carbono ASTM A516 G.70 y el acero inoxidable AISI 316L.	46
Tabla 4.3 Resultados del cálculo de aporte térmico de la unión soldada en el modo sinérgico... ..	48
Tabla 4.4 Condiciones de soldadura para los distintos niveles.	51
Tabla 4.5 Datos experimentales de la matriz de arreglo ortogonal L ⁹ de la metodología Taguchi.	52
Tabla 4.6 Cálculo de aporte térmico de la matriz de diseño ortogonal L ⁹	52
Tabla 4.7 Resultados del porcentaje de dilución, tamaño de la ZAT y cantidad de martensita. ..	54
Tabla 4.8 Respuestas del análisis de varianza (ANOVA).	56

Tabla 4.9 Resultados de la predicción del porcentaje de dilución hacia el acero al carbono.	58
Tabla 4.10 Parámetros óptimos de respuesta para soldar.	58
Tabla 4.11 Resultados de porcentaje de dilución, tamaño de ZAT, contenido de martensita y aporte térmico medidos en las distintas condiciones de las uniones disímiles AISI 316L/ASTM A516 Gr. 70.	61
Tabla 4.12 Resultados promedio de los ensayos de tensión uniaxial de las gráficas esfuerzo–deformación de la unión soldada ASTM A 516 Gr. 70 – AISI 316L (IIMM).	65
Tabla 4.13 Valores promedios de fuerza, fuerza máxima y esfuerzo de cedencia dinámico del ensayo de resistencia al impacto Charpy.	74
Tabla 4.14 Energía absorbida en pruebas de impacto Charpy de los metales base y las uniones soldadas.	75

RESUMEN

La soldadura de materiales disímiles es una práctica de uso común para economizar al ajustar etapas de transición de requerimientos de componentes en operación. La soldadura disímil entre el acero al carbono ASTM A516 Gr. 70 y el acero inoxidable austenítico AISI 316L representa un reto por la diferencia de propiedades fisicoquímicas las cuales afectan la microestructura y en consecuencia el rendimiento mecánico de la unión soldada. En el presente proyecto de investigación se realizó una unión disímil entre un acero ASTM A516 Gr.70 y un AISI 316L mediante el proceso de soldadura GMAW con arco pulsado con un electrodo ER-316L-Si, para lograr la disminución de bandas de martensita que generan deficiencia mecánica. El proceso se realizó mediante un diseño de experimentos (DOE por sus siglas en inglés) con un arreglo ortogonal L_9 de la metodología Taguchi y la validación de datos por medio de un análisis de varianza (ANOVA por sus siglas en inglés). La soldadura se realizó en una fuente OTC Daihen WelBee DP-400. Se realizó la caracterización microestructural y mecánica de la unión soldada en modo sinérgico, experimento #2, siendo éste el que presentó una mayor formación de banda de martensita en la interfase del metal de soldadura y el metal base, así como la junta optimizada.

Se determinaron parámetros óptimos de soldadura: corriente pico ($I_p = 415$ A), corriente de fondo ($I_b = 107$ A) y tiempo de pulso ($t_p = 0.76$ s), utilizando el criterio “menor es mejor”. Estos parámetros influyeron en la zona afectada térmicamente (ZAT), con contribuciones de 37.87% (I_p), 22.10% (I_b) y 39.40% (t_p). La soldadura optimizada mejoró la resistencia a la tensión en un 3% en esfuerzo último de 591 a 597 MPa, con respecto al material base del acero al carbono ASTM A516 Gr. 70, la ductilidad mejoró en promedio 11.81% y se redujo en gran medida la presencia de martensita (95.54% con respecto al modo sinérgico y 99.13% al experimento #2). La resistencia al impacto Charpy aumentó en un 48.42% con respecto al acero al carbono ASTM A516 Gr.70. Estos resultados se obtuvieron controlando el aporte térmico hacia la soldadura, lo cual nos brindó una buena eficiencia mecánica de la unión disímil.

Palabras clave: *soldadura, disímil, Taguchi, acero, parámetros.*

ABSTRACT

Welding dissimilar materials is a common practice used to save money by adjusting transition stages of component requirements in operation. Welding dissimilar materials such as ASTM A516 Gr. 70 carbon steel and AISI 316L austenitic stainless steel is challenging due to differences in physical and chemical properties that affect the microstructure and, consequently, the mechanical performance of the welded joint. In this research project, a dissimilar joint was made between ASTM A516 Gr.70 steel and AISI 316L using the GMAW pulsed arc welding process with an ER-316L-Si electrode to reduce martensite bands that cause mechanical deficiencies. The process was carried out using a design of experiments (DOE) with an L_9 orthogonal array of the Taguchi methodology and data validation by means of an analysis of variance (ANOVA). The welding was performed on an OTC Daihen WelBee DP-400 power source. The microstructural and mechanical characterization of the welded joint was performed in synergic mode, experiment #2, which presented the greatest formation of martensite bands at the interface between the weld metal and the base metal, as well as the optimized joint.

Optimal welding parameters were determined: peak current ($I_p = 415$ A), background current ($I_b = 107$ A), and pulse time ($t_p = 0.76$ s), using the “lower is better” criterion. These parameters influenced the HAZ, with contributions of 37.87% (I_p), 22.10% (I_b), and 39.40% (t_p). The optimized welding improved tensile strength by 3% in ultimate stress from 591 to 597 MPa, compared to the base material of ASTM A516 Gr. 70 carbon steel base material, ductility improved by an average of 11.81%, and the presence of martensite was greatly reduced (95.54% compared to the synergistic mode and 99.13% compared to experiment #2). The Charpy impact mechanical efficiency increased by 48.42% compared to ASTM A516 Gr. 70 carbon steel. These results were obtained by controlling the heat input to the weld, which gave us good mechanical efficiency of the dissimilar joint.

Keywords: *welding, dissimilar, Taguchi, steel, parameters.*

CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN

A través de los años la implementación de uniones disímiles han ido tomando mayor importancia en primer término con la finalidad de economizar las etapas de transición de requerimiento de componentes en operación, por ejemplo, en intercambiadores de calor [1, 2]. En el mismo contexto, la flexibilidad de las uniones disímiles se justifica en procesos más demandantes como en plantas geotérmicas o en sistemas de extracción, conducción y procesamiento de hidrocarburos [3].

En particular, la soldadura disímil entre aceros al carbono y aceros inoxidable representa un reto metalúrgico interesante debido, en principio, a las diferencias de las propiedades físico-químicas entre estas aleaciones, por ejemplo, el coeficiente de expansión térmica (CET), rangos de temperaturas de fusión/solidificación, soldabilidad y compatibilidad con el material de relleno. Estos aspectos conducen a interacciones metalúrgicas que afectan drásticamente la microestructura de manera adversa. Es común e indeseable que estas interacciones metalúrgicas den lugar a zonas de alta dureza debido a la formación de estructuras aciculares; por ejemplo, martensita, la cual posee una dureza mucho mayor a los metales base [5]. Típicamente, en la unión entre aceros al carbono y aceros inoxidable se han utilizado materiales de aporte de aceros inoxidable 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 [6]. Además, la matriz austenítica del Ni tiene baja difusividad del carbono lo que previene interacciones metalúrgicas indeseables [7].

El desarrollo e implementación comercial del modo de transferencia de metal fundido con la pulsación del arco eléctrico durante la soldadura, abrió un abanico de posibilidades a través de los parámetros operativos que rigen el comportamiento de los pulsos de arco. Esta bondad flexibiliza el control del aporte térmico en una junta soldada mediante el cuidado de parámetros de soldadura como pueden ser el nivel de corriente, los tiempos de permanencia en los pulsos y, en consecuencia, esto repercute en la calidad y el rendimiento de la junta soldada.

Mediante el diseño de experimentos, la metodología Taguchi y el análisis de varianza, se tiene a la mano aplicaciones estadísticas que se pueden utilizar en los procesos de soldadura para predecir y establecer mediante parámetros óptimos que influencia tiene cada uno al momento de realizar una soldadura. En este escenario, la presente propuesta contempla la optimización de la unión disímil ASTM A 516/316L soldada con arco pulsado con el electrodo ER-316L-Si con la finalidad de eliminar o al menos minimizar la presencia indeseable de la martensita en el metal de soldadura. La aleación ASTM A 516 tiene composición química, microestructura y resistencia mecánica similares a la de los aceros API X65 y X70, por lo que la metodología desarrollada en este proyecto, se podrán implementar en uniones disímiles de aceros inoxidable austeníticos con aceros API.

1.1 Objetivos

1.1.1 *Objetivo general*

Minimizar o evitar interacciones metalúrgicas (formación de martensita en zonas de fusión con metal base) que genera problemática, como cambios en las propiedades mecánicas afectando el rendimiento de esta unión disímil. Para esto, se tiene como objetivo establecer los parámetros óptimos para la unión de placas ASTM A 516/316L mediante el proceso de soldadura GMAW por modo de transferencia pulsado con el electrodo ER-316L-Si.

1.1.2 *Objetivos específicos*

- Obtener una soldadura disímil ASTM A 516/316L en modo sinérgico con utilizando una fuente de soldadura OTC Daihen model WelBee DP-400, y caracterizarla macro y microestructuralmente.
- Elaborar un diseño de experimentos por arreglo ortogonal L_9 con la metodología Taguchi, tomando como base los parámetros del modo sinérgico de la planta de soldadura para optimizar la unión disímil. Así mismo, realizar un análisis ANOVA para determinar la contribución de cada uno de los factores y posteriormente realizar réplicas para validar la predicción de la metodología Taguchi.
- Determinar la variación de la microdureza en la sección transversal de la soldadura de referencia.
- Determinar las propiedades mecánicas de la unión disímil fabricada después del proceso de optimización.

1.2 Justificación

La optimización de la unión disímil ASTM A516 Gr. 70 y un acero inoxidable AISI 316L mediante una soldadura con arco pulsado y un electro ER-316L-Si ha generado relevancia en la investigación de las ciencias de los materiales y la industria metalúrgica. Este tipo de uniones disímiles se encuentra principalmente en aplicaciones de plantas geotérmicas como intercambiadores de calor y sistemas de conducción de hidrocarburos. Estas uniones generan grandes desafíos metalúrgicos como: las distintas composiciones fisicoquímicas de los materiales, la extensión de la zona afectada térmicamente (ZAT) por el calor hacia el acero al carbono ASTM A516 G. 70 y la formación de fases de alto grado de dureza como la martensita que se forma por un descenso rápido en la temperatura de solidificación, lo que ocasiona una disminución en las propiedades mecánicas, presencia de microgrietas en la interfase con el material antes mencionado. Ante este panorama, la presente investigación se centra en disminuir la ZAT y la formación de martensita en la interfase entre el acero al carbono ASTM A516 Gr. 70 y el electro ER-316L-Si.

El objetivo principal se encuentra centrado en el uso del proceso de soldadura con arco pulsado con un electro ER-316L-Si y la aplicación de la metodología Taguchi a fin de lograr la obtención de los parámetros óptimos de soldadura para esta unión disímil. Los resultados obtenidos están centrados en la mejora de calidad y resistencia de la unión disímil, asegurando la integridad de la unión disímil, la durabilidad, fiabilidad del proceso y alcanzar eficiencias mecánicas con respecto aceptables con respecto a las normas.

1.3 Hipótesis

A través de un diseño de experimentos usando las metodologías de Taguchi y ANOVA para optimizar los parámetros de soldadura de arco pulsado se espera minimizar la formación de la fase martensita en el metal de soldadura. La cual es causada por dilución que ocurre entre el metal de soldadura y los metales base.

1.4 Metas científicas

- Disminuir o suprimir la formación de martensita al 100%.
- Valorar la tenacidad en la interfase, tomando de referencia los valores de los materiales base, obtener mínimo un 90%.

- Obtener una resistencia mecánica a la tensión en la junta soldada superior al 95% respecto al metal base.

CAPÍTULO 2. REVISIÓN Y DISCUSIÓN DEL ESTADO DEL ARTE

Una de las principales problemáticas en el área industrial de la soldadura es la unión de dos materiales con propiedades fisicoquímicas y mecánicas diferentes. A lo largo de los años se han realizado trabajos de uniones disímiles, por ejemplo, los aceros al carbono y aceros inoxidable que, a pesar de sus diferencias metalúrgicas, también se considera la elección de un material de aporte adecuado para los metales base, que sea compatible químicamente y en su metalurgia. Además, que beneficie a las propiedades mecánicas tanto de la soldadura y los materiales a soldar. Otro aspecto a considerar es su disponibilidad en el mercado sin elevar los costos en el proceso de fabricación, y no menos importante qué tipo de gases de protección se usarán. Todos estos aspectos pueden alterar de manera significativa los resultados que se pretenden obtener al final de la experimentación, además de la introducción de los parámetros adecuados para fabricar una soldadura idónea que cumpla con los requerimientos marcados por normas.

2.1 Soldadura disímil

Una soldadura disímil se refiere a la unión de dos materiales de características y propiedades distintas (composición química, propiedades mecánicas, propiedades estructurales, entre otras), para poder llevar a cabo una soldadura disímil de manera exitosa se tiene que considerar los siguientes factores: tipo de proceso (P-GMAW, GMAW, FCAW, entre otros) [2-5], parámetros de soldadura y el material de relleno o aporte que sea compatible con la composición química de ambos materiales base a soldar [6]. La soldadura disímil de aleaciones se ha ido incorporando cada vez más en sectores industriales dedicados a la generación de energía como: energía nuclear, termoeléctrica, geotérmica, en la industria petroquímica. Su uso en tuberías de alta presión y componentes ha ido en aumento [4, 7-9].

2.2 Aceros inoxidables

Los aceros inoxidables se conforman de tres grupos principales los cuales son: ferrítico, martensítico y austenítico [10], cada uno nombrado por su componente dominante en la

microestructura de la aleación. Esta última es dominada por las cantidades de cromo y níquel, mientras el Cr estabiliza la fase δ , el Ni por su parte estabiliza la fase γ . Los demás elementos presentes en la aleación también intervienen en la modificación del equilibrio en las fases δ y γ [11].

2.3 Acero inoxidable austenítico (AIA)

Se define como acero inoxidable austenítico, a aquella aleación en la cual se encuentra la presencia de níquel y de cromo, por ejemplo, en los tipos familiares 18% Cr, 8% Ni. El componente níquel tiene la cualidad de ampliar el campo de formación en la austenita a tal grado de mantenerla estable a temperatura ambiente [10]. Tomando como referencia el diagrama ternario Fe-Ni-Cr en un corte horizontal a una temperatura de 650°C como se muestra en la Figura 2.1, esto con finalidad de evitar complicación en la transformación de la austenita en los aceros de baja aleación.

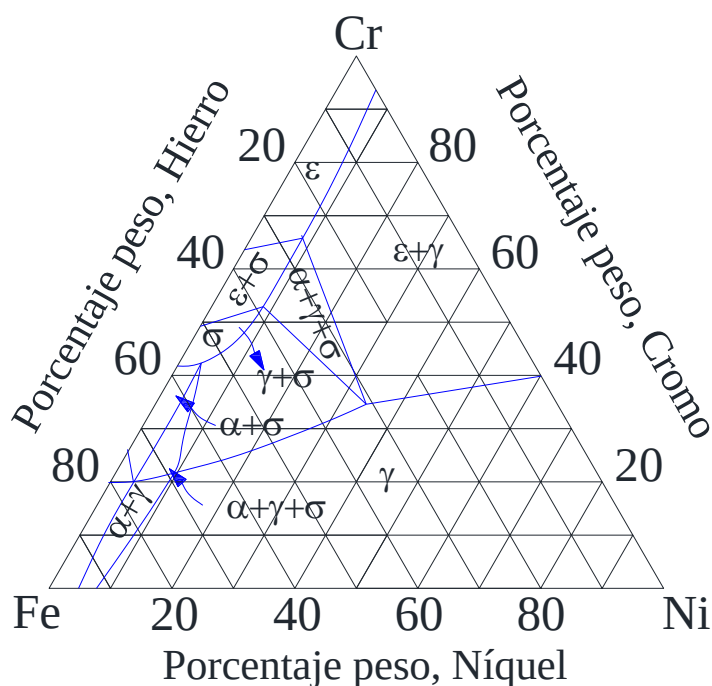


Figura 2.1 Diagrama de fase ternario Fe-Ni-Cr, corte horizontal a una temperatura de 650°C [10].

Los AIA pueden contener elementos como Mn, C, Cu, N, Co, V, W, Ti, Nb Al, Mo y Si. Estos elementos afectan de manera significativa el proceso de solidificación [11]. Además de su composición química, la microestructura una vez solidificada dependerá de la naturaleza de los parámetros utilizados en el proceso de soldadura, considerando la velocidad de enfriamiento, la

velocidad de solidificación y los gradientes térmicos [11]. El diagrama de fase ternario Fe-Ni-Cr es la base de cualquier discusión sobre estas aleaciones [10, 11].

2.4 Soldadura disímil con acero inoxidable austenítico 316L

Una de las ventajas más notorias en el uso de aceros inoxidables con bajo porcentaje en el contenido de carbono como es el AIA 316L, es la probabilidad de que se extienda el proceso de la formación de precipitación de carburos de cromo durante la solidificación de la soldadura y no ocurra. No obstante, esto no indica que no ocurrirá una sensibilización a largo plazo dentro de un rango de temperaturas críticas entre los 500-800°C [12]. Aún con la disminución en el contenido de carbono, cuando un AIA 316L es expuesto a temperaturas muy altas es susceptible a presentar distintos problemas metalúrgicos (la precipitación de fases perjudiciales). Además, una entrada excesiva de calor durante el proceso de la soldadura por fusión por arco hace que se incremente el tiempo de permanencia de la zona afectada térmicamente (ZAT) a altas temperaturas (>500°C) lo cual aumenta la posibilidad de precipitar fase intermetálicas σ , α , γ y η , junto con carburos tipo $M_{23}C_6$ [13-15]. En la literatura [9, 16-18], está reportado que los AIA abordan entre el 60% y 75% del uso total de los aceros inoxidables, esto debido a sus excelentes propiedades mecánicas, altos niveles de fabricación, resistencia a la corrosión y disponibilidad en el mercado. La mayoría de las aplicaciones que tienen los AIA es en construcciones soldadas y por lo tanto requiere de un amplio entendimiento de las propiedades mecánicas ya que la mayoría de las fracturas que ocurren en los materiales soldados son por fatiga debido a las tensiones residuales y difusión en el metal soldado.

Este tipo de grietas son el resultado de la solidificación del metal de soldadura (MS), enfriado a temperatura ambiente y produciendo esfuerzos residuales de tensión, mientras que en el metal base (MB) se generan esfuerzos residuales de compresión [16]. De esta manera, un proceso de soldadura por fusión de arco altera de manera significativa las características de fisuras por fatiga en una junta soldada como resultado de los esfuerzos residuales generados [16].

De acuerdo con Pichardo y col. [19], los aceros inoxidables 316L son una variación de los aceros inoxidables 316, en donde la “L” dentro de su nomenclatura indica que este tipo de acero es bajo en el contenido de carbono con un valor por debajo del 0.03% en peso, lo cual tiende a minimizar la producción de carburos que sean perjudiciales dentro de la zona afectada térmicamente (ZAT) durante el proceso de la soldadura, convirtiendo este tipo de acero en una opción óptima en uniones disímiles. Por otra parte, Pires y col. [20] aplicaron un revestimiento de acero inoxidable 316L sobre láminas de acero al carbono, por medio del proceso de soldadura de

arco sumergido (SAW), obteniendo como resultado valores de resistencia a la tensión y dureza Vickers elevados, lo cual es de gran importancia debido a que se puede utilizar en entornos corrosivos, esto a causa de no obtener la presencia de martensita. En la Figura 2.2 se muestra una micrografía del acero 316L.

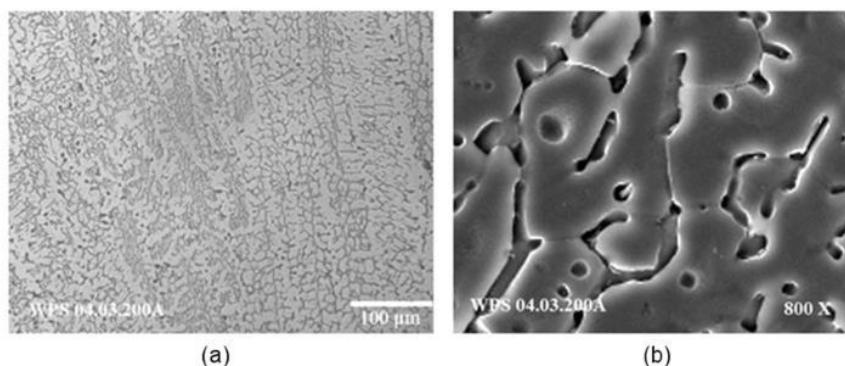


Figura 2.2 Micrografía de microscopio óptico en donde; a) zona fundida de acero inoxidable 316L a magnificación 800x, y b) zona fundida de acero inoxidable 316L mostrando la formación de la fase ferrita delta [20].

Hongliang y col. [4] realizaron un estudio en una soldadura disímil 16Mn/304L bajo el agua asistidas por una capa de enmantequillado previa, la cual sirvió para eliminar la formación de martensita endurecida en la ZAT del lado 16Mn y así reducir la concentración de tensiones en el límite de fusión produciendo un beneficio en el crecimiento de granos y mejorando la tenacidad al impacto, la ZAT mejoró con la contribución del enmantequillado. En la Figura 2.3 se muestran imágenes metalográficas de la unión disímil 16Mn/304L y la línea de fusión con la capa de mantequilla ERNiCrMo-3.

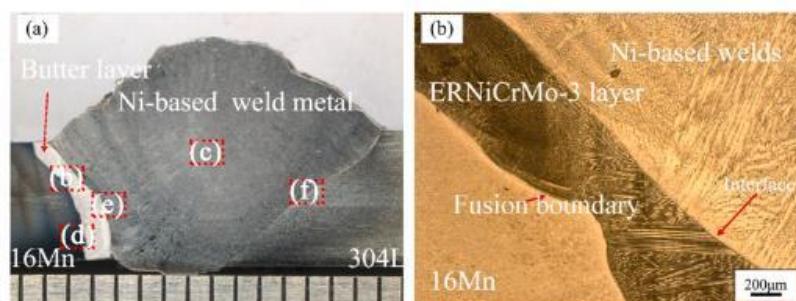


Figura 2.3 Imagen metalográfica por medio de microscopio óptico; a) imagen macro de la unión disímil y b) imagen en microscopio óptico de la capa de enmantequillado ERNiCrMo-3 [4].

Sánchez y col. [9] trabajaron una unión disímil de acero 316L/2205 por medio del proceso de soldadura por arco metálico pulsado y protección gaseosa (GMAW-P), en el cual al realizar el

estudio de los parámetros de la soldadura usando la metodología Taguchi y análisis de varianza (ANOVA), optimizaron las características macro y micro estructurales de la unión disímil, demostrando que la corriente de pico y voltaje disminuyen el porcentaje de dilución. La corriente de pico, corriente de fondo y tiempo de pulso, minimizan la zona afectada térmicamente y el tamaño de grano en la ferrita. Dejando en claro que la ferrita varía con los parámetros óptimos de soldadura. En la Figura 2.4 se puede observar la simetría del cordón de la soldadura variando los parámetros por metodología Taguchi, donde también se puede apreciar la extensión de la ZAT y la fusión del cordón de soldadura con los metales base.

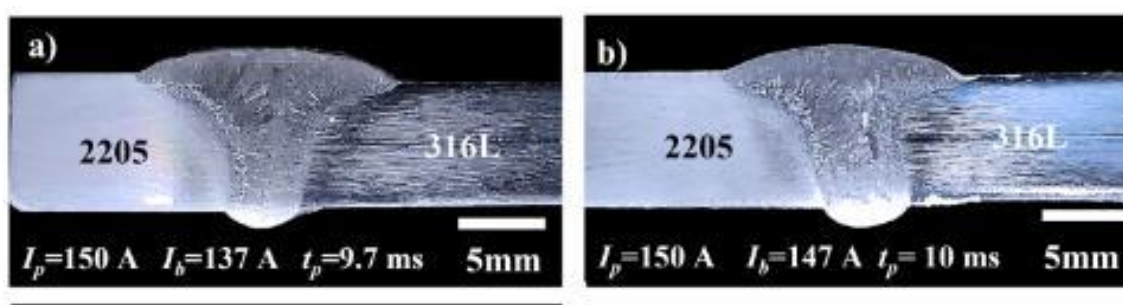


Figura 2.4 Macrográficas de sección transversal diferentes de la unión disímil 316L/2205 [9].

Otro caso de estudio fue reportado por Corleto y col. [21], analizaron una fractura en un intercambiador de calor unido disímilmente por acero dúplex 2205 en placa tubular y un recubrimiento de acero al carbono, donde al ser expuestos a la presión de ácido sulfhídrico (H_2S) produjo esfuerzos en el ducto, elevando el nivel de dureza en la soldadura, lo cual perjudicó la línea de fusión hacia el lado del acero al carbono reduciendo su resistencia. En la Figura 2.5 que presenta la sección transversal de la soldadura disímil, se observa la fractura provocada por el (H_2S) sobre la línea de fusión con el acero al carbono, partiendo del diámetro interno hacia el externo.

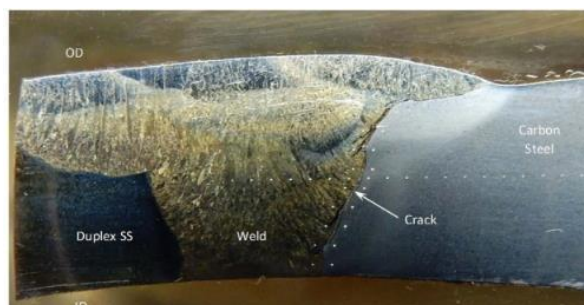


Figura 2.5 Sección transversal de la soldadura disímil acero dúplex 2205/acero al carbono [21].

Matias y col. [22] realizaron una soldadura disímil teniendo como placa base un acero al carbono ASTM A516 Gr. 70 y un revestimiento con acero AISI 904L con diferentes niveles de aporte de calor, en donde la primera capa siendo la que está en contacto con la placa base tuvo el menor aporte térmico hacia la pieza e incrementándola hacia la última. Con este revestimiento de soldadura lograron corroborar que la zona afectada térmicamente disminuye hacia el metal base y por consecuencia disminuye el porcentaje de dilución entre el metal de soldadura y la placa de acero al carbono ASTM A516 Gr. 70. Además, concluyen que teniendo un control adecuado en el porcentaje de dilución se pueden mejorar las propiedades mecánicas en la resistencia a la corrosión entre aceros al carbono y acero austeníticos.

En la Figura 2.6 se muestra una macrografía detallada del perfil de la soldadura después de una preparación metalográfica adecuada, para llevar a cabo la revelación de los cordones de soldadura por medio de un ataque químico con ácido oxálico a una concentración del 10%, donde se muestra la posición de cada uno de los cordones de soldadura. La imagen resultante muestra que no hay evidencia de agrietamiento o desprendimiento de cordones de la soldadura, siendo una opción viable en uniones disímiles.

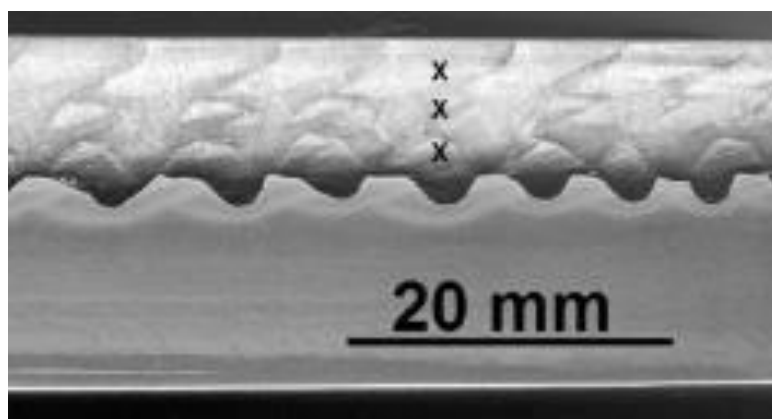


Figura 2.6 Perfil de sección transversal de revestimiento posterior al ataque químico con ácido oxálico [22].

2.5 Acero con bajo contenido de carbono

Un acero de bajo contenido de carbono es aquel que tiene un contenido menor al 0.25% en peso de carbono, los cuales presentan como características principales una buena soldabilidad, ya que pueden usarse diversos procesos de soldadura disponibles [23, 24], tomando en consideración

la microestructura y propiedades mecánicas de este tipo de acero. En esta investigación se hará uso de un acero ASTM A 516 Gr 70.

2.5.1 Diagrama Fe-C

En la Figura 2.7 se muestra el diagrama de fases binario de la aleación Fe-C, en el cual se muestra gráficamente el comportamiento que va teniendo cada una de las fases en base a las composiciones y temperaturas en las que se estén trabajando.

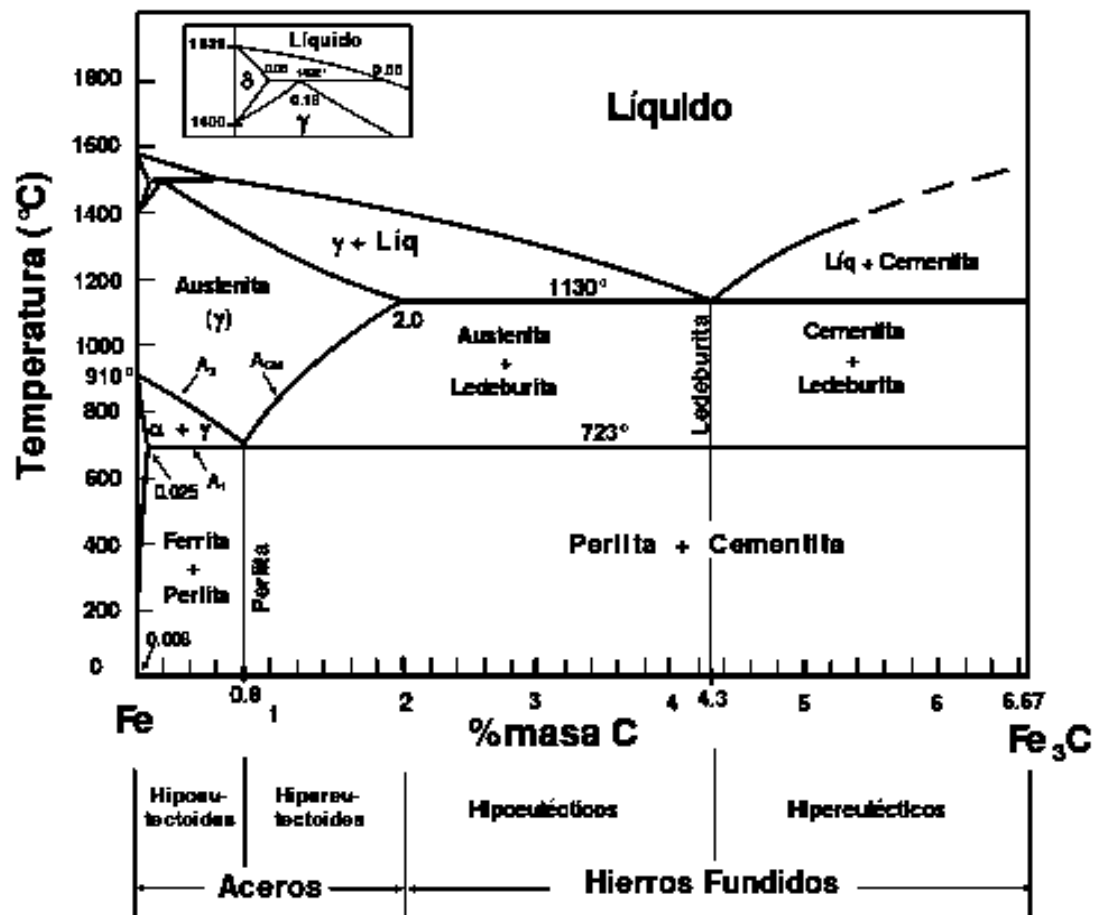


Figura 2.7 Diagrama de fases binario Fe-C [25].

2.5.2 Composición química de acero con bajo contenido en carbono

La composición química de un acero de bajo carbono se constituye de un rango <0.5% a 1.0% en peso [10]. El diagrama Fe-C es esencial para que se puedan comprender diferencias básicas en cuestiones metalúrgicas entre aleaciones de hierro y el control de sus propiedades físicoquímicas. [10]. En términos generales el acero al carbono se define como una aleación de hierro y carbono,

y es en este material en el cual se centra la investigación realizada por Bahador y col. [6], en la cual comprobaron los efectos de los materiales de soldadura en uniones disímiles de acero al carbono ASTM A516 Gr. 70 y un acero inoxidable austenítico AISI 316L haciendo uso de tres distintos metales de soldadura: 80S-Ni, Inconel 625 y 309L, en donde encontraron que las fallas que se producen en las probetas al someterlas a ensayos de tensión son de comportamiento dúctil en forma de “copa – cono” hacia el lado del acero al carbono. Así mismo, los autores hacen mención a que los resultados de tensión de las juntas soldadas son mayores que los del acero al carbono en material base, pero menores que los del acero inoxidable AISI 316L.

En la Figura 2.8 se muestra la fractura que presentaron sus probetas en las uniones disímiles con tres distintos materiales de soldadura.



Figura 2.8 Fotografía de las probetas fracturadas de metales base y juntas soldadas [6].

Boumerzoug y col. [23] realizaron estudios en un acero de bajo contenido de carbono (0.19 % peso C), donde caracterizaron los metales base, en la Figura 2.9a) se muestra una imagen obtenida mediante microscopía óptica en la cual la microestructura compuesta por ferrita y pequeñas regiones de perlita ($\alpha - \text{Fe} + \text{Fe}_3\text{C}$) en la periferia y esquinas de los límites de grano. La Figura 2.9b) se muestra una imagen de difracción de electrones retrodispersados (EBSD, por sus siglas en inglés) la cual revela granos de ferrita equiaxiales y la orientación de los planos preferenciales.

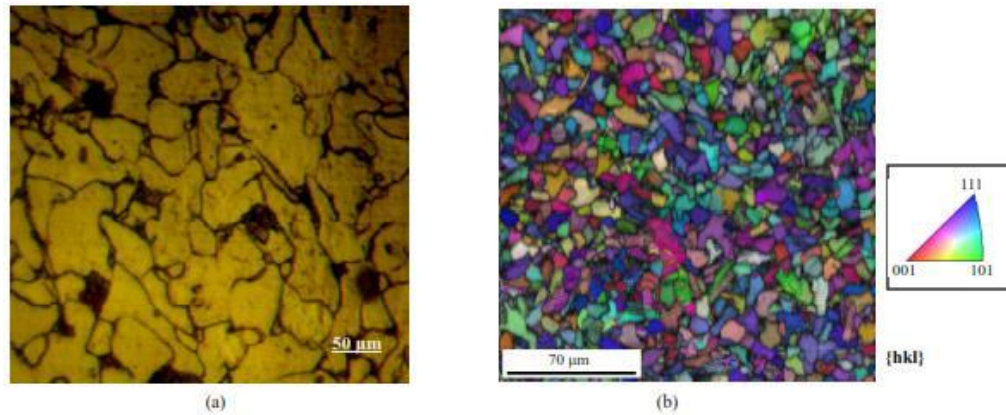


Figura 2.9 a) Imagen microscópica típica de la estructura granular de aceros de bajo carbono, y b) imagen de EBSD mostrando granos equiaxiales de ferrita [23].

En la literatura [26] toman como referencia las propiedades mecánicas de tensión a altas velocidades de deformación el cual hace simulación a un choque de automóvil, considerando que el contenido de carbono en su metodología experimental variaba entre 0.14% - 0.54% peso C. También tomaron en cuenta el contenido de Mn, debido a que tuvo influencia al momento de graficar las velocidades de deformación en cada una de las curvas. En la Tabla 2.1 se muestra la composición química de cada una de las muestras realizadas.

Tabla 2.1 Composición química de muestras experimentales con distinto porcentaje de carbono [26]

Número de acero	Contenido (% peso C)	Proceso fabricación	Esf. Tensión $\text{psi} \times 10^3$	Lím. Elástico $\text{psi} \times 10^3$	Elongación (%)	Dureza HV	Usos típicos
Lingote acero	0.02	Recocido	42	19	48	69	Tuberías y Arquitectura
		Laminado en caliente	44	23	47	83	
		Laminado en frío	73	69	12	142	
1010	0.10	Laminado en caliente	47	26	28	95	Defensas automóviles
		Laminado en frío	53	44	20	105	
1020	0.20	Laminado en caliente	55	30	25	11	Formas estructurales
		Laminado en frío	61	51	15	121	
1040	0.40	Laminado en caliente	76	42	18	149	Cigüeñales
		Laminado en frío	85	71	12	170	
1060	0.60	Laminado en caliente	98	54	12	201	Cinceles
		Laminado en frío	90	70	10	183	
1080	0.80	Laminado en caliente	112	62	10	229	Piezas antidesgaste
		Laminado en frío	98	75	10	192	
1095	0.95	Laminado en caliente	120	66	10	248	Hojas de corte
		Laminado en frío	99	76	10	197	

En la Figura 2.10 se muestra el comportamiento que tuvieron las gráficas en función del distinto contenido de carbono [26].

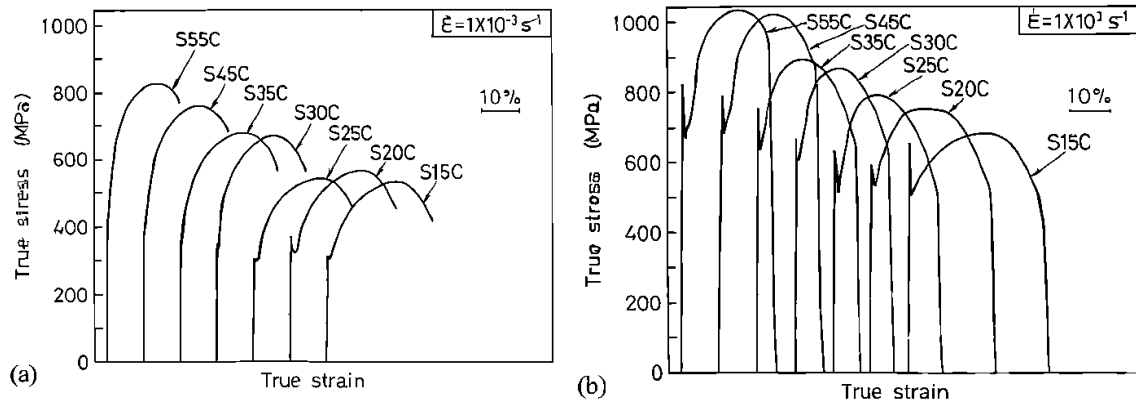


Figura 2.10 Diagramas de curvas esfuerzo-deformación de las siete probetas; a) incremento de carbono y b) cálculos empíricos [26].

En la Figura 2.10a) se observa que al tener un incremento en el contenido de carbono el fenómeno de fluencia tiende a disminuir y en b) la fluencia tiende a incrementar por medio de cálculos empíricos realizados durante el estudio.

2.6 Materiales de aporte

La unión entre materiales disímiles es un tema desafiante en primer término, la diferencia entre las propiedades físicas, mecánicas, químicas y metalúrgicas de cada uno de los materiales base que se unirán. Las diferencias pueden complicar el proceso de la selección de un material de aporte que sea compatible con ambos metales base, por lo que en resumen un metal de aporte tiende a ser un compromiso en los materiales disímiles a soldar. Tomando las consideraciones antes mencionadas una correcta selección de los materiales de aporte o de relleno en una soldadura dependerá de qué condiciones se pretenden mejorar, por ejemplo, la tenacidad y la resistencia a la corrosión en la soldadura disímiles [27].

2.7 Zona afectada térmicamente

Se denomina zona afectada térmicamente (ZAT) a una región adyacente al área de la soldadura en donde los materiales base han experimentado cambios microestructurales debido al calor generado durante el proceso de la soldadura. Estos cambios pueden incluir recrystalización, crecimiento de los granos, formación de fases perjudiciales o indeseables y la posible modificación de propiedades mecánicas de los materiales base.

La ZAT está compuesta por tres regiones:

1. Zona de fusión o zona fundida (ZF): esta región es la más cercana a la soldadura donde el metal base ha fundido en su totalidad y solidificado nuevamente. En esta zona, la microestructura puede variar significativamente debido a la transferencia de calor y la solidificación.
2. Zona de recrystalización (ZR): es la región adyacente a la zona fundida donde el metal base no se fundió completamente, pero sufrió de un recalentamiento que provocó la recrystalización de la estructura cristalina original. La ZR suele mostrar un tamaño de grano más fino en comparación con el metal base original.
3. Zona de influencia térmica (ZIT): en esta zona, pueden ocurrir modificaciones en las propiedades mecánicas, como la pérdida de dureza y la disminución de la resistencia a la tracción.

La extensión y características de la ZAT dependerán de varios factores tales como, la temperatura alcanzada durante la soldadura, la velocidad de enfriamiento, tipos de materiales base y la composición química del material de aporte utilizado. El control de los parámetros de soldadura y la selección adecuada de los procedimientos pueden minimizar los efectos adversos en la ZAT y garantizar una unión soldada y de calidad [28]. En la Figura 2.11 se muestra un diagrama representativo de cómo se conforman las transformaciones en la ZAT de un acero con respecto a los picos de temperatura establecida por Castilla y col. [29].

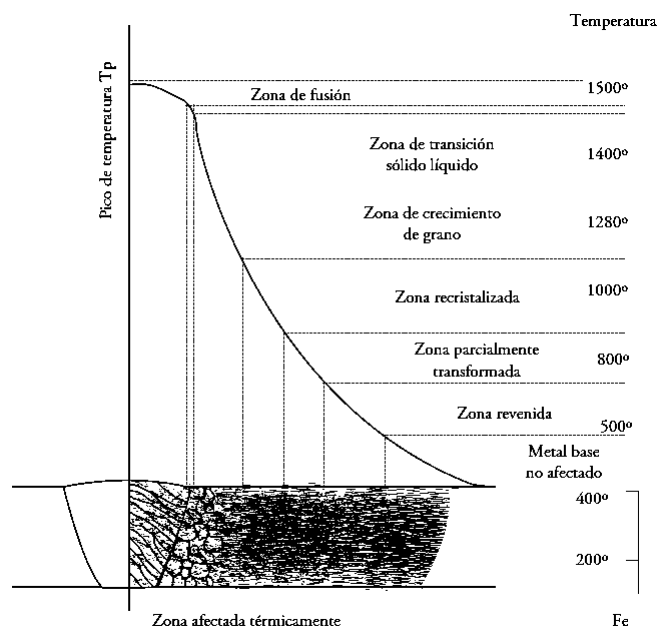


Figura 2.11 Transformaciones microestructurales de la ZAT en una unión soldada [29].

2.8 Gases de protección

En la Tabla 2.2 se muestran algunos tipos de gases de protección típicos para distintos procesos de soldadura, la cual contiene sus características químicas y qué tipo de actividad de respuesta muestra durante su uso.

Tabla 2.2 Características del gas de protección de soldadura [30].

Tipo de gas	Contenido en aire (% Vol.)	Punto de ebullición a 1.013 bar (°C)	Peso atómico y peso molecular medio	Densidad a 15°C , 1 bar (kg m ⁻³)	Densidad relativa con respecto al aire (=1) a 15°C	Disociación e ionización (eV) ^a	Actividad química
Hidrógeno (H ₂)	0.5x10 ^{-ob}	-252.90	2.016	0.085	0.06	4.84 13.59	Reductor
Argón (Ar)	0.934	-185.90	39.948	1.669	1.38	-- 15.76 27.50	Inerte
Helio (He)	5.2x10 ^{-ob}	-268.90	4.002	0.167	0.14	-- 24.56 54.10	Inerte
Nitrógeno (N ₂)	78.084	-195.80	28.013	1.170	0.91	9.76 14.55 29.60	Reactivo
Dióxido de carbono CO ₂	0.033 ^{ob}	-78.5c	44.011	1.849	1.44	5.80	Oxidante
Oxígeno O ₂	20.946	-183.00	31.998	1.337	1.04	13.62 35.20	Oxidante

^a eV=1.6x10⁻⁶ J; La energía de ionización de la mayoría de los metales oscila entre los 6 y 9 eV.

^b No se obtiene de la atmósfera.

^c Temperatura de sublimación.

2.8.1 Gases de protección en AIA

Los AIA tienen como características principales una alta resistencia y ductilidad, sin embargo, a causa de su elevado coeficiente de expansión térmica y baja conductividad, la gran distorsión en la soldadura puede resultar en un problema severo. Así, la baja conductividad térmica limita la velocidad a la que se lleva la soldadura y afecta su penetración. Al hacer uso de argón que tienen adición de dióxido de carbono o bien hidrógeno son comúnmente las más utilizadas para poder reducir la formación de óxidos y así lograr un incremento en la fluidez de la pileta líquida de la soldadura. Los aceros inoxidables austeníticos solidifican comúnmente en una mezcla de γ y δ de manera metaestable. Si por algún motivo no se logra una transformación completa de δ a γ durante el proceso de solidificación resulta una aparición de fase δ en el metal de la soldadura final. Por lo

que si aparece una mínima fracción de δ tiene efectos que benefician en la reducción de ser susceptible a fisuras en caliente [30].

2.8.2 Gases de protección en aceros al carbono

Durante el proceso de soldadura en aceros al carbono, es común que se utilicen diferentes tipos de gases o mezcla de gases de protección para así lograr estabilidad en el arco, prevenir oxidaciones, defectos y como resultado asegurar una soldadura de calidad. Los gases de protección más utilizados con base en la literatura [30-32] son:

- Dióxido de carbono (CO_2): Este tipo de gas es de los más utilizados en soldadura, ya que proporciona una protección efectiva contra la oxidación y ayuda a estabilizar el arco. Sin embargo, el uso exclusivo de este componente puede resultar en una mayor formación de salpicaduras y tener una mayor susceptibilidad a la porosidad.
- Mezcla de argón y dióxido de carbono ($\text{Ar} + \text{CO}_2$): este tipo de combinación proporciona una protección adecuada contra la oxidación y estabiliza el arco. La proporción de estos elementos puede variar según las aplicaciones específicas que se requieran.
- Mezcla de argón, dióxido de carbono y oxígeno ($\text{Ar} + \text{CO}_2 + \text{O}_2$): esta mezcla de gases de protección se utiliza muy a menudo en la soldadura de aceros al carbono para lograr una mayor penetración y velocidad de soldadura. El oxígeno en la mezcla ayuda de manera significativa a mejorar la transferencia del metal de aporte y aumentar la eficiencia de la soldadura en ciertos casos.

2.9 Metodología Taguchi

La metodología Taguchi fue desarrollada por el ingeniero japonés Genichi Taguchi, en el cual su enfoque principal es mejorar la calidad y optimización de procesos, la cual consta de un par de etapas a seguir como se muestran en la Figura 2.12.

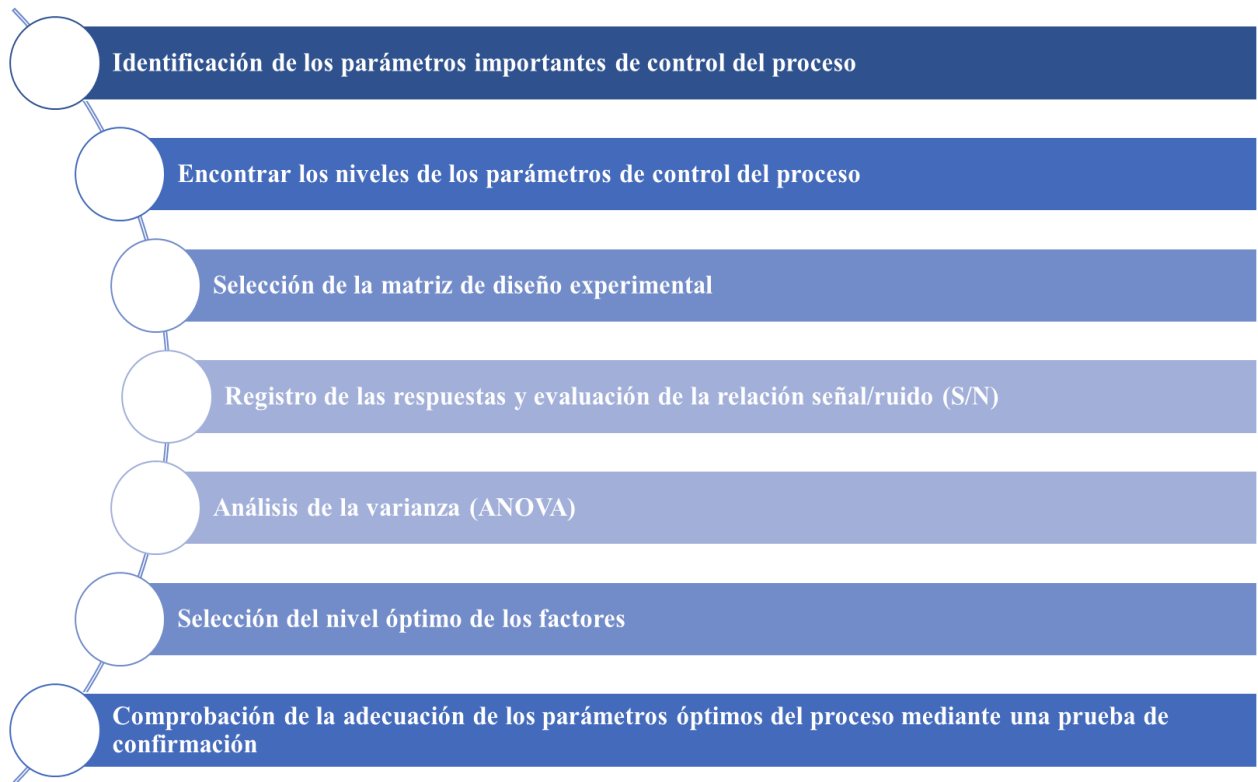


Figura 2.12 Proceso metodológico de Taguchi [9].

En resumen se puede decir que la metodología Taguchi se centra en optimizar la calidad y la reducción de variabilidad en los procesos, lo cual conlleva a una mejora en la eficiencia y reducción de costos [33]. Kondapalli y col. [2] realizaron un estudio comparativo usando la metodología Taguchi en la cual mediante distintos procesos de soldadura (FAW, GTAW y PAW) analizaron los parámetros de entrada y valoraron si tenían relación con los parámetros de salida.

Por su parte Ogbonna y col. [34] implementaron la metodología Taguchi para una unión disímil con acero 316L por medio del proceso GMAW, en el cual usaron una matriz ortogonal L_9 (tres parámetros y tres niveles diferentes), donde observaron que el rendimiento de los componentes soldados dependían de la selección adecuada de los parámetros de entrada al proceso de la soldadura. Haciendo comparativas con las ecuaciones siguientes:

(a) Relación señal – ruido “nominal es mejor”

$$\eta = 10 \log \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \frac{\mu^2}{\sigma^2} \quad (1)$$

(b) Relación señal – ruido “menor es mejor”

$$\eta = -10 \log \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n y_i^2 \quad (2)$$

(c) Relación señal – ruido “mayor es mejor”.

$$\eta = -10 \log \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \frac{1}{y_i^2} \quad (3)$$

En donde:

- η es la relación señal – ruido.
- n es el número de experimento.
- μ es la media de la relación señal – ruido.
- σ es la desviación estándar.
- y_i es la respuesta de salida.

Las combinaciones de estos parámetros aumentan la relación señal-ruido y se denomina como combinación óptima [34]. Sánchez y col. [9] implementaron el método Taguchi con una matriz ortogonal L_9 para optimizar las características macro y microestructurales de una junta disímil de acero dúplex 2205 y acero inoxidable 316L, y donde el objetivo era minimizar el porcentaje de dilución de los metales base, implementando el criterio “menor es mejor” por medio de la ecuación

$$\frac{S}{N} = -10 \log \left[\sum_{i=1}^n \frac{y_i^2}{n} \right] \quad (4)$$

Donde:

- y es el número de características de calidad (% dilución de la ZAT).
- n es el número de pruebas realizadas.

El porcentaje de dilución se calculó por medio de la ecuación 5

$$\%D = \frac{A_1 + A_2}{A_1 + A_2 + A_3} \times 100 \quad (4)$$

Donde A_1 y A_2 corresponden a la fracción soldada del 316L y el 2205, y $A_1 + A_2 + A_3$ es el área total del cordón de la soldadura.

El aporte de calor, corriente promedio y potencia promedio, se obtuvieron mediante las Ecuaciones 6, 7 y 8 respectivamente. El aporte de calor puede ser obtenido mediante

$$H = \eta \left(\frac{I_{av} V_{av}}{v} \right) \quad (6)$$

La corriente promedio

$$I_{av} = I_p t_p + \frac{I_p t_p}{t_p t_b} \quad (7)$$

Potencia promedio

$$V_{av} = \sum_{i=1}^n \frac{V_i}{n} \quad (8)$$

En donde:

- H es el aporte de calor.
- η es la eficiencia de proceso de soldadura.
- I_{av} es la corriente promedio.
- V_{av} es la potencia promedio.
- V es la velocidad de avance.
- I_p es la corriente máxima.
- I_b es la corriente de fondo.
- t_p es el tiempo máximo de pulso y es igual a t_b que es tiempo de apagado de pulso.
- V_i es el voltaje promedio.
- n es el número de mediciones.

2.10 Análisis de varianza (ANOVA)

El análisis de varianza o ANOVA por sus siglas en inglés es un método estadístico apropiado para el diseño experimental que contiene una variable continua, paramétrica y numérica, así como, una o más variables independientes categóricas [35]. En el estudio presentando por Sánchez y col. [9] hicieron uso de este método para indicar el porcentaje de contribución de cada uno de los parámetros utilizados durante el proceso de soldadura en una unión disímil, esto fue complemento de la metodología Taguchi usada en el mismo proyecto.

CAPÍTULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL

Para el desarrollo experimental de la presente investigación, se llevaron a cabo pruebas de soldadura en una unión disímil a partir de los materiales base de acero al carbono ASTM A 516 Gr. 70 y un acero inoxidable austenítico AISI 316L. Se utilizó el proceso de soldadura con protección de gas inerte y electrodo de micro alambre ER-316L-Si consumible con arco pulsado (por sus siglas en inglés P-GMAW), utilizando la metodología Taguchi para el diseño experimental de la matriz ortogonal L_9 . Se obtuvieron las condiciones óptimas de los parámetros para la soldadura y con el uso del ANOVA se realizó la validación de los datos de respuesta. Posteriormente, se realizaron réplicas de las soldaduras utilizando los valores predichos por el software Minitab 19, los cuales fueron evaluados por medio de caracterización metalográfica, propiedades mecánicas y estudios de microestructura en microscopía óptica y electrónica.

3.1 Materiales

Los materiales base utilizados son placas de 6.35 mm de espesor de las aleaciones ASTM A 516 Gr. 70 adquirida mediante la empresa proveedora Ternium, un acero inoxidable austenítico AISI 316L y un electrodo de micro alambre ER-316L-Si conforme a la norma AWS 5.9. El proceso de manufactura de las placas fue rolado en caliente, seguidos de un tratamiento térmico de recocido y posterior templado en agua.

Para caracterizar los materiales recibidos se prepararon probetas utilizando técnicas de metalografía estándar, es decir, desbastado con lijas de papel con carburo de silicio de granulometría variable a partir de grado 240 a 3000 y terminado en un acabado pulido espejo, utilizando pasta de diamante de 6 μm esto para el acero al carbono ASTM A516 Gr. 70 y alúmina de 1 μm para el acero inoxidable austenítico AISI 316L.

Las muestras se sometieron a un ataque químico y electroquímico en una solución de 2% HNO_3 + 98% alcohol para el caso del ASTM A516 Gr. 70, y 10% ácido oxálico + 90% alcohol para el acero AISI 316L. El ataque fue realizado por inmersión de las muestras en las soluciones antes mencionadas con tiempos variables de 4 a 20 segundos, para el acero inoxidable fue requerido el apoyo de corriente eléctrica con una alimentación de 6 volts. Posteriormente, se analizó la microestructura en un microscopio óptico que está enlazado a una computadora equipada con el software requerido.

En la Tabla 3.1 se muestra la composición química de los materiales base utilizados por el

proveedor, las muestras analizadas (M) y el metal de aporte. La composición química de los metales base y el de aporte fueron obtenidos por medio de un espectrómetro de emisión óptica marca Bruker modelo Q4 TASMAN,

Tabla 3.1 Composición química de materiales base y material de aporte (% peso).

Material	Tipo	C	Ni	Cr	Mn	Si	S	Mo	Fe
AISI 316L	Proveedor	0.022	11.90	17.19	1.184	0.54	0.009	1.853	Balance
AISI 316L	M	0.027	11.160	17.320	1.175	0.009	0.009	2.209	Balance
ASTM A 516	Proveedor	0.230	0.030	0.029	1.320	0.220	0.004	0.004	Balance
ASTM A 516	M	0.229	0.018	0.034	1.161	0.197	0.013	0.009	Balance
ER-316L-Si	Proveedor	0.029	11.900	18.600	1.660	0.780	0.006	2.750	Balance
ER-316L-Si	M	0.025	<16.00	18.530	1.665	0.778	0.012	2.089	Balance

M= Composición IIMM

En la que se resaltan los elementos principales de cada uno de los metales base y metal de soldadura los cuales coinciden con el certificado de calidad proporcionado por el proveedor y los análisis realizados para comprobar que el proveedor cumplió con el requerimiento.

3.2 Proceso de soldadura

La unión disímil entre los aceros ASTM A516/316L se realizó a través del proceso de soldadura GMAW-Pulsado por medio de una fuente de soldadura OTC Daihen modelo WelBee DP-400. Las variables de trabajo del proceso fueron determinadas por medio del modo sinérgico para electrodos de acero inoxidable que ya están precargados en la fuente.

3.2.1 Diseño y preparación de la junta

Para la preparación de las placas se realizaron cortes con dimensiones de 150 mm de largo, 35 mm de ancho y 6.35 mm de espesor en la sección transversal, una vez realizados los cortes se pasaron a la fresadora, la cual sirvió de apoyo para poder maquinar las placas y dejarlas careadas en los lados donde fueron cortadas y a su vez que todas las placas tuvieran las dimensiones mencionadas anteriormente.

Posteriormente, se realizó un biselado en ambas placas, para que entre sí formen una preparación en simple “V” con un ángulo entre ellas de 60°. Este proceso realizado en una fresadora marca Fanahmer modelo FB-201. Una vez terminado el bisel de ambas placas se ajustó el cabezal del equipo para realizar el talón con una altura de 1.5 mm, para que este cumpla con la finalidad

de facilitar la penetración del material de soldadura una vez fundido y con una separación de raíz de 2.5 mm, tal y como se muestra en la Figura 3.1.

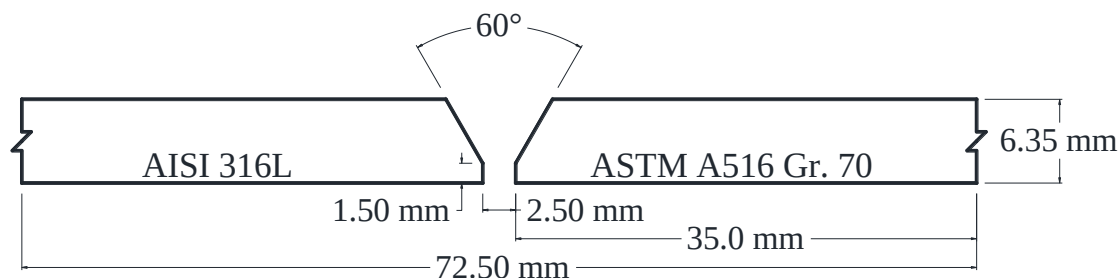


Figura 3.1 Diseño y dimensiones de la junta disímil con preparación en simple “V”.

Concluidos los trabajos de maquinado principales, se procedió a fijar las placas con puntos de soldadura a una extensión con solera, con la finalidad de que el cordón de soldadura tenga un inicio y termino de la misma limpios y en una sola pasada. Una vez soldadas las placas con la separación de raíz indicada, fueron fijadas sobre una placa de respaldo, la cual fue preparada previamente con un cortador de bola, para que esta tenga un valle y sirva de apoyo para la formación de la raíz de la soldadura, además se realizó la aplicación de un cerámico esto con el fin de evitar que durante el proceso de la soldadura de la junta el cordón se pegue a la placa de respaldo.

3.2.2 Soldadura de la unión disímil

Para realizar las uniones soldadas del acero al carbono ASTM A516 Gr. 70 y el acero inoxidable 316L se utilizó el proceso de soldadura GMAW-pulsado, aplicado mediante una fuente de soldadura de la marca OTC Daihen model WelBee DP-400 con una configuración corriente directa electrodo positivo (por sus siglas en inglés DCEP). La posición del electrodo ER-316L-Si fue a un ángulo de 90° respecto a la superficie de las placas, el stick out (distancia a la pieza de trabajo) fue de 10 mm, en el sinérgico de la fuente de soldadura. Se utilizó una mezcla de Ar (98%) y O₂ (2%) como gas de protección.

Los parámetros de soldadura a utilizar se enlistan en la Tabla 3.2 cabe mencionarse que se consideró una eficiencia del proceso de soldadura con un valor del 85%.

Tabla 3.2 Parámetros de la soldadura.

Flujo de gas (L/min)	Stick-out (mm)	Velocidad de avance (mm/s)	Diámetro del electrodo (mm)	Velocidad de alimentación (mm/s)	Gas de protección (%)
-------------------------	-------------------	----------------------------------	-----------------------------------	--	-----------------------------

Una vez definidos los parámetros utilizados, se optó por asegurar que las lecturas de las corrientes mostradas por la fuente soldadura sean las correctas. Se realizó una implementación de mediciones de intensidades en las corrientes mediante un sensor de efecto Hall, cuya salida de voltaje corresponde a 1mV-1A (1 milivolt por amper sentido), dicho sensor fue ubicado en el cable que corresponde al polo negativo de la fuente de soldadura. La salida de voltaje del sensor es recibida por medio de una tarjeta de adquisición de datos (DAQ, por sus siglas en inglés), la cual se encuentra enlazada a una computadora equipada con el software LabView y procesada mediante un programa como se muestra en la Figura 3.2 [36].

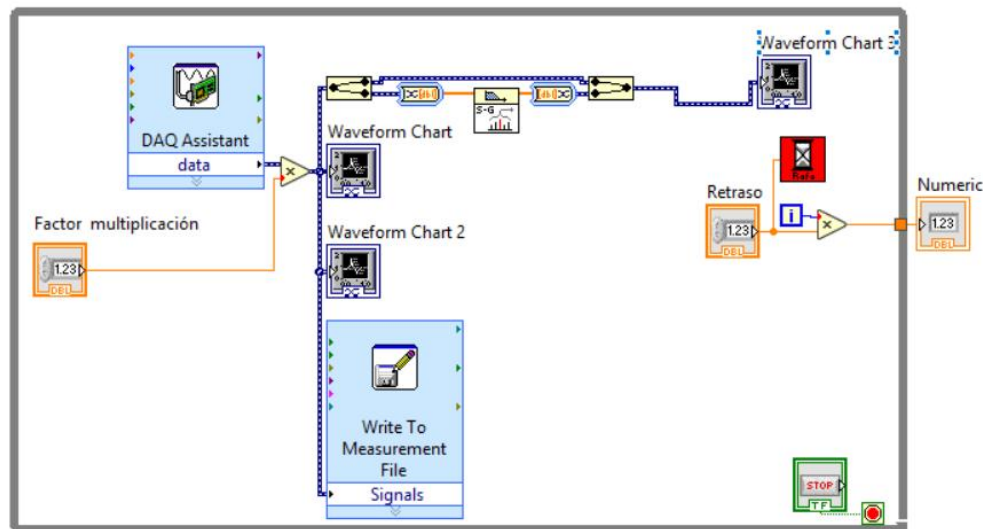


Figura 3.2 Programa para adquirir y caracterizar la señal proveniente del sensor de efecto Hall [36].

En la Figura 3.3 se muestra una imagen de la fuente de soldadura utilizada para el proceso experimental de la presente investigación.



Figura 3.3 Fuente de soldadura OTC.

En la Tabla 3.3 se muestran las especificaciones de la misma como son las dimensiones del equipo, rangos de corriente, número de condiciones a utilizar, rango de humedad en funcionamiento, entre otras.

Tabla 3.3 Especificaciones de fuente de soldadura.

Especificaciones/Modelo	WelBee inverter P400
Modelo	WB-P400
Número de fase	Tres fases
Frecuencia nominal	50/60Hz
Tensión nominal de entrada	400 V
Tango de tensión de entrada	40 V 15%
Entrada nominal	19.2 kVA, 17.4 kW
Corriente nominal de entrada	27.6 A
Corriente nominal de salida	400 A
Tensión nominal de carga	34 V
Corriente nominal de salida	30 a 400 A
Tensión nominal de salida	12 a 34 V
Tensión máxima en vacío	80 V
Ciclo de trabajo nominal	0.50
Número de condiciones de soldadura	100.00
Aumento de temperatura	160°C
Rango de temperatura de funcionamiento	-10 a 40°C
Rango de humedad de funcionamiento	20 a 80% (Sin condensar)
Temperatura de almacenamiento	-20 a 55°C
Humedad de almacenamiento	20 a 80% (Sin condensar)
Dimensiones exteriores (WxDxH)	395 mm x 710 mm x 592 mm (Sin argolla)
Masa	62 kg
Característica estática	Característica de voltaje constante

3.3 Caracterización micro y macroestructural

3.3.1 Caracterización por microscopía óptica

La caracterización de los metales base, así como de la unión soldada fue mediante probetas cortadas de manera transversal al cordón de soldadura, como se muestra en la Figura 3.4, para este trabajo se realizó una preparación metalográfica estándar. Además, se llevó a cabo una preparación de soluciones químicas para revelar la microestructura de los metales base y el cordón de soldadura. Para el acero al carbono se utilizó nital al 2% de concentración (2% de ácido nítrico disuelto en alcohol) durante un lapso de 4 segundos con agitación y para el acero inoxidable austenítico se empleó un ataque electroquímico con solución de ácido oxálico al 10% de concentración (10% disuelto en agua destilada) y una corriente de 6 volts durante un lapso de 18 segundos con agitación. Adicional a esto, se llevó a cabo una protección con cinta invisible en la unión soldada hacia el lado del acero al carbono con el fin de evitar algún daño a su microestructura durante el ataque electroquímico en el cordón de soldadura y el acero inoxidable. Con esta preparación se reveló la microestructura de los granos y/o fases presentes, y se observaron en el microscopio óptico para capturar imágenes adecuadas para realizar el cálculo de la zona afectada térmicamente (ZAT) y los porcentajes de dilución de los metales base y total del cordón de soldadura de la unión disímil.

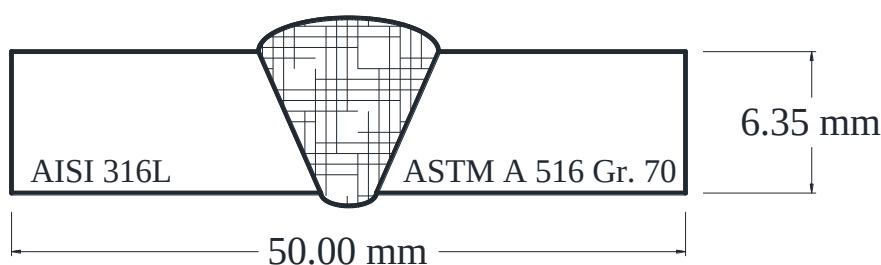


Figura 3.4 Dimensiones de las probetas utilizadas para preparación metalográfica.

3.3.2 Cálculo del porcentaje de dilución.

Una vez revelada la microestructura de la unión soldada, se realizó el cálculo del porcentaje de dilución, el cual fue medido con apoyo del software AutoCad, donde se tomó como referencia el límite de la línea de fusión entre el metal de soldadura y los metales base, y la zona que presenta un refinamiento de grano desde el metal base hacia la línea de fusión.

Este porcentaje de dilución se calculó mediante mediciones de fracciones de área como se ilustra en la Figura 3.5 y por medio de la ecuación (4), se realizaron los cálculos del porcentaje de dilución.

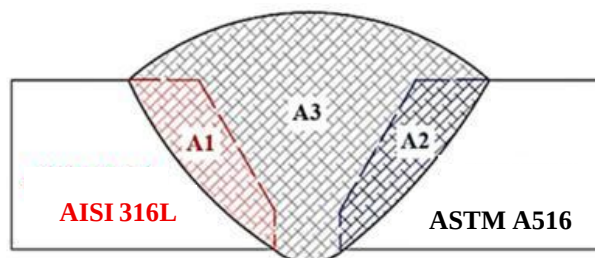


Figura 3.5 Esquema representativo para tomar áreas en el cálculo del porcentaje de dilución [9].

3.4 Caracterización mecánica

Para la realización de la caracterización mecánica, se realizó un seccionamiento de las juntas disímiles soldadas en las cuales se indicaron por medio de numeración que probetas se utilizaron para cada uno de los ensayos mecánicos necesarios dentro de esta investigación.

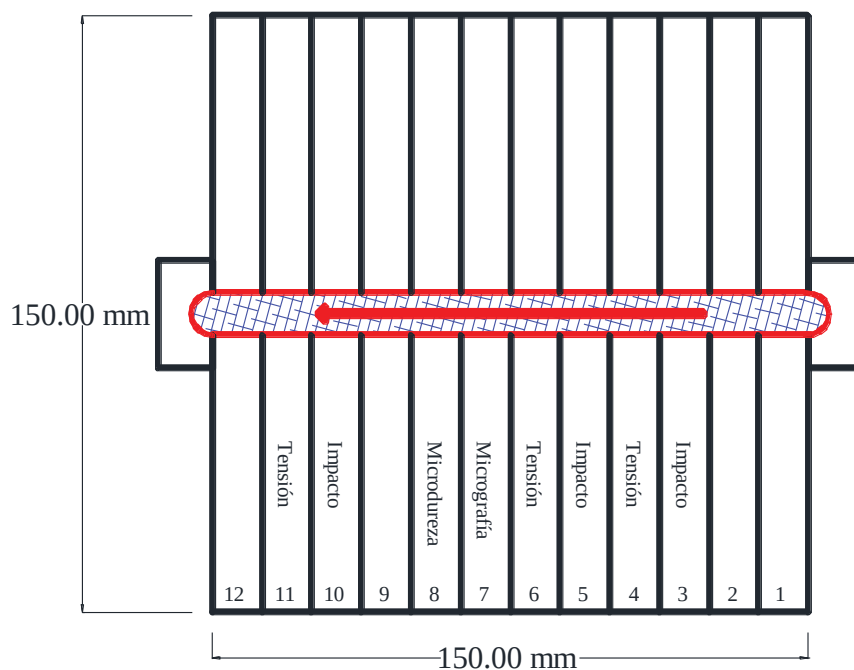


Figura 3.6 Seccionamiento de la junta soldada.

En la Figura 3.6 se muestra la división del cordón de soldadura y la numeración que corresponde a cada uno de los ensayos. En donde las probetas se marcaron de la siguiente manera:

- 3, 5 y 10 para ensayos de impacto Charpy,
- 4, 6 y 11 para ensayos de tensión uniaxial,
- 7 para micro y macrografías,
- 8 para medición de microdurezas.

3.4.1 Ensayos de microdureza Vickers

El ensayo de microdureza Vickers se realizó con un microdurómetro de sistema automático de la marca Mitutoyo serie HM-220, el cual consta de un indentador con punta en forma de diamante piramidal, así como un sistema óptico que permite visualizar una imagen de alta calidad de la indentación realizada. Se realizaron perfiles de microdureza en el sentido transversal a los cordones de la soldadura utilizando una carga para las mediciones de 100 g (0.98 N) durante un lapso de 15 segundos, con separaciones entre indentaciones a cada 200 μm esto en base a los parámetros establecidos dentro de la norma ASTM E-384 [37, 38]. En la Figura 3.7 se muestra un esquema representativo de la sección transversal de la unión disímil en donde se marcaron los niveles con respecto de la altura del cordón de soldadura, en donde se llevaron a cabo las mediciones de microdureza Vickers.

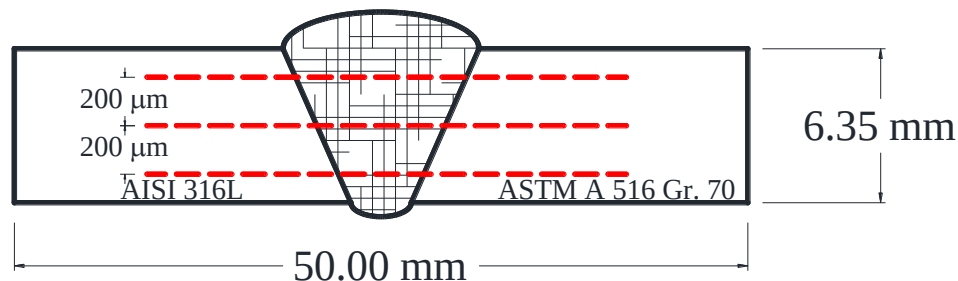


Figura 3.7 Sección transversal de la soldadura disímil indicando los niveles en los cuales se realizaron los perfiles de microdureza Vickers [37-39].

3.4.2 Ensayos de tensión uniaxial

Para este ensayo se realizó un maquinado de probetas planas rectangulares de las placas de los metales base utilizados y de la soldadura de la unión disímil de acuerdo a una geometría que está establecida dentro de la norma ASTM E8/8M [39, 40].

En la Figura 3.8 se muestra la geometría de la probeta para los ensayos de tensión uniaxial. Estos ensayos se realizaron en los metales base y en la junta soldada, con una velocidad de desplazamiento del cabezal de 0.016 mm/s y una longitud calibrada de 35 mm, las cuales fueron realizadas en un equipo universal Zwick/Roell Z100 que posee una capacidad máxima de 100kN. Los clips del extensómetro se colocaron a una separación de 30 mm en la sección reducida de las probetas.

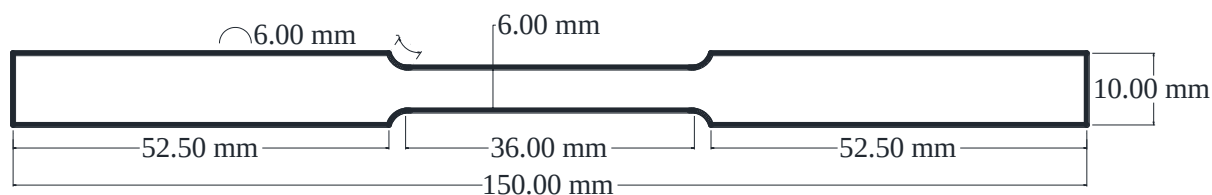


Figura 3.8 Geometría de las probetas para ensayo de tensión uniaxial con base en la norma ASTM E8/E8M-16a [39, 40].

En la Figura 3.9 se muestra la geometría final de las probetas que se realizaron para los ensayos de tensión uniaxial de las uniones soldadas en modo sinérgico de la fuente de soldadura, el experimento #2 de la matriz ortogonal L_9 y los parámetros óptimos seleccionados para replicar y validar dichos parámetros. Los ensayos se realizaron al menos tres veces, para cada material y junta soldada.

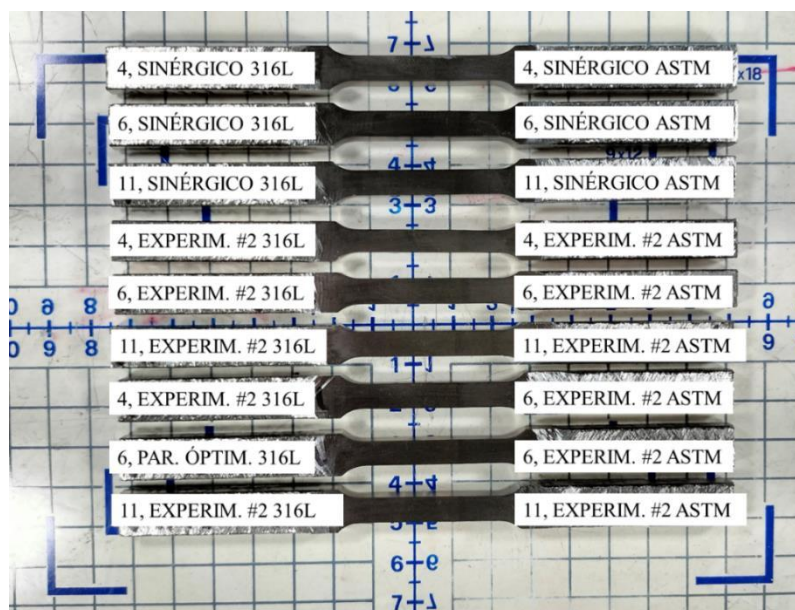


Figura 3.9 Probetas para ensayos de tensión uniaxial de la unión disímil ASTM A516 Gr. 70 / AISI 316L.

3.4.3 Ensayos de impacto Charpy

Mediante el ensayo de impacto Charpy se obtienen los valores de la resistencia a la tenacidad en los metales base y unión disímil. Se realizó una preparación mecánica de probetas planas rectangulares como en los ensayos de tensión, pero con la diferencia que este tipo de probetas y ensayos se encuentra basado en la norma ASTM E23-16a [41]. Las probetas se obtuvieron de la sección transversal a la dirección de la soldadura y metales base. La ubicación para maquinarse la muesca en “v” en las probetas, se determinó en base a los barridos de microdureza de la junta soldada, en donde se localizó la presencia de la fase de martensita, por lo cual la muesca se procedió a realizar en la interfase del metal de soldadura y el acero al carbono ASTM A516. En la Figura 3.10 se muestra gráficamente de manera tridimensional las dimensiones con las cuales se trabajaron las probetas para la realización del ensayo de impacto.

Se utilizó un péndulo instrumentado que obtiene datos por medio de una tarjeta de adquisición de datos que se encuentra acoplada a una computadora, la frecuencia de adquisición fue de 50,000 datos por segundo, estos datos se procesaron conforme a la norma ASTM E2298-18 para ensayos de impacto con péndulos instrumentados. La capacidad del péndulo es de 300 J.

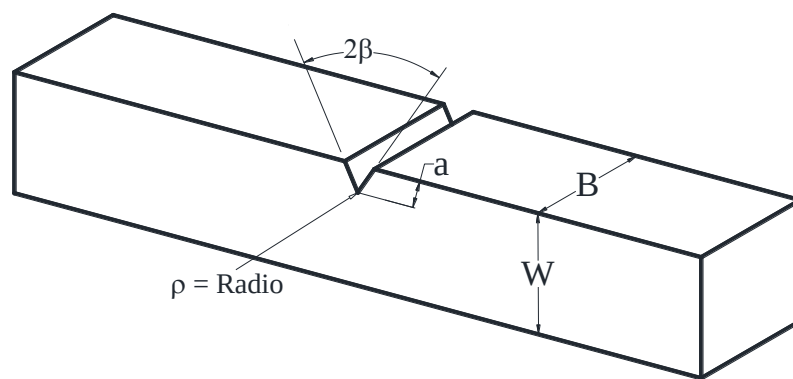


Figura 3.10 Geometría y dimensiones de las probetas para los ensayos de impacto Charpy [42].

En la Tabla 3.4 se muestran las dimensiones utilizadas en las probetas para la llevar a cabo los ensayos de impacto Charpy en los metales base y las juntas soldadas.

Tabla 3.4 Dimensiones de las probetas para ensayos de impacto Charpy.

Dimensiones de la muesca en “v” Charpy.	Dimensiones de la pre grieta Charpy
B = 10 mm	B = 10 mm
W = 10 mm	W = 10 mm
a = 2 mm	3.5 mm < a < 5.5 mm
W-a = 8 mm	4.5 mm < (W-a) < 6.5 mm
2β = 45°	2θ > 0
ρ = 0.25 mm	ρ = 0

Para la realización de los cálculos de esfuerzo de cedencia dinámico (σ_{yd}) una vez que se procesaron los datos se utilizó la ecuación 9 [42, 43]

$$\sigma_{yd} = \frac{2.99F_{gy} W}{B(W - Fa_0)^2} \quad (9)$$

Donde W (10 mm) y B (5 mm) corresponden al ancho y el espesor de la probeta ensayada. La longitud inicial de la grieta a_0 , se toma como la dimensión de la entalla o muesca en “V” (2 mm). Tomando como referencia estos datos se realizó el cálculo del esfuerzo de cedencia dinámico.

En las Figuras 3.11a) y b) se muestran las probetas previas a la preparación de la muesca para las pruebas de impacto Charpy, en donde la muesca en simple “v” está localizada en la interfase entre el cordón de soldadura y el acero al carbono ASTM A516 Gr. 70 en la parte inferior donde se conoce como la raíz, esto con la finalidad de propagar la grieta de manera continua y medir su resistencia al impacto en la zona antes mencionada y así analizar de forma mecánica la predicción de los parámetros establecidos durante el diseño de experimentos con la metodología Taguchi y b) en se muestran las probetas una vez realizadas las muescas en las juntas soldadas, así mismo para los materiales base, la dimensión de la muesca es de 2mm.

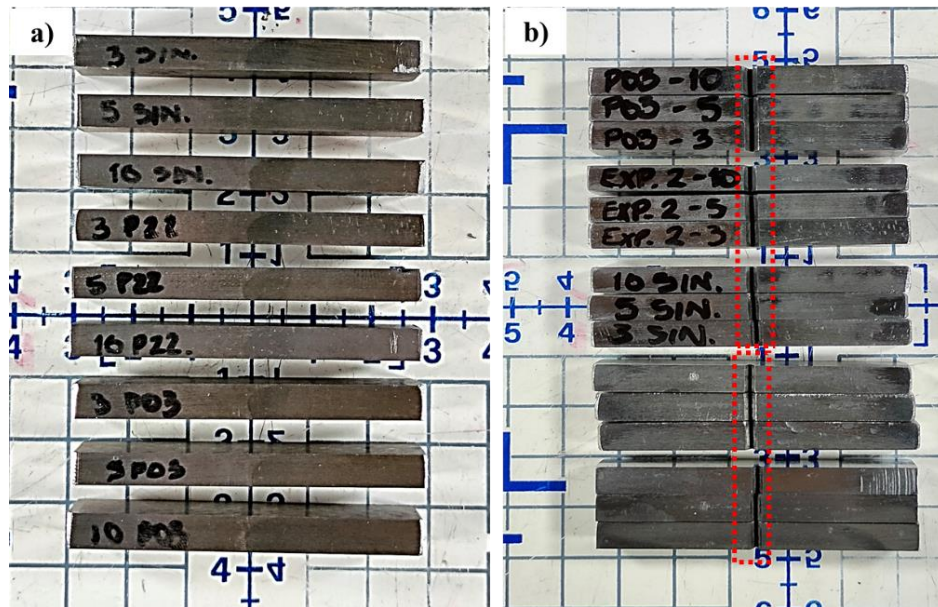


Figura 3.11 a) Probetas planas de la unión disímil previas a ensayo de impacto Charpy y b) ubicación de la muesca en simple “V” de las uniones disímiles y metales base.

En la Figura 3.12a) se muestra de manera gráfica las probetas para impacto Charpy, en donde la muesca en simple “v” fue realizada en la parte de la raíz como se mencionó anteriormente y b) la muesca fue realizada en el centro de la probeta para los materiales base.

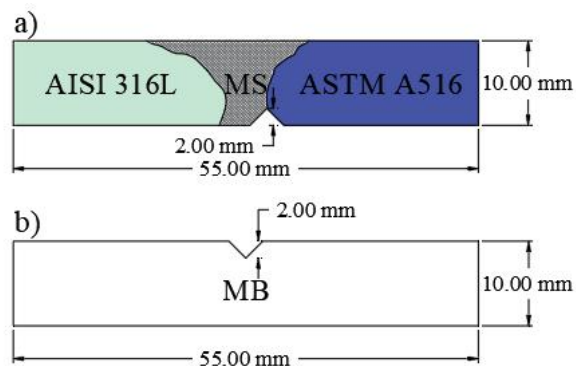


Figura 3.12 Esquema representativo de las muescas en las probetas para ensayo de impacto Charpy; a) unión soldada y b) metales base.

3.5 Microscopía electrónica de barrido

Se realizó la caracterización por microscopía electrónica de barrido, para observar a detalle la microestructura de los metales base y la unión disímil de la junta soldada, con la finalidad de observar el tipo de morfología y fases presentes dentro de la unión, para esta caracterización se realizó una preparación metalográfica estándar y posteriormente realizar los ataques químicos para la revelación de la microestructura de los metales base y el cordón de la soldadura. Para llevar este proceso se utilizó un microscopio JEOL JSM-7600F, equipado con un detector para análisis químico por dispersión de la energía de rayos X (EDX por sus siglas en inglés).

3.6 Metodología Taguchi

Para la elaboración de las soldaduras se utilizó un diseño experimental de arreglo ortogonal L_9 el cual está basado en la metodología Taguchi. El cual fue llevado a cabo para tres niveles y tres distintos factores (A, B y C) son las variables que se utilizaron durante el método de experimentación, los cuales se representan por la corriente pico (I_p), la corriente de fondo (I_b) y el tiempo de permanencia de los pulsos (t_p). Los niveles para los factores se determinaron a partir de haber realizado un depósito de material de soldadura realizado en el modo sinérgico con transferencia de arco pulsado. El diseño experimental se realizó como se muestra de forma general en la Tabla 3.5.

Tabla 3.5 Factores para la soldadura y niveles.

Factor	Niveles		
A	1	2	3
B	1	2	3
C	1	2	3

En la Tabla 3.6 se muestran las combinaciones de los factores con los distintos niveles que se utilizaron en la matriz de arreglo ortogonal L_9 de la metodología Taguchi, para la realización de las pruebas experimentales de las uniones soldadas.

Tabla 3.6 Matriz de arreglo ortogonal L_9 .

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 de la relación S/N .

Para el presente estudio de investigación se tomó de criterio la relación “menor es mejor”, para realizar la reducción de interacciones metalúrgicas que intervienen en el proceso de esta unión disímil, como la diferencia en la estructura cristalina, la difusión de átomos entre la línea de fusión y los metales base, su soldabilidad y principalmente sus propiedades físicoquímicas. Por lo que es de gran importancia considerar que estas sean lo menor posible al igual que el aporte térmico que presente. La relación señal – ruido S/N para el criterio “menor es mejor” para todas las respuestas se calculó haciendo uso de la ecuación 4 en cada uno de los experimentos de condiciones de soldadura realizados.

$$S / N = -10 \log_{10} \left[\sum \frac{y^2}{n} \right] \quad (4)$$

En donde y es el valor de la variable de respuestas que se analiza en el cálculo y n es el número de experimentos realizados.

3.6.2 Análisis de varianza (ANOVA)

El análisis de varianza fue utilizado con el fin de obtener el parámetro con más porcentaje de contribución dentro de la matriz ortogonal. Este valor se logró obtener por medio de una estimación de la varianza de las variables de respuesta en la salida de cada uno de los distintos niveles de cada factor utilizado. Este análisis se realizó usando el software Minitab 19 con modelo de regresión lineal.

CAPÍTULO 4. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

4.1 Caracterización microestructural de materiales base

En la Figura 4.1(a-d) se muestra la microestructura típica de los metales base del acero al carbono ASTM A516 Gr. 70 y el acero inoxidable austenítico AISI 316L, los cuales fueron utilizados para realizar la soldadura disímil. Song y col. [44] y Sriba y col. [45] hacen mención en sus respectivos estudios que la microestructura de un acero inoxidable AISI 316L se encuentra conformada por una matriz austenítica, con algo de ferrita y la presencia de maclas en el interior de los granos de la austenita. Estas características microestructurales se observan en las imágenes de la Figura 4.1(a-b) para el acero inoxidable AISI 316L utilizado en este estudio. En las micrografías de la Figura 4.1(a-b) se observaron los límites de grano de la austenita y bandas ferrita con la presencia de maclas dentro los granos de austenita una vez realizados los ataques químicos para revelar la microestructura de los metales base.

En las imágenes de la Figura 4.1(c-d) se muestra la microestructura del acero al carbono ASTM A516 Gr. 70, en donde se observó una matriz ferrítica con la presencia de islas de perlita, esto coincide con Huang y col. [46] en donde describen la microestructura del material con una matriz de ferrita e islas de perlita y con una estructura de grano equiaxiada. Los resultados de las imágenes del acero al carbono ASTM A516 Gr.70 concuerdan con Montes y col. [47], en donde realizaron un estudio sobre un acero API 5L X70 para soldaduras con este tipo de material, expuestos a ambientes corrosivos, mostrando en su microestructura granos poligonales. Ibrahim y col. [48] menciona que el tipo de microestructura en este tipo de acero presenta una matriz de ferrita con islas de perlita, en donde la zona clara corresponde a ferrita y las zonas de tono oscuro a la perlita. Esta microestructura concuerda con la observada en la Figura 4.1(c-d) para los materiales base usados en este trabajo.

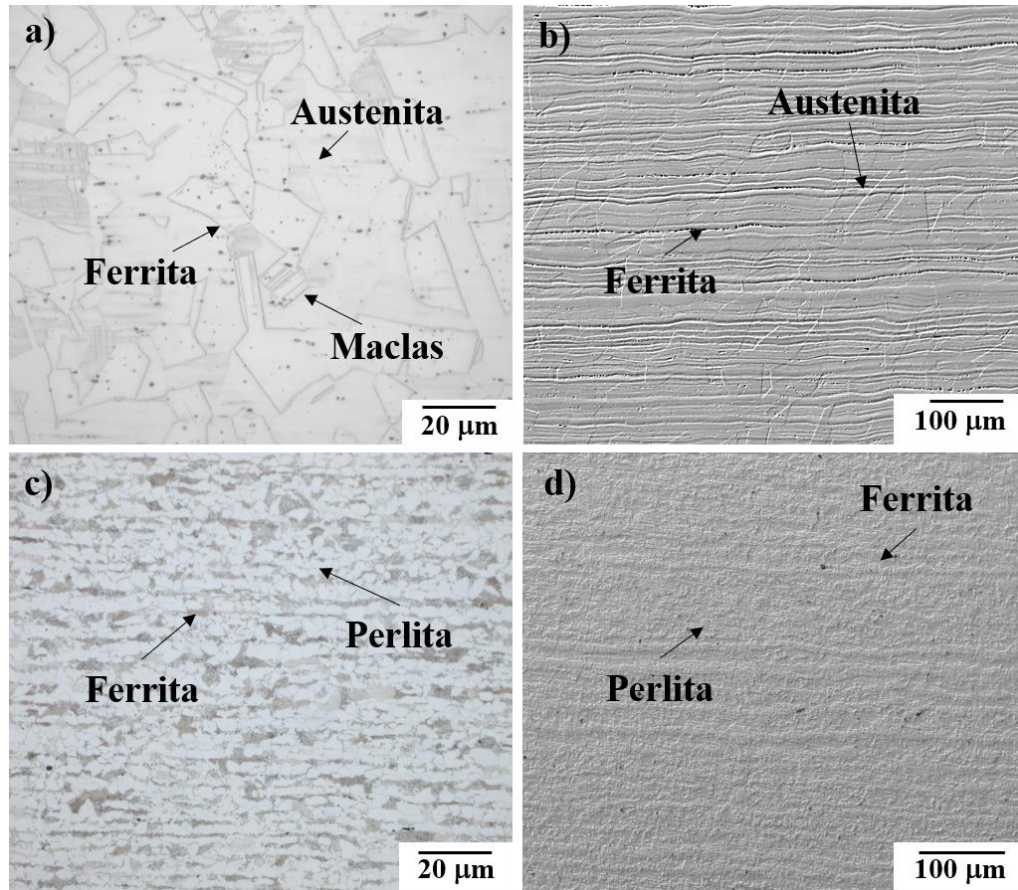


Figura 4.1 Microestructura de metales base AISI 316L y ASTM A516 Gr. 70; a) y c) son imágenes de microscopía óptica, b) y d) imágenes de microscopía electrónica de barrido.

4.2 Caracterización mecánica de los materiales base

4.2.1 Ensayos de tensión de metales base

Las gráficas de la Figura 4.2(a-b) se muestran las curvas de ingeniería de esfuerzo contra elongación obtenidas de los de tensión en los materiales en condición de recepción con la carga aplicada en la dirección al sentido longitudinal de las placas. En estas gráficas se logra observar que el material con mayor valor de esfuerzo último (σ_{UTS}) es el AISI 316L (Figura 4.2(a)) con un valor de 602 MPa, un valor de esfuerzo de cedencia de (σ_y) 307 MPa y el Módulo de Young (E) igual a 191 GPa. Estos valores son mayores a los reportados por Chen y col. y Song y col. [44, 49] quienes realizaron estudios de las propiedades mecánicas de un acero AISI 316L obteniendo valores de esfuerzo último iguales a 533 MPa y 585 MPa, respectivamente.

Para el caso del acero al carbono ASTM A516 Gr.70 (Figura 4.2(b)) se obtuvieron valores de esfuerzo último (σ_{UTS}) de 545 MPa, un valor de esfuerzo de cedencia de (σ_y) 370 MPa y el Módulo de Young (E) igual a 195 GPa. En éste caso, estos valores son superiores a los reportados por Ibrahim y col. y Ali y col. [48, 50], en un estudio de uniones soldadas con acero ASTM A516 Gr.70 encontrando valores de esfuerzo último de 485 MPa y 482 MPa, respectivamente. También se puede observar en la Figura 4.2(a-b) que el acero 316L presenta una mayor ductilidad en comparación con el acero ASTM A516 Gr. 70.

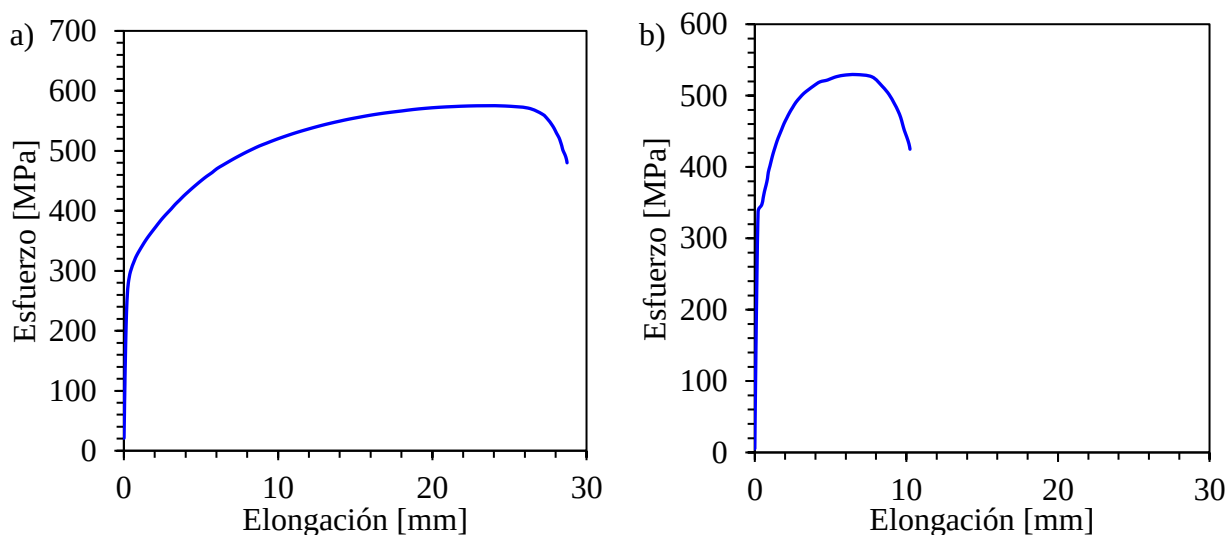


Figura 4.2 Gráficas esfuerzo–deformación de ingeniería de los metales en condición de recepción; a) acero AISI 316L y b) acero ASTM A516 Gr.70.

En la Tabla 4.1 se muestra un resumen promedio de los valores obtenidos de los ensayos de tensión uniaxial de los metales base utilizados en el proyecto.

Tabla 4.1 Resultados de tensión de metales base acero ASTM A 516 Gr. 70 y el acero inoxidable AISI 316L.

Muestra	E [GPa]	σ_y [MPa]	σ_{UTS} [MPa]	Elongación [%]
Proveedor	179	170	485	32
AISI 316L	191	307	602	29.4
Proveedor	190	454	612	26
ASTM A516 Gr. 70	195	370	545	10.1

Cabe mencionar que, aunque los resultados de esfuerzo último en el acero al carbono ASTM A516 Gr.70 se encuentran por debajo de lo reportado por el certificado de calidad del proveedor, es a causa de que el acero con el que evaluaron fue de 0.31% peso de contenido de carbono, pero

dentro del rango establecido por la norma ASTM para aceros con bajo contenido de carbono, por lo que cumple satisfactoriamente con las propiedades mecánicas de tensión uniaxial.

4.2.2 Ensayos de microdureza de metales base

Se realizaron ensayos de microdureza Vickers a los materiales base en condiciones de recibido, realizando tres mediciones distintas las cuales se tomaron en la parte superior, zona central e inferior. Los valores de las mediciones obtenidas se presentan en la Tabla 4.2 la cual contiene los valores proporcionados por el certificado de calidad del proveedor y los analizados para el presente estudio. Dentro de las mediciones reportadas del acero al carbono ASTM A516 Gr. 70, se logró observar que la mayor desviación estándar se presenta en la cara longitudinal, esto se debe a la presencia de granos alargados por el proceso de laminado de la placa. Estos resultados de microdureza coinciden con los reportados con Butt y col. [51] en su investigación de una soldadura disímil entre un acero ASTM A516 y un AISI 316L con el proceso de soldadura GTAW, en donde encontraron valores en un rango de 162 a 318 HV y para el acero AISI 316L el rango de dureza se encuentra entre 150 a 216 HV. Da Luz y col. [52] en su estudio hacen mención a que los valores del acero al carbono ASTM A516 Gr. 70 se encuentran en un rango entre 192 a 219 HV. En la contraparte para el acero AISI 316L el rango de dureza se encuentra entre 190 a 212 HV. Tomando como referencia ambos casos de estudio cumple satisfactoriamente con la evaluación mecánica de microdureza Vickers.

Tabla 4.2 Valores de microdureza en los metales base del acero al carbono ASTM A516 G.70 y el acero inoxidable AISI 316L.

Material	Dureza [HV ₁₀₀]	Desviación estándar
Proveedor	245.1	- - -
ASTM A516 (Superficial)	247.5	± 12.23
ASTM A516 (Longitudinal)	287.5	± 22.94
ASTM A516 (Transversal)	184.7	± 12.07
Proveedor	170 - 200	- - -
AISI 316L (Superficial)	193.1	± 8.91
AISI 316L (Longitudinal)	195.1	± 7.33
AISI 316L (Transversal)	174.9	± 9.95

4.3 Aporte térmico

Para realizar los cálculos del aporte de calor o aporte térmico, fue necesario realizar el tratamiento de la señal obtenida por medio de una tarjeta de adquisición de datos. Una vez filtrada la señal de una onda con periodicidad estable, se logró obtener una gráfica de ondas de tipo sinusoidal, la cual consta de valores de corriente pico y corriente de fondo. En el análisis de la señal digitalizada se observó un comportamiento más estable en la parte inferior, siendo esta los valores de corriente pico en donde los valores presentaron una tendencia muy similar, por lo cual se optó el elegir esta zona para la realización del análisis. En la Figura 4.3 se muestra la gráfica obtenida durante el monitoreo con el sensor de efecto Hall en la junta soldada en el modo sinérgico de la fuente de soldadura.

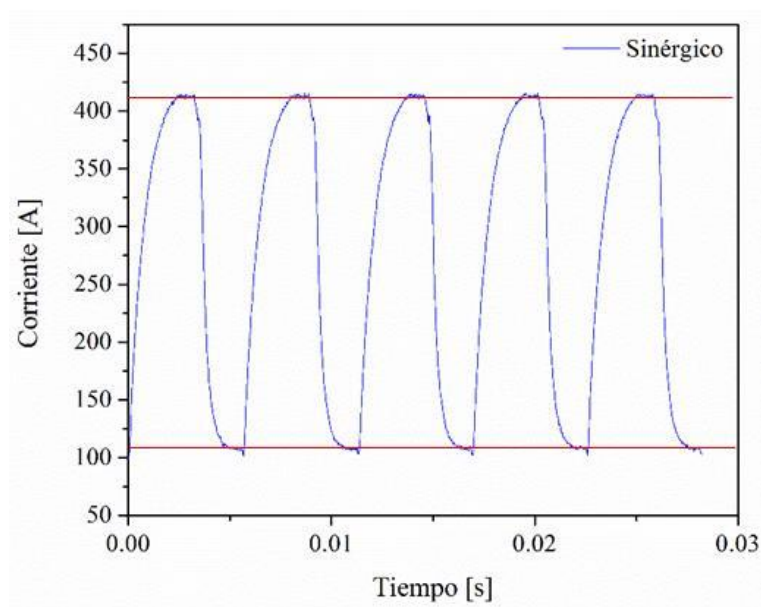


Figura 4.3 Señal filtrada de corriente vs. tiempo obtenida durante la soldadura en modo sinérgico.

A partir de la caracterización de la señal obtenida se obtuvieron los siguientes valores para la corriente, tiempos de pulso y voltaje: $I_p = 415$ A, $I_b = 112$ A, $V_{av} = 27.15$ V, $t_p = 0.96$ s y $t_b = 0.84$ s. Con estos datos se realizaron los cálculos de aporte térmico durante la soldadura, haciendo uso de las ecuaciones (6), (7) y (8).

En la Tabla 4.3 se indican los aportes térmicos calculados en el modo sinérgico de la fuente de soldadura. También, se presentan el máximo y el mínimo calor aportado en las variables utilizadas

dentro de la matriz de arreglo ortogonal L_9 de la metodología Taguchi, que se muestra más adelante a detalle. Tomando como referencia estos valores de la soldadura en el modo sinérgico, se realizó la matriz de diseño de experimentos del arreglo ortogonal de la metodología Taguchi.

Tabla 4.3 Resultados del cálculo de aporte térmico de la unión soldada en el modo sinérgico.

Experimento	I_p (A)	I_b (A)	t_p (s)	t_b (s)	I_{av} (A)	V (v)	H (kJ/mm)
Sinérgico	415	112	0.96	0.84	273.6	27.16	1.735
Menor	410	107	0.76	0.84	250.93	27.16	1.591
Mayor	420	117	1.16	0.84	292.74	27.16	1.856

4.4 Caracterización macro y microscópica de las uniones soldadas.

En la Figura 4.4 se muestra una macrografía de la unión soldada en modo sinérgico posterior a la preparación metalográfica para revelar cordón de la soldadura y mediante el software AutoCad se obtienen los datos necesarios para realizar el cálculo del porcentaje de dilución. El ataque químico realizado reveló el cordón de soldadura y la zona de afectación térmica hacia el acero al carbono ASTM A516 Gr. 70. En donde se calculó el porcentaje de dilución, obteniendo como resultado 37.8%, siendo este valor una base para poder comparar con las condiciones de soldadura.

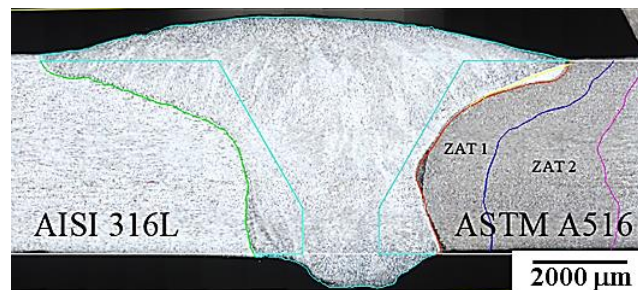


Figura 4.4 Macrografía de la unión disímil obtenida en el modo sinérgico.

En la Figura 4.5 se muestran las micrografías de la unión soldada obtenida en el modo sinérgico de la fuente de soldadura en la que se logra observar el comportamiento microestructural resultante posterior al proceso de la soldadura una vez solidificada a temperatura ambiente. En el caso del AISI 316L Figura 4.5a) y c) se observa que la microestructura no presenta algún cambio

significativo, esto debido a que el metal de soldadura y este tienen virtualmente la misma composición química. Mientras que para el acero al carbono ASTM A516 Gr.70 Figura 4.5c) y d), se observó que su microestructura sufre cambios, debido a las altas temperaturas y posterior solidificación, en la que se nota la presencia de una estructura en forma de “agujas” siendo esta la fase de martensita.

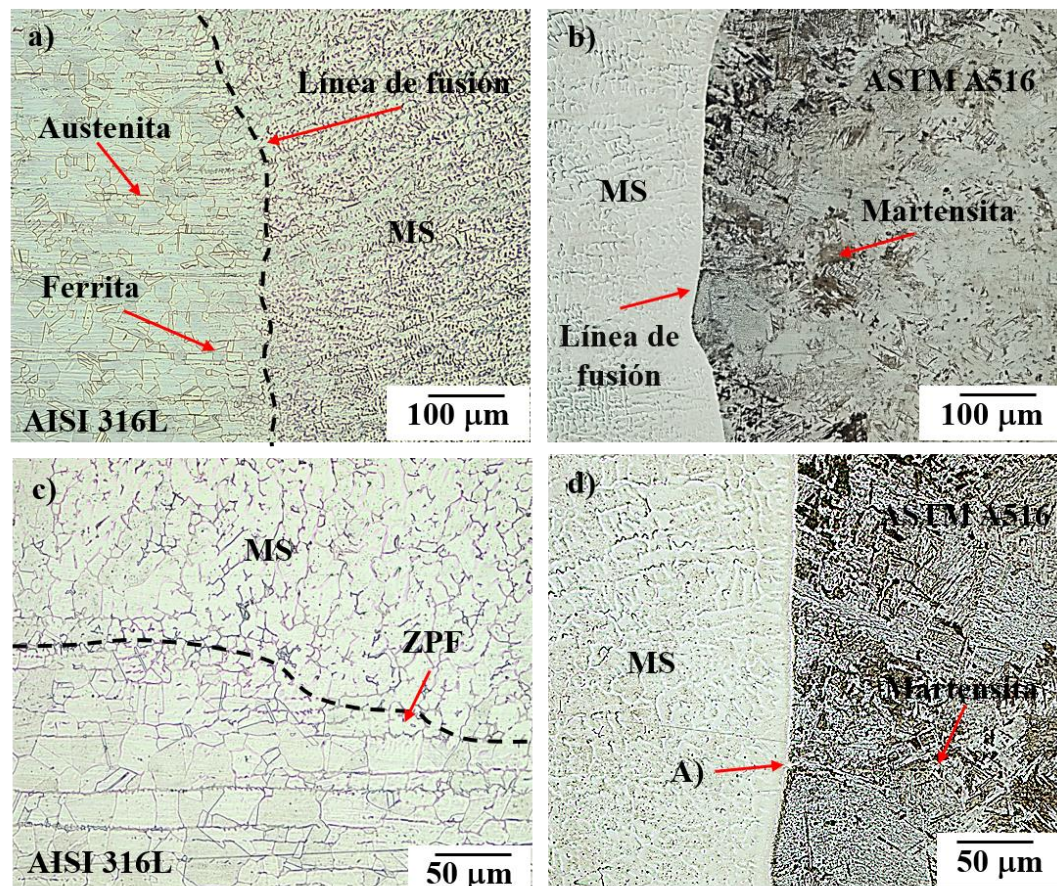


Figura 4.5 Micrografías de la unión soldada en el modo sinérgico; a) y c) interfase entre el acero AISI 316L y el metal de soldadura (MS), b) y d) interfase entre el acero ASTM A516 y el metal de soldadura (MS), A) indica la penetración del MS en los límites de grano del acero al carbono.

En la interfase de la unión soldada entre el acero AISI 316L Figura 4.5c) y el metal de soldadura no se observó algún tipo de refinamiento en la microestructura debido a la similitud en composición química entre el AISI 316L y el electrodo por lo cual no se produce recrystalización de los granos [53]. Únicamente se logra observar un incremento en el contenido de ferrita en la ZAT cerca de la línea de fusión por la temperatura alcanzada. Así mismo, se observa una pequeña franja de material

que se encuentra parcialmente fundido (MPF), lo cual coincide con la literatura en el estudio de una soldadura disímil [5]. Mientras que para el acero al carbono ASTM A516 Gr. 70 en la Figura 4.5d) se logró observar un cambio en la microestructura presentando formas en tipo de aguja, lo cual es un indicativo de la presencia de la fase de martensita, esto coincide con la morfología encontrada en la investigación realizada por Yuehui y col. [54] en donde estudiaron la morfología de aceros con distintos contenidos de carbono.

4.5 Perfiles de microdureza Vickers de la unión soldada en modo sinérgico

En este apartado se presentan los perfiles de microdureza en los que se observa la presencia de una pequeña zona de fase martensítica en la que se presentaron incrementos en la dureza del material. En la Figura 4.6 se presenta de manera gráfica el comportamiento de las mediciones de la microdureza a lo largo del cordón de soldadura, en donde se señalan las tres zonas que lo componen, los metales base (MB), la zona afectada térmicamente (ZAT) y la zona de fusión (ZF).

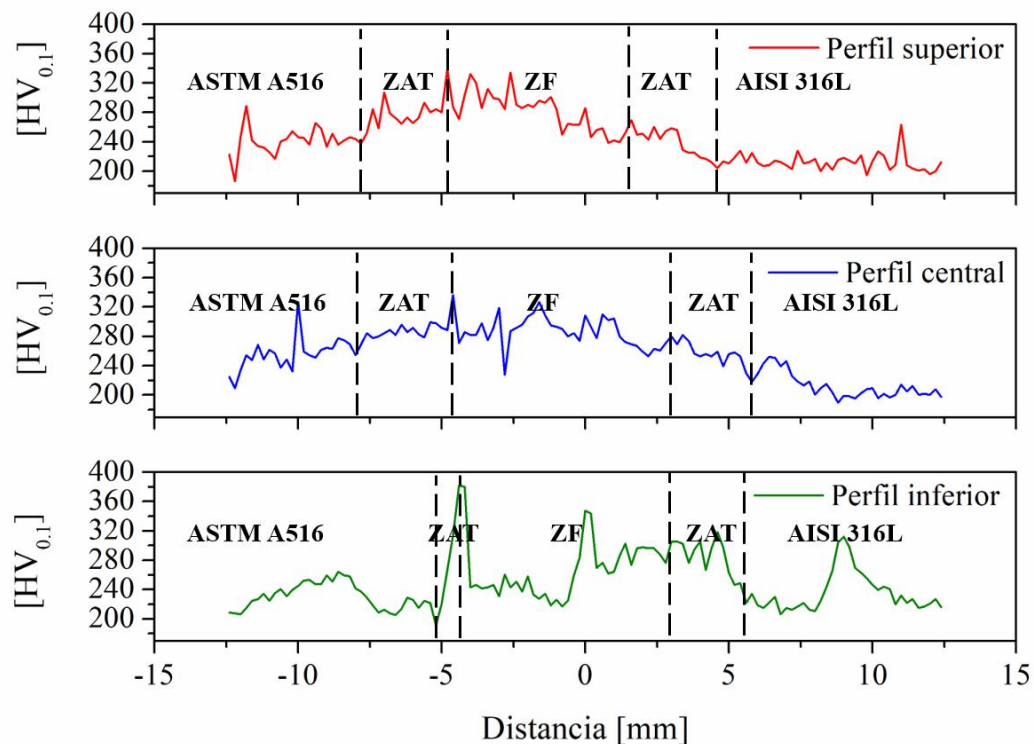


Figura 4.6 Perfiles de microdureza Vickers de la unión disímil AISI 316L/ASTM A516 Gr. en modo sinérgico.

Analizando a detalle se destaca que los valores de dureza más altos se encuentran en la ZAT hacia el acero al carbono ASTM A516 Gr, donde se obtuvieron valores de 338 HV en el perfil superior, 336.2 HV en el perfil central y 340 HV en el inferior, lo cual nos da indicativo de presencia de bandas de martensita.

4.6 Diseño experimental de Taguchi arreglo ortogonal L_9

Una vez que se realizó y caracterizó la soldadura de referencia obtenida en modo sinérgico se evaluó el tema de los valores que afectan el aporte de calor, tomando como referencia lo reportado por Sánchez y col. [9]. Se tomaron como variables de respuesta los parámetros de corriente pico (I_p), corriente de fondo (I_b) y el tiempo de permanencia pico del pulso (t_p). Estos parámetros dictan el calor de aporte y en consecuencia afectan el tamaño de la ZAT y el porcentaje de dilución. Este último, impacta en la formación de la fase de martensita en la zona de fusión entre el acero al carbono y el metal de soldadura. En la metodología Taguchi, al momento de realizar un análisis parcial de los resultados se obtiene el porcentaje de contribución de cada una de las variables mencionadas para disminuir el porcentaje de dilución en el material base del acero al carbono ASTM A516, el cual es uno de los principales objetivos a cumplir dentro del presente proyecto de investigación. Por lo que los parámetros y niveles con sus respectivas combinaciones quedan distribuidos como se muestra indicado en la Tabla 4.4.

Tabla 4.4 Condiciones de soldadura para los distintos niveles.

Parámetros	Símbolo	Nivel 1	Nivel 2	Nivel 3
Corriente pico	I_p (A)	410	415	420
Corriente fondo	I_b (A)	107	112	117
Tiempo pico de pulso	t_p (s)	0.76	0.96	1.16

Una vez analizados los datos a modificar conforme a los cálculos de aporte de calor térmico. Con el apoyo del software Minitab 19, se realizó el diseño de experimentos de la matriz ortogonal L_9 , la cual incluye sus variables y sus respectivos niveles, tal y como se muestran sus respectivas combinaciones de parámetros y niveles, tal como se muestra en la Tabla 4.5.

Tabla 4.5 Datos experimentales de la matriz de arreglo ortogonal L_9 de la metodología Taguchi.

Experimento	I_p (A)	I_b (A)	t_p (s)
1	410	107	0.76
2	410	112	0.96
3	410	117	1.16
4	415	107	0.96
5	415	112	1.16
6	415	117	0.76
7	420	107	1.16
8	420	112	0.76
9	420	117	0.96

4.7 Cálculos de aporte térmico de las uniones soldadas de la matriz experimental L_9

Al igual que en el apartado para calcular el aporte térmico para la probeta en modo sinérgico de la junta soldada, se repitió el mismo proceso para la matriz de diseño experimental, haciendo uso de las mismas ecuaciones (6), (7) y (8), respectivamente.

En la Tabla 4.6 se muestra el concentrado general de los cálculos obtenidos, donde se observa, que las corrientes establecidas en la Tabla 4.4, se acercan en un 90-95% de su desempeño. También, dentro del contenido de la Tabla 4.6 se puede apreciar que el experimento 2 y 5 presentan el más alto y más bajo aporte térmico, respectivamente.

Tabla 4.6 Cálculo de aporte térmico de la matriz de diseño ortogonal L_9 .

Experimento	I_p (A)	I_b (A)	t_p (s)	t_b (s)	V (V)	H (kJ/mm)
1	382.76	80.79	0.56	0.04	26.67	1.767
2	385.04	86.99	0.44	0.24	26.74	2.373
3	386.02	91.89	0.84	0.44	27.02	1.798
4	388.3	77.85	0.92	0.2	27.02	2.1
5	396.79	95.48	1.0	0.08	27.13	1.748
6	390.59	91.89	1.08	0.32	26.92	2.026
7	410.5	86.34	0.88	0.52	27.39	1.856
8	411.48	81.44	0.84	0.12	26.92	2.327
9	406.59	88.63	1.28	0.36	27.26	2.144

4.8 Macrografías de los perfiles de la unión soldada

En las imágenes de la Figura 4.7 se muestran las macrografías de las nueve juntas soldadas de la matriz experimental obtenidas por medio de microscopía óptica.

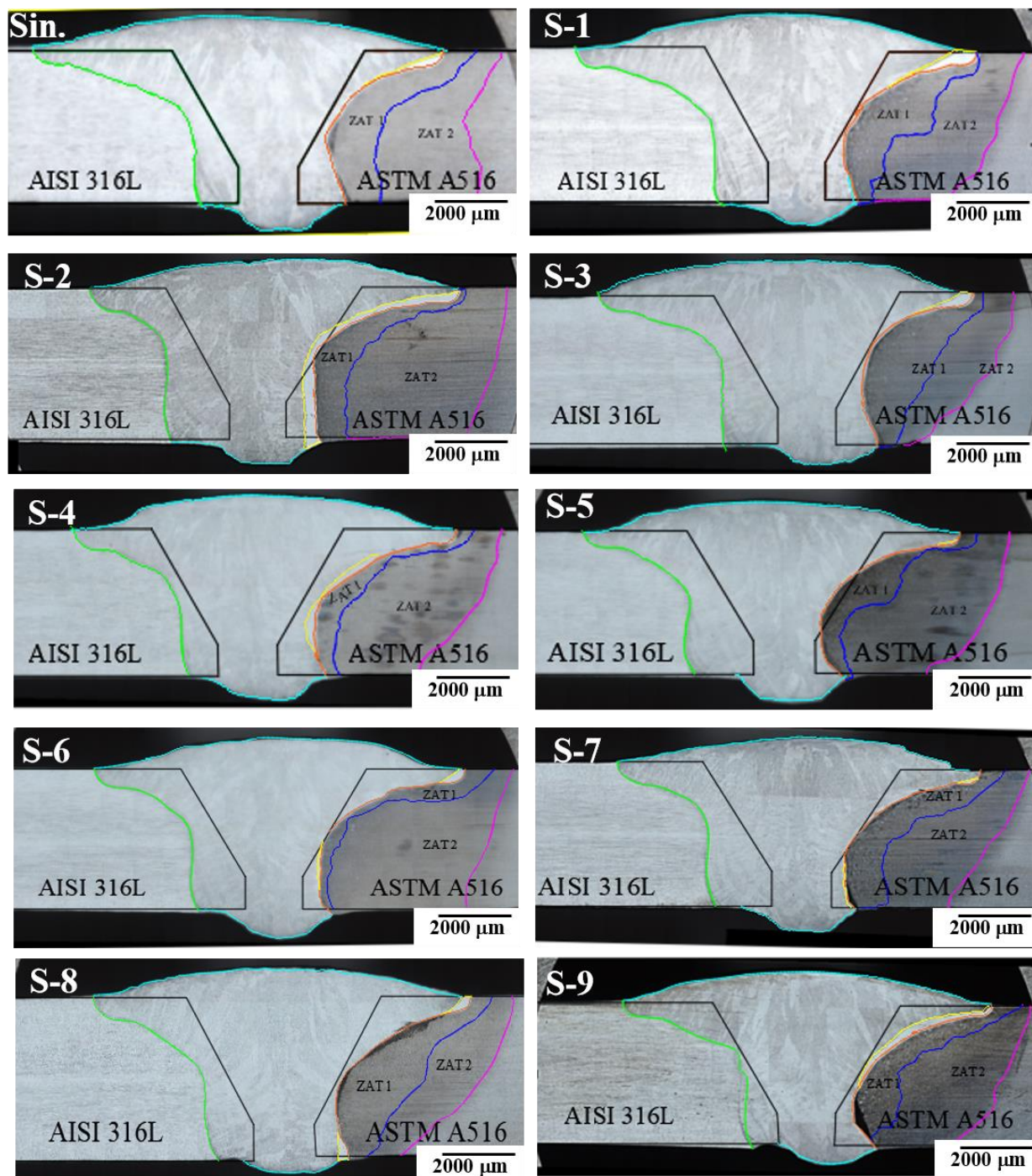


Figura 4.7 Macrografías de las uniones soldadas que se realizaron de acuerdo al arreglo ortogonal L_9 de la metodología Taguchi.

Las imágenes fueron tomadas en modo panorámico, en donde se pueden visualizar las líneas de fusión del cordón de soldadura entre el metal de soldadura y los metales base, la geometría en el cordón de soldadura, así como, la zona afectada térmicamente de alta y baja temperatura, y la delimitación del área de martensita presente en la línea de fusión entre el electrodo ER-316L-Si y el acero al carbono ASTM A516 Gr. 70.

Análisis de resultados del porcentaje de dilución, tamaño de la ZAT y medición de martensita. Con base en las imágenes obtenidas por microscopía óptica se realizó la medición del porcentaje de dilución para cada uno de los metales base, esto analizando el aporte térmico de cada una de las uniones soldadas, del mismo modo se realizó la medición de las áreas de la ZAT del acero al carbono ASTM A516 Gr. 70 que es la principal zona de interés para este proyecto de investigación, ya que se debe disminuir su porcentaje de dilución. Por último, se realizó la delimitación de las áreas de martensita localizadas en la interfase del metal de la soldadura ER-316L-Si y el acero al carbono ASTM A516, en donde se observan pequeñas islas o franjas de esta fase. En la Tabla 4.7 se muestran los resultados calculados para el porcentaje de dilución de los metales base y el cordón de soldadura de la unión disímil, el tamaño de la zona afectada térmicamente y la cantidad de martensita presente.

Tabla 4.7 Resultados del porcentaje de dilución, tamaño de la ZAT y cantidad de martensita.

Experimento	A ₁ (mm ²)	A ₂ (mm ²)	A ₃ (mm ²)	A _T (mm ²)	Dilución 316L (%)	Dilución A516 (%)	Dilución total (%)	Cont. martensita (mm ²)	ZAT (mm ²)
Sinérgico	0.1364	0.0911	0.496	0.7235	18.85	12.59	31.44	0.0054	0.3306
1	0.16116	0.0649	0.5345	0.7605	21.19	8.53	29.72	0.0131	0.3413
2	0.1442	0.0826	0.4828	0.7096	20.32	12.64	32.96	0.0373	0.4312
3	0.0837	0.1544	0.4985	0.7366	11.36	20.96	32.32	0.0068	0.2816
4	0.1742	0.0731	0.4757	0.723	24.09	10.11	34.2	0.0118	0.342
5	0.1624	0.0453	0.4778	0.6855	23.69	6.61	30.30	0.0004	0.358
6	0.1398	0.0603	0.5054	0.7055	19.82	8.55	28.36	0.0053	0.4099
7	0.1451	0.049	0.4148	0.6089	23.83	8.05	31.88	0.0019	0.2813
8	0.1417	0.0728	0.4237	0.6382	22.2	11.41	33.61	0.0057	0.2797
9	0.1104	0.0771	0.49	0.6775	16.3	11.38	27.68	0.0192	0.3319

Analizando los resultados de la tabla anterior, se observa como los valores de porcentaje de dilución y el contenido de martensita encontrada varían según los experimentos de la matriz L⁹.

Por ello se resaltan dos experimentos en donde se presentó un incremento en el porcentaje de dilución respecto a la soldadura en el modo sinérgico, siendo el experimento número 2 en donde se observaron los valores de 12.64% en dilución presente hacia el acero al carbono, 0.0373 mm^2 en la cantidad de martensita encontrada y un área total de ZAT de 0.4312 mm^2 . Mientras que para el experimento número 5 la dilución presentó una disminución y se obtuvo un valor de 6.61% hacia el acero al carbono, un contenido de martensita de 0.004 mm^2 y un tamaño en la ZAT de 0.358 mm^2 . Tomando estos dos valores como referencia se procedió a la realización de la réplica de experimentos y siendo el experimento denominado #5 los valores óptimos para la realización de las soldaduras optimizadas.

4.9 ANOVA de la matriz ortogonal L_9

En la Tabla 4.8 se indican los valores de respuesta de cada uno de los factores que se tomaron en cuenta para el análisis de la metodología de Taguchi, observando que las mayores contribuciones en el proceso de la soldadura son la corriente pico (I_p) de 37.87% y el tiempo de permanencia de los pulsos (t_p) con un valor de 39.40%, esto debido a que el tiempo de permanencia del pulso se encuentra relacionado hacia la forma de la señal en la corriente de fondo, disminuyendo así su permanencia en los pulsos lo cual produce que las ondas sean más angostas. A su vez, se observó que el margen de error de las variables de respuesta es de solo el 0.003%, lo cual es un indicativo positivo para poder llevar a cabo la predicción de la variable de respuesta. En un estudio realizado por Aghakhani y col. [55] para optimizar los parámetros de soldadura con el proceso de soldadura GMAW, obtuvieron que al momento de ajustar la velocidad de alimentación del electrodo de microalambre se disminuye el porcentaje de dilución de los metales base, obteniendo como resultado un error residual del 9.24%, siendo un valor óptimo por las condiciones que marca la metodología Taguchi, donde mientras más cercano el valor sea a cero, la predicción de valores será más idónea y aceptable.

Los parámetros mostrados en la Tabla 4.8 afectan de manera significativa las características de la calidad. En este caso el porcentaje de dilución hacia el acero ASTM A516, las principales contribuciones fueron la corriente pico (I_p) y el tiempo de pulso (t_p). Este comportamiento concuerda con las referencias [9, 56] donde estos parámetros afectan de manera directa el ancho del cordón de la soldadura. Los grados de libertad (GL) se presentan por cada factor igual a 2 y para la covariable se indica como 1, lo que nos indica la suma de las variables independientes en

la suma de cuadrados (SC), el valor de (MC) es un índice de la variación para los distintos modelos del componente. El valor de F se determina e indica la asociación de respuesta de las variables [57].

Tabla 4.8 Respuestas del análisis de varianza (ANOVA).

Fuente	GL	SC Sec.	Contribución	SC Ajust.	MC Ajust.	Valor F	Valor <i>p</i>
V	1	0.894	0.64%	51.1604	51.1604	20239.16	0.004
I_p [A]	2	53.206	37.87%	67.1551	33.5775	13283.34	0.006
I_b [A]	2	31.044	22.10%	86.006	43.003	17012.08	0.005
t_p [s]	2	55.351	39.40%	55.351	27.6755	10948.49	0.007
Error	1	0.003	0.00%	0.0025	0.0025		
Total	8	140.497	100.00%				

Por lo tanto, al momento de realizar las predicciones de los parámetros óptimos a utilizar, y mediante el apoyo del software Minitab 19, se logró obtener una relación en valor porcentual de cada una de las variables. Así mismo, se denota que el error del diseño de experimentos configurado a replicar da como resultado un error de solo el 0.003%, lo cual no indica que es idóneo para lograr la disminución o suprimir la cantidad de martensita presente en la soldadura, reducir el porcentaje de dilución hacia el acero al carbono y poder cumplir con las propiedades mecánicas de la junta soldada optimizada. Adicionalmente, Roy [57] menciona que para un diseño de experimentos aceptable el margen de error se debe de encontrar entre un 8 a 10%, y comparando con lo analizado para los parámetros óptimos de este proyecto cumple de manera altamente satisfactoria ese requerimiento.

4.10 Análisis de la relación señal ruido (S/N)

Dentro del análisis de la metodología lineal de Taguchi, en el software Minitab 19, se obtuvieron como resultado las siguientes gráficas de respuesta SN para la optimización de los parámetros para replicar las soldaduras, el cual indica que se deben de tomar los valores mayores SN que en este caso serían los siguientes: $I_p = 415$ A, $I_b = 107$ A y $t_p = 0.76$ s, usando la opción de señal-ruido “menor es mejor”. En las Figuras 4.8 y 4.9 se observa el comportamiento de las variables de respuesta para el porcentaje de dilución hacia el acero al carbono ASTM A516 Gr. 70 y la cantidad de martensita.

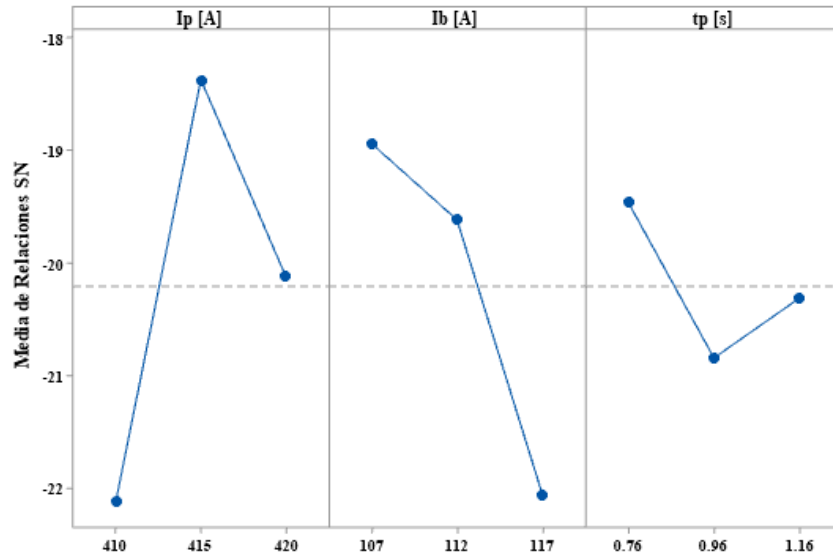


Figura 4.8 Efectos principales en la relación señal ruido (S/N) para el porcentaje de dilución hacia el acero al carbono ASTM A516 Gr. 70

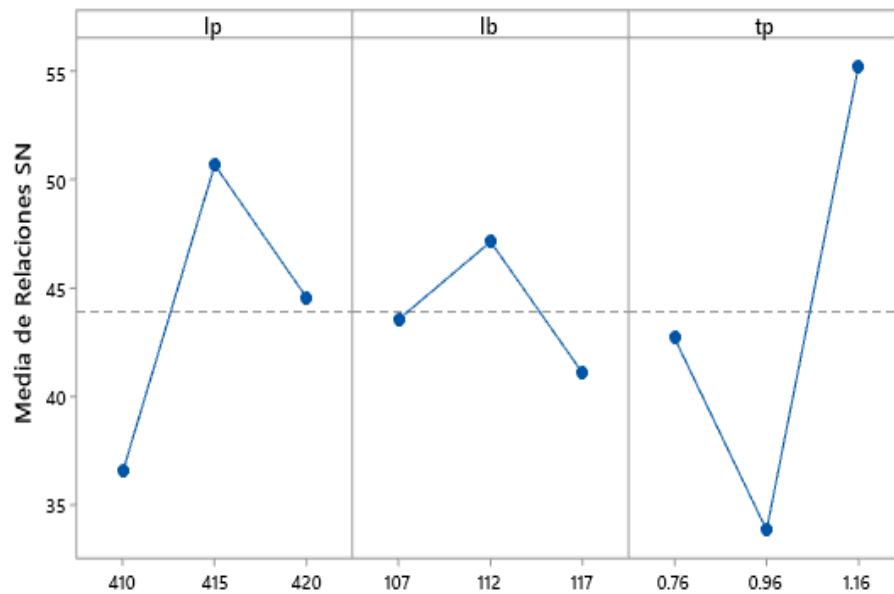


Figura 4.9 Efectos principales en la relación señal ruido (S/N) para el contenido de martensita.

Los parámetros utilizados como óptimos para realizar la soldadura fueron los encontrados para el porcentaje de dilución hacia el acero al carbono ASTM A516 Gr. 70, ya que al obtener un menor tiempo de pulso las señales filtradas y caracterizadas de corriente se verán disminuidas en su ancho en la parte inferior de la corriente de fondo debido a que van a la par en su comportamiento, esto

como se muestra, posteriormente en la Figura 4.10 al comparar la señal corriente vs tiempo de los parámetros óptimos.

4.11 Predicción de resultados

Continuando con el análisis dentro del software, se realizó una predicción de respuesta de las variables con respecto al porcentaje de dilución hacia el acero al carbono en la soldadura optimizada y teniendo como resultado una relación S/N y una media tal y como se muestra en la Tabla 4.9.

Tabla 4.9 Resultados de la predicción del porcentaje de dilución hacia el acero al carbono.

Relación S/N	Media
-16.3705	5.20704

Esta predicción nos brinda un indicativo positivo para obtener resultados favorables al momento de realizar las réplicas de las juntas soldadas. En la Tabla 4.10 se muestran los parámetros óptimos proporcionados por el software Minitab 19, para la obtención de la soldadura disímil óptima.

Tabla 4.10 Parámetros óptimos de respuesta para soldar.

I_p (A)	I_b (A)	t_p (s)
415	107	0.76

4.12 Caracterización de señales

La señal adquirida durante la soldadura con parámetros óptimos se grafica en la Figura 4.10 y se compara con las señales del modo sinérgico de la fuente de soldadura y el experimento número 2 del diseño ortogonal L_9 establecidos para validar los parámetros.

En primer término, se puede observar que se graficaron tres ondas tipo sinusoidales de cada una de las condiciones de soldadura, con el propósito de realizar una comparativa entre estas. En el modo sinérgico se aprecia que las señales en cuanto a su tiempo de pulso son más amplias esto a causa de no haber manipulado ningún parámetro hasta el momento. En la condición del experimento #2, se ve que la duración en el tiempo de pulso disminuyó esto a causa de las corrientes pico y de fondo. La señal de condición de soldadura para los parámetros óptimos, coincide con la del experimento #2 en cuanto a su tiempo de pulso, con la diferencia de que el valor establecido de

corriente pico y de fondo se asemejan en su geometría. Lo cual es indicativo de que la adquisición de datos por medio de un sensor de efecto Hall beneficia el manejo de los mismos y permite observar los cambios en la onda (pulsos) de acuerdo a los parámetros de la soldadura que se estén utilizando durante el proceso.

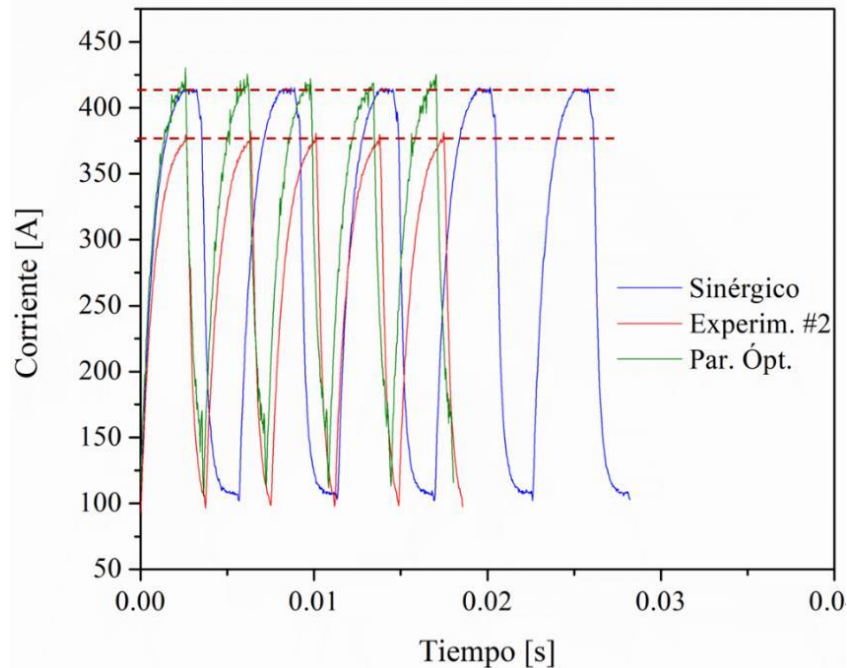


Figura 4.10 Caracterización de señales de corriente de las tres condiciones de soldadura.

4.13 Macrografías de las uniones soldadas

En la Figura 4.11 se muestran las macrografías de las uniones soldadas para las tres condiciones analizadas, las cuales se obtuvieron por medio de microscopía óptica realizando una captura de imagen panorámica. Dentro de las imágenes mostradas se logran observar de manera nítida la línea de fusión entre el cordón de soldadura y los metales base, las zonas afectadas térmicamente de alta (ZAT 1) y baja (ZAT 2) temperatura, así como la zona marcada en color más oscuro con el contenido de martensita encontrada entre el metal de soldadura y el acero al carbono ASTM A516, en la cual se observa como varía la cantidad de esta fase desde el modo sinérgico hasta los parámetros óptimos.

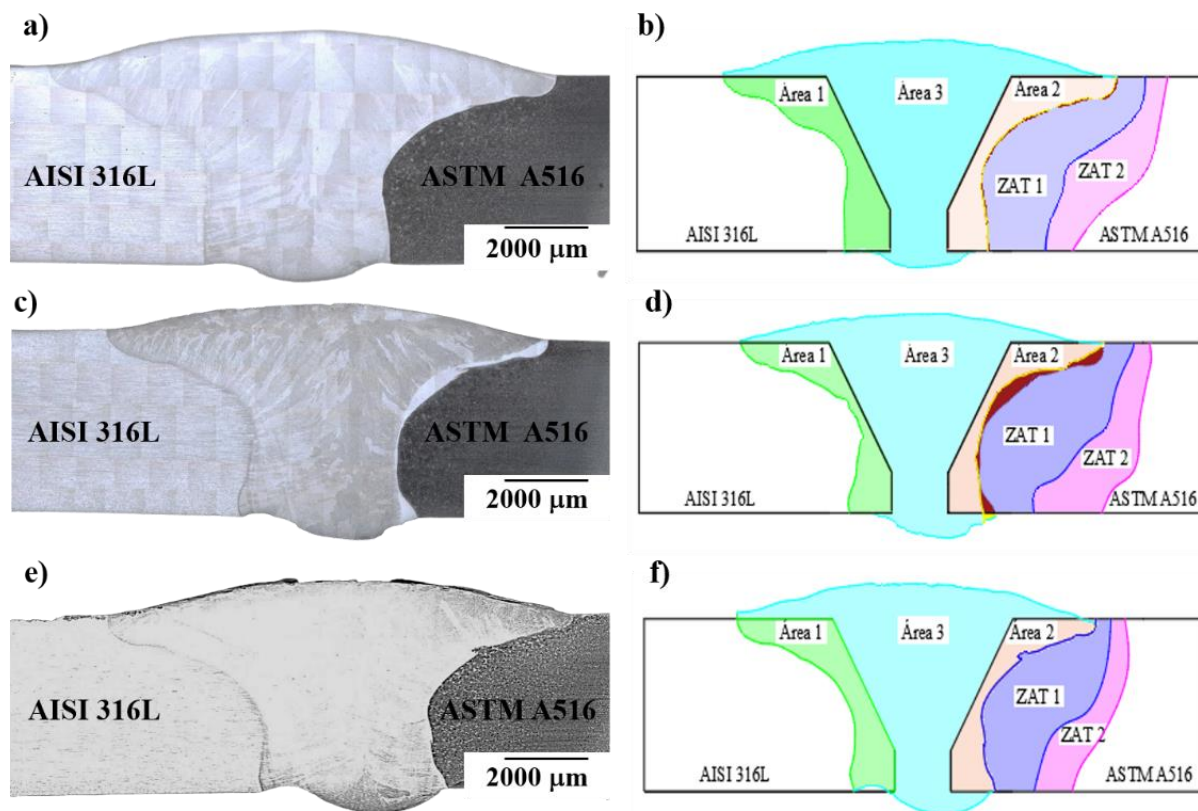


Figura 4.11 Macrografías de las uniones soldadas; a) modo sinérgico, c) experimento #2 de la matriz ortogonal L_9 , e) parámetros óptimos, b), d) y f) son las delimitaciones de las soldaduras para cálculo de porcentaje de dilución, tamaño de la ZAT y el contenido de martensita.

En la Tabla 4.11 se muestra el resumen de los cálculos de porcentaje de dilución obtenidos hacia el acero al carbono ASTM A516 Gr. 70 y el contenido de martensita encontrado en la interfase entre el metal de soldadura y el acero al carbono de las juntas soldadas de cada una de las condiciones realizadas durante el proceso de soldadura. Se observó que los porcentajes de dilución hacia el acero al carbono ASTM A516 de las uniones en modo sinérgico y el Experimento #2, son casi idénticos (con 16.48 y 16.67%, respectivamente) mientras que el promedio de los parámetros óptimos fue (16.43%) logrando una disminución, lo cual es un indicativo positivo de la predicción realizada con anterioridad. Del mismo modo, se puede visualizar que la cantidad de martensita se logró casi suprimir en su totalidad obteniendo un valor promedio de 0.0002 mm^2 en la junta soldada de la condición de parámetros óptimos.

Comparado con las soldaduras en modo sinérgico que obtuvo 0.0044 mm^2 y la que presentó mayor contenido de martensita con 0.023 mm^2 fue la del experimento #2 tal y como se muestra en

el inciso d) de la Figura 4.11, siendo estos resultados favorables en cuanto a la predicción de la matriz ortogonal L_9 de la metodología Taguchi.

Tabla 4.11 Resultados de porcentaje de dilución, tamaño de ZAT, contenido de martensita y aporte térmico medidos en las distintas condiciones de las uniones disímiles AISI 316L/ASTM A516 Gr. 70.

Soldadura	Dilución 316L [%]	Dilución A516 [%]	Dilución total [%]	Cont. Martensita [mm ²]	ZAT Alta T. [mm ²]	ZAT Baja T. [mm ²]	ZAT [mm ²]	H [kJ/mm]
Sinérgico	18.5	16.48	34.98	0.0044	0.2054	0.124	0.3294	1.745
Experim. # 2	15.81	16.67	32.48	0.023	0.2207	0.1245	0.3452	1.761
Parám. Ópt.	18.31	16.43	34.75	0.0002	0.1776	0.1277	0.3053	1.647

4.14 Perfiles de microdureza de la unión soldada.

Como parte de la caracterización mecánica de las uniones soldadas se llevaron a cabo pruebas de microdureza Vickers en donde se realizaron tres perfiles, uno en la parte superior, parte central y por último en la parte inferior, esto con la finalidad de analizar el comportamiento mecánico con respecto a la fase de martensita que se presentó en las réplicas de las soldaduras y compararlo con las mediciones de los metales base el acero inoxidable AISI 316L y el acero al carbono ASTM A516 Gr. 70. En las gráficas de las Figuras 4.12, 4.13 y 4.14 se muestran las gráficas con los perfiles de microdureza Vickers realizados en las distintas condiciones de las uniones soldadas.

En las figuras antes mencionadas se pueden apreciar los valores medidos de la microdureza Vickers en las tres condiciones de soldadura en el modo sinérgico, experimento #2 del diseño experimental de la matriz ortogonal L_9 y la soldadura optimizada. Estos valores corresponden a tres perfiles; superior, central e inferior de cada una de las juntas soldadas por el proceso GMAW con arco pulsado. En la Figura 4.12 se muestran los perfiles de microdureza de la condición del modo sinérgico en donde se observó una geometría de la corona amplia siendo este el perfil superior con valores de microdureza de ~305 HV, en el perfil central se encontraron valores de ~305 HV con una geometría más esbelta y en el perfil inferior se encontraron valores de microdureza de ~240 HV, estos valores coincidieron en la línea de fusión entre el acero al carbono ASTM A516 y el metal de soldadura en donde se presentó un aporte térmico de 1.745 kJ/mm lo

cual fue suficiente para la formación de franjas de martensita y obtener una ZAT delgada en el perfil superior, pero más amplias en la zona central e inferior del cordón de la soldadura.

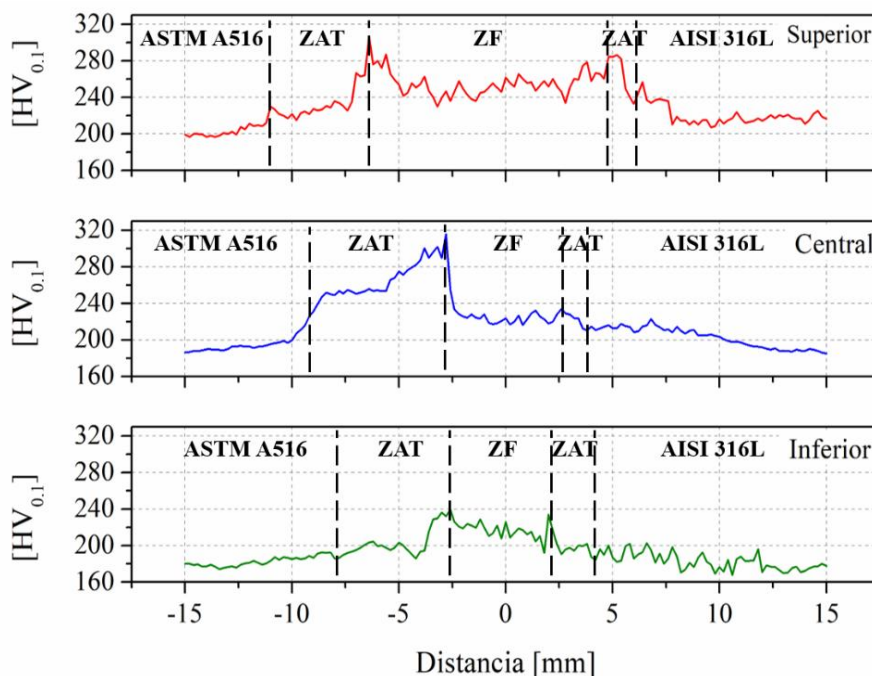


Figura 4.12 Perfiles de microdureza de la unión disímil ASTM A516 Gr. 70 – AISI 316L en modo sinérgico.

En la Figura 4.13 se muestra la soldadura de la condición del experimento #2 se observó una mayor presencia de la fase martensítica la cual se extiende desde la corona hasta la raíz de la soldadura en la línea de fusión entre el acero al carbono ASTM A516 y el metal de soldadura, esto fue causado por el aumento del aporte térmico que se aplicó durante el proceso de la soldadura (1.761 kJ/mm). A su vez se observa que la ZAT aumenta su tamaño lo cual es causado por el crecimiento de los granos y las transformaciones de fase que ahí ocurren, esto ubicado en la ZAT y la interfase en la línea de fusión, lo cual por ende provoca una disminución en la tenacidad y aumentar la dureza de los materiales [58]. En términos generales, los perfiles de microdureza de esta soldadura coinciden con el comportamiento observado en la soldadura obtenida con el modo sinérgico. La diferencia más notable son los valores más bajos y uniformes en dureza en el metal de la soldadura del experimento #2. En el estudio realizado por Smith [59], indica que la microdureza incrementa a causa de la formación de una fase martensítica en la línea de fusión entre aceros al carbono y acero

inoxidables en este caso el electrodo ER-316L-Si, debido a la distinta composición química que estos presentan.

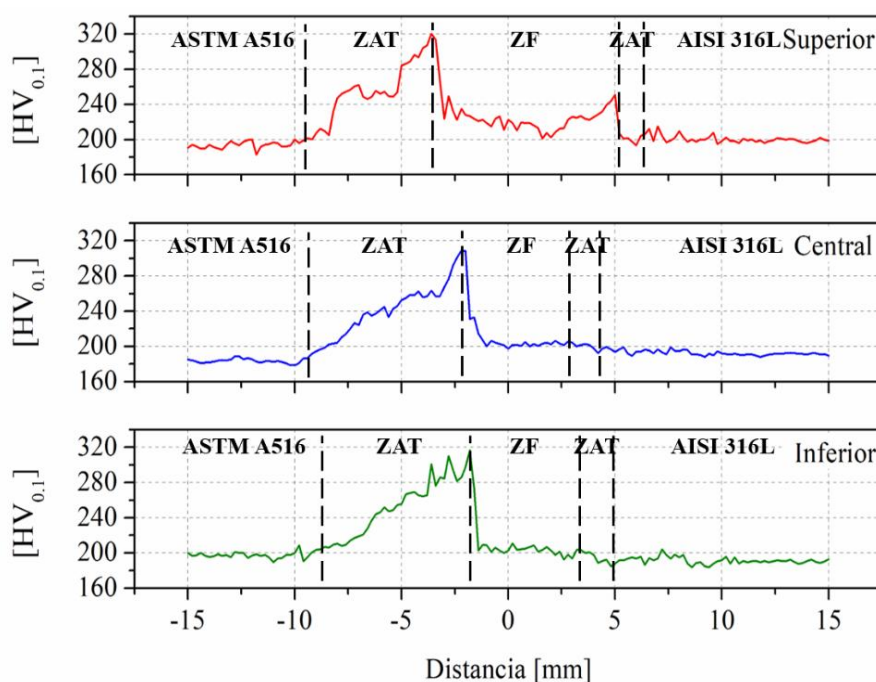


Figura 4.13 Perfiles de microdureza la unión disímil ASTM A516 Gr. 70 – AISI 316L del experimento #2.

En las gráficas de la Figura 4.14 se muestran los perfiles de microdureza de la junta soldada con los parámetros optimizados donde se observó en primer término que los valores de dureza en el perfil superior coinciden con la pequeña isla de martensita que se encontró cerca de la corona de la soldadura en la línea de fusión entre el acero al carbono ASTM A516 y el metal de soldadura con un valor de 320.3 HV. En el perfil central pese a no tener presencia de la fase martensítica en el cordón de soldadura se obtuvo un cambio en la estructura del acero al carbono y una difusión de átomos entre el metal de soldadura y el metal base del acero al carbono con un valor promedio de ~279 HV dentro del área de la ZAT. En el perfil inferior al no presentar martensita se encontró un valor promedio de ~221 HV en la línea de fusión y a lo largo de la ZAT la cual también se redujo debido a la disminución en el aporte térmico se obtiene una mejora en la tenacidad del metal base hacia la línea de fusión. En base a la literatura [58] una disminución de aporte térmico en las soldaduras tiende a generar una estructura más fina y lo cual aumenta propiedades mecánicas de los materiales.

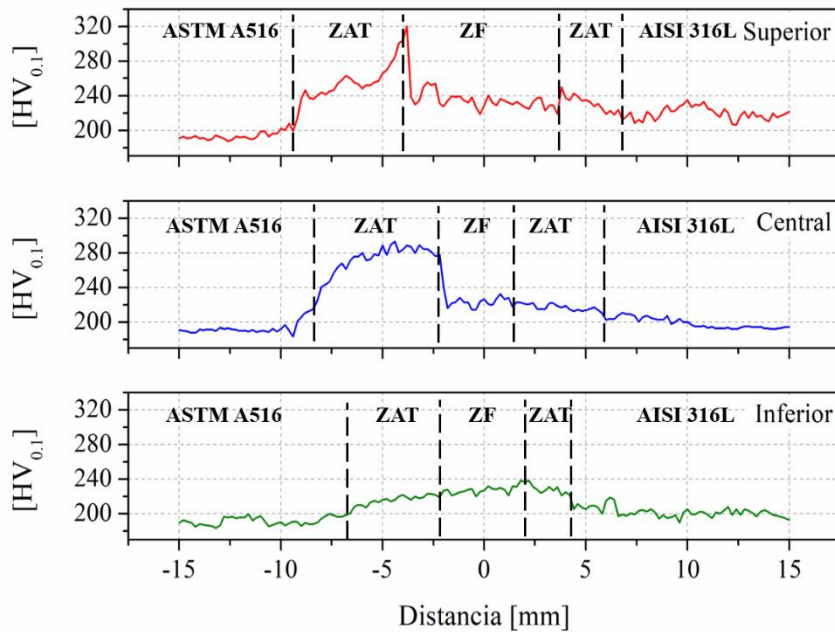


Figura 4.14 Perfiles de microdureza de la unión disímil optimizada.

Adicionalmente, con base en los parámetros establecidos por la Norma NACE MR0175 [60], el acero ASTM A516 Gr. 70, se cataloga como un acero de tipo dúctil por que el valor obtenido en las mediciones de dureza [~ 170 a 230 HV], se encontraron por debajo del máximo establecido en esta norma, indicando que este tipo de acero es susceptible a la corrosión, pero teniendo una unión disímil como la realizada en este proyecto puede ser utilizado en ambientes corrosivos, como atmosferas ácidas o incluso agua salada, por los beneficios que conlleva el contenido de Ni, Cr, Ti y Mo, del acero AISI 316L los cuales son elementos que pueden soportar ambientes corrosivos.

4.15 Ensayos de tensión uniaxial de la unión solda

Los ensayos de tensión uniaxial se realizaron en las uniones soldadas con el objetivo de determinar las propiedades mecánicas de cada proceso. Después del ensayo, la Figura 4.15 muestra una imagen de las probetas fracturadas, en ella se puede observar claramente que la fractura ocurrió en el metal del acero ASTM A516 Gr. 70 y a una distancia 1.5 cm de la línea de fusión (con este hecho, se cumple con uno de los objetivos específicos de este proyecto de investigación). Cabe observar que la fractura también está fuera de la ZAT del material. En la Figura 4.15, se observa que las fracturas presentan la formación de un cuello indicando que la fractura puede ser catalogada como dúctil. Esto coincide con el estudio realizado por Bahador y col. [6], donde realizaron pruebas de tensión en uniones disímiles como la realizada en este estudio, pero con distintos electrodos

como material de aporte. En donde sus resultados reportaron fallas similares a las ocurridas en las probetas de tensión ensayadas en este proyecto, presentando la forma de “copa-cono” hacia el acero al carbono ASTM A516 Gr. 70.

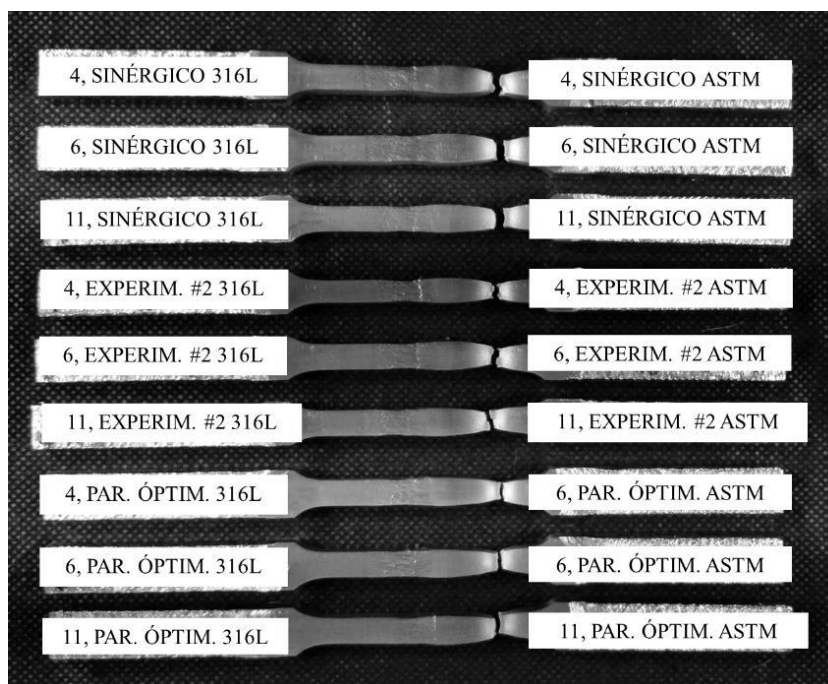


Figura 4.15 Probetas de tensión con la fractura hacia el acero al carbono ASTM A516 Gr. 70.

Una vez concluidos los ensayos de tensión uniaxial de las uniones soldadas, se realizó el procesamiento de los datos de las diferentes pruebas. En la Tabla 4.12 se muestran las estadísticas de los diferentes ensayos para los procesos realizados durante la parte experimental.

Tabla 4.12 Resultados promedio de los ensayos de tensión uniaxial de las gráficas esfuerzo–deformación de la unión soldada ASTM A 516 Gr. 70 – AISI 316L (IIMM).

Muestra	E [GPa]	σ_y [MPa]	σ_{UTS} [MPa]	Elongación [%]
A 516 Gr. 70	195 ± 14	370 ± 3	545 ± 5.6	11 ± 2.3
AISI 316L	184 ± 19	305 ± 2	602 ± 1.7	31 ± 1.6
Sinérgico	180 ± 19	320 ± 8	558 ± 21	13 ± 1.3
Experimento #2	188 ± 12	325 ± 7	550 ± 5	9.7 ± 1.0
Par. Óptimos	182 ± 4.8	327 ± 7	551 ± 11	12.6 ± 0.3

Analizando los resultados presentados en las Tablas 4.12 se puede observar que la condición del modo sinérgico y los parámetros óptimos cuentan con porcentajes de elongación casi idénticos,

mientras que el experimento denominado #2 presentó un descenso en ductilidad debido al aporte térmico y a la presencia de la fase martensítica encontrada en esta condición de soldadura. Del mismo modo analizando los resultados y comparándolo con el estudio realizado por Gharibshahiyan y col. [61] menciona que cuando se tiene un menor aporte térmico se ve reflejado en un aumento en la resistencia a la tensión y caso contrario a cuando se tiene un mayor aporte térmico, en la microestructura aumenta el tamaño del grano lo que por consecuencia ocasiona que disminuya la capacidad de resistencia a la tensión. Naskutis y col. [62] en su caso de estudio hace mención a que la presencia de granos finos y alargados entre los metales base y el metal de soldadura, se debe a un incremento en la austenita generando estructuras dendríticas y la formación de martensita, lo cual genera una disminución en las propiedades mecánicas de resistencia a la tensión. Considerando los resultados presentados en las gráficas σ versus elongación la unión disímil muestra una gran ductilidad. Además, se puede observar de los valores promedio, que si se compara el metal base del acero ASTM A516 Gr. 70 en condición de recepción, con los resultados de las uniones soldadas con el electrodo ER-316L-Si hay un aumento del 11.81% en promedio en la ductilidad dentro de la unión disímil optimizada. Del mismo modo, se observa hubo un incremento en el esfuerzo máximo de ± 17 MPa en promedio con respecto al metal base en cuestión. Este comportamiento pudiera ser similar a lo reportado en la literatura [63-65] en pruebas de tensión a alta temperatura. La diferencia estriba en lo que los autores indican: se debe de cumplir ciertas condiciones i) que la caída o efecto aserrado tenga un ángulo de 90° y que tenga una periodicidad. Por lo cual se infiere que las anomalías presentadas en las probetas de las tres condiciones de soldadura, no cumplen con lo expuesto en la literatura. Este fenómeno deberá investigarse con más profundidad.

El comportamiento al endurecimiento de las aleaciones y soldaduras puede ser analizado usando la ecuación de Hollomon o de Ramberg-Osgood. Para ello, es necesario analizar los datos de esfuerzo y deformación unitaria de ingeniería en forma de esfuerzo verdadero-deformación unitaria verdadera.

$$\begin{aligned}\sigma_v &= \sigma(1+e) \\ \varepsilon &= \ln(1+e)\end{aligned}\tag{10}$$

En dónde σ_v es el esfuerzo verdadero, ε es la deformación verdadera, σ es el esfuerzo de ingeniería y e es la deformación de ingeniería. Herrera y col. [66] utilizaron el método de análisis de Ramberg-Osgood en una junta soldada de Inconel 600, sus resultados indican que el

endurecimiento por deformación puede ser descrito mediante el ajuste a dos pendientes, es decir, presenta dos coeficientes de endurecimiento en un rango de 0 a 0.1 de deformación. En un estudio similar Granados y col. [67], aplicaron la ecuación de Ramberg-Osgood para determinar el fenómeno de endurecimiento por deformación en una soldadura de Inconel 600 envejecida térmicamente, los autores mencionan que el número de exponentes de endurecimiento “ n ” pueden depender de las características microestructurales del material, así mismo, denotan que al usar dos curvas de ajuste se puede romper la continuidad de las secciones, comparado a realizarlo con tres curvas, se ve un ajuste más idóneo indicando que este depende de las características metalúrgicas de las probetas al ser sometidas a tracción. Para este apartado el ajuste de las curvas esfuerzo – deformación verdadera ($\sigma_v - \varepsilon$) se aplicó el modelo de Hollomon, por medio de la siguiente ecuación

$$\sigma = K \varepsilon_p^n \quad (11)$$

Donde n es el exponente de endurecimiento el cual es una propiedad de los materiales que cuantifica cuanto aumenta la resistencia de un material debido a la deformación plástica y K es una constante, ambas dependen de las características microestructurales de los materiales [68].

Estas dos constantes son calculadas a partir de linealizar la ecuación (11)

$$\log(\sigma) = \log(K) + n_p \log(\varepsilon) \quad (12)$$

Aplicando la ecuación (12) se pudieron establecer las gráficas de la Figura 4.16 para el acero inoxidable 316L, el acero ASTM A516 Gr. 70 y las uniones soldadas mediante el método sinérgico y las soldaduras optimizadas. La Figura 4.16(a-e) muestra el resultado del proceso de linearización de la parte plástica de las curvas $\sigma_v - \varepsilon$. En la Figura 4.16(a) se muestra el comportamiento al endurecimiento del acero 316L, como puede observarse, a pesar del proceso de linearización, los datos muestran una curva y esta puede seccionarse tres secciones que pueden ajustarse a líneas rectas (ajustes lineales) con alta confianza, de esto, resultan en tres exponentes n_1, n_2, n_3 y tres constantes K_1, K_2, K_3 .

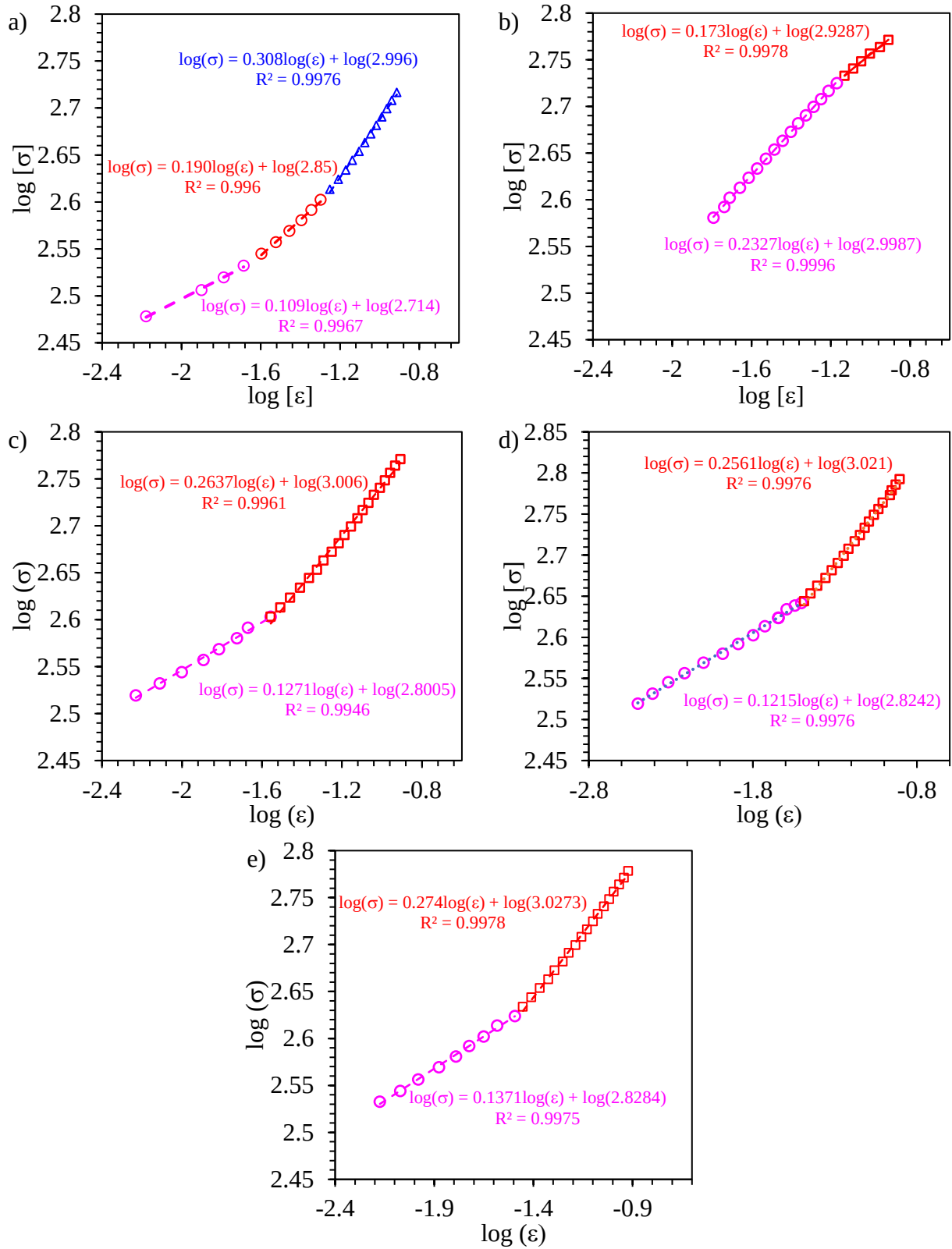


Figura 4.16 Gráficas de ajuste al modelo de Hollomon para a) 316L, b) ASTM A516 Gr. 70, c) unión sinérgica, d) experimento #2 y e) unión optimizada.

Interesantemente, el acero ASTM A516 Gr. 70 presenta una curva diferente (cóncava hacia abajo) y puede separarse en dos secciones rectas sobre las cuales se hace el mejor ajuste lineal para obtener dos exponentes n_1 , n_2 y dos constantes K_1 , K_2 .

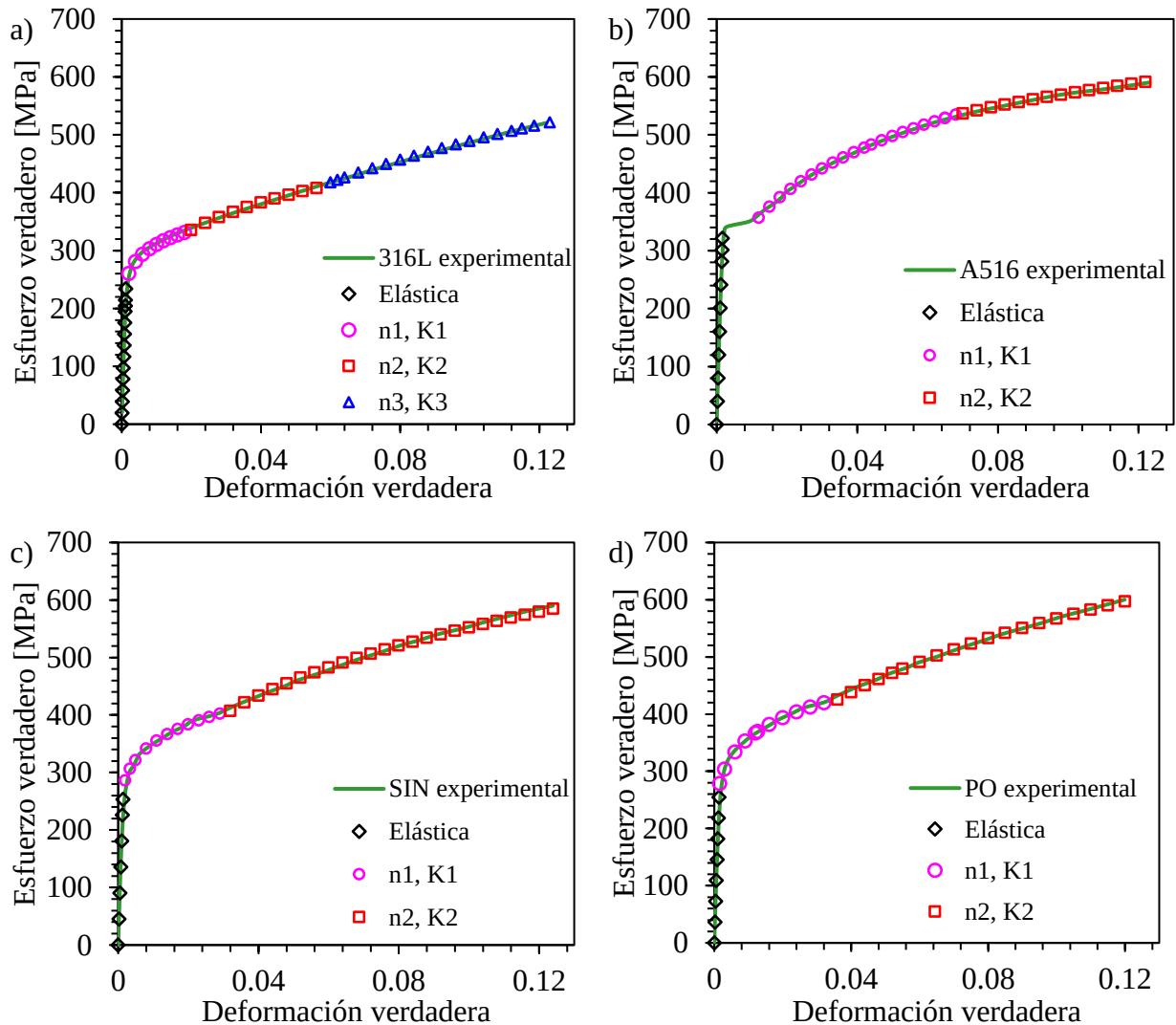


Figura 4.17 Comparación de resultados experimentales y modelado usando la ecuación de Hollomon y sus respectivas constantes en curvas $\sigma_v - \epsilon$ experimentales a) 316L, b) ASTM A516 Gr. 70, c) unión optimizada.

De la misma manera las uniones soldadas presentan un comportamiento similar al del acero ASTM A516 Gr. 70, es decir, dos pendientes por curva. Los valores de los diferentes exponentes de endurecimiento n_i y constantes K_i están desplegados en forma de línea recta en cada figura. Así

también aparece los valores del coeficiente de determinación R^2 , como es sabido un valor alto de este coeficiente indica que las predicciones de los modelos están cercanas a los valores experimentales de las curvas es decir el mejor ajuste lineal de los datos. Esto puede verse claramente en la Figura 4.17 de las gráficas $\sigma_v - \varepsilon$ para las diferentes condiciones experimentales. Analizando las gráficas de Figura 4.17(a-d) se observa que al momento de sobre poner el modelo de Hollomon sobre la gráfica esfuerzo-deformación verdadera presenta una curvatura distinta en el acero ASTM A516, la cual tiene una forma cóncava hacia abajo, siendo que presentó un comportamiento típico del acero al carbono conocido como (USYS esfuerzo de cedencia superior e inferior por sus siglas en inglés), que de acuerdo a la literatura [69], es el resultado del movimiento interrumpido de la banda de Luders a lo largo de la pieza. Esto se debe a que las dislocaciones frente a la banda de Luders se bloquean lo cual conlleva a un fenómeno conocido como envejecimiento por deformación, por lo que el esfuerzo debe de aumentar para así poder liberarse nuevamente para poder continuar con la deformación. Obteniendo un valor de esfuerzo último de 591 MPa. Mientras que para la Figura 4.17c) la resistencia la tensión se encontró un valor de 585 y 597 MPa para la condición del modo sinérgico y los parámetros óptimos respectivamente, atribuyendo esta leve mejora a la disminución de aporte que térmico mejoró la ductilidad en las uniones soldadas, ya que al disminuir el aporte térmico se reduce la fase martensítica que fragiliza la soldadura. Además, el hecho de presentar un menor aporte térmico se tiene una reducción en la ZAT hacia el lado del acero al carbono ASTM A516 Gr.70, lo que indica una disminución de los esfuerzos residuales o distorsiones durante el proceso de soldadura [7, 70].

Como conclusión de este ensayo mecánico se observó una mejora en la ductilidad del 11% en promedio y un aumento en el esfuerzo último del 3% en la unión optimizada comparados al metal base ASTM A516 Gr. 70, lo que comprueba que la soldadura presentó un rendimiento satisfactorio al final del ensayo, cumpliendo con las propiedades mecánicas esperadas.

4.16 Resistencia al impacto

Continuando con los estudios mecánicos se realizaron las pruebas de resistencia al impacto Charpy por medio de un péndulo instrumentado. En las gráficas de las Figura 4.18 y Figura 4.19 se presenta el comportamiento de cada una de las probetas ensayadas, dentro de las cuales se logra observar que las quince probetas tendieron a presentar el mismo comportamiento, siendo este de tipo dúctil, catalogado como “C” dentro de la Norma E2298-13a [71].

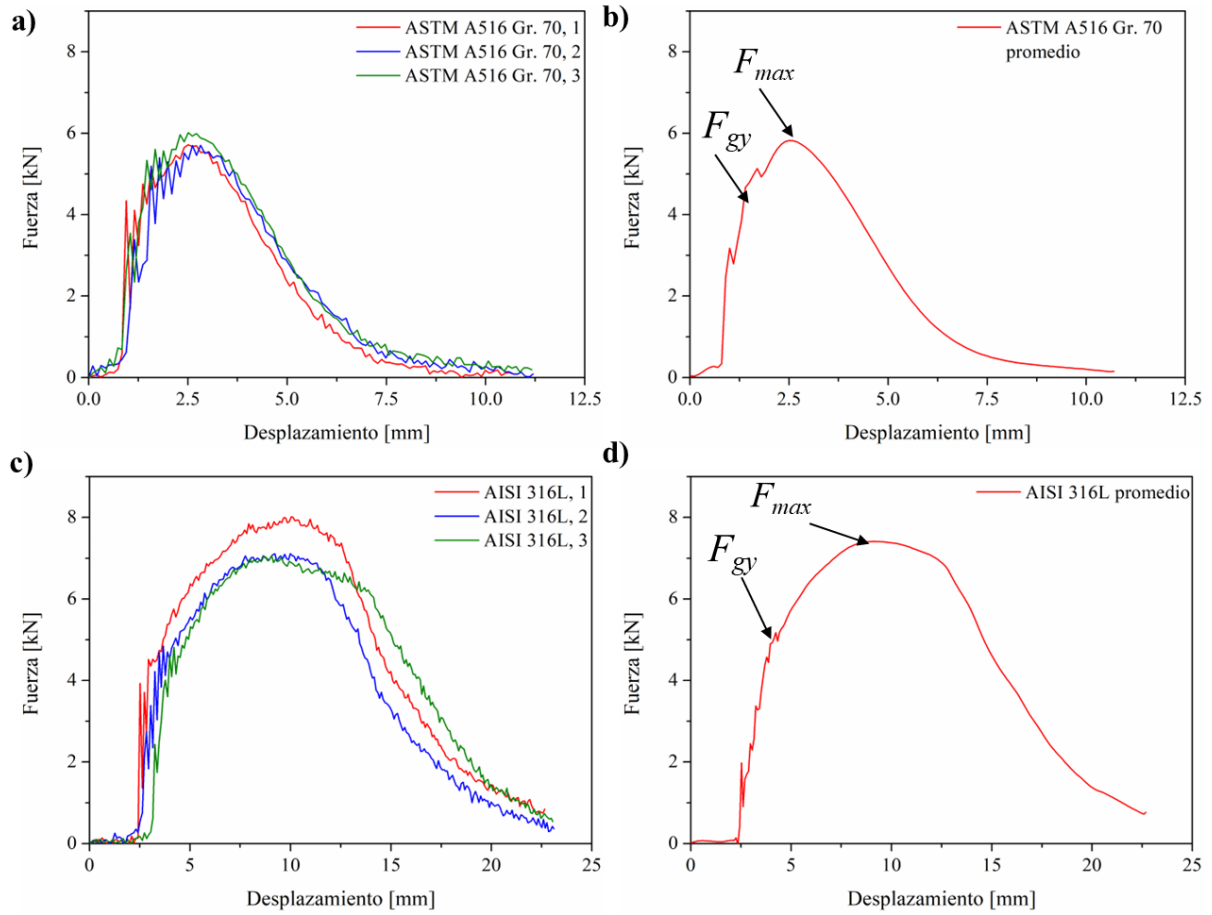


Figura 4.18 Curvas fuerza–desplazamiento del ensayo de impacto Charpy del acero al carbono A516 Gr. 70; a) perfil general de las muestras ensayadas, b) perfil promedio del ASTM A516, curvas fuerza–desplazamiento del acero AISI 316L c) perfil general de las muestras ensayadas y d) perfil promedio del AISI 316L.

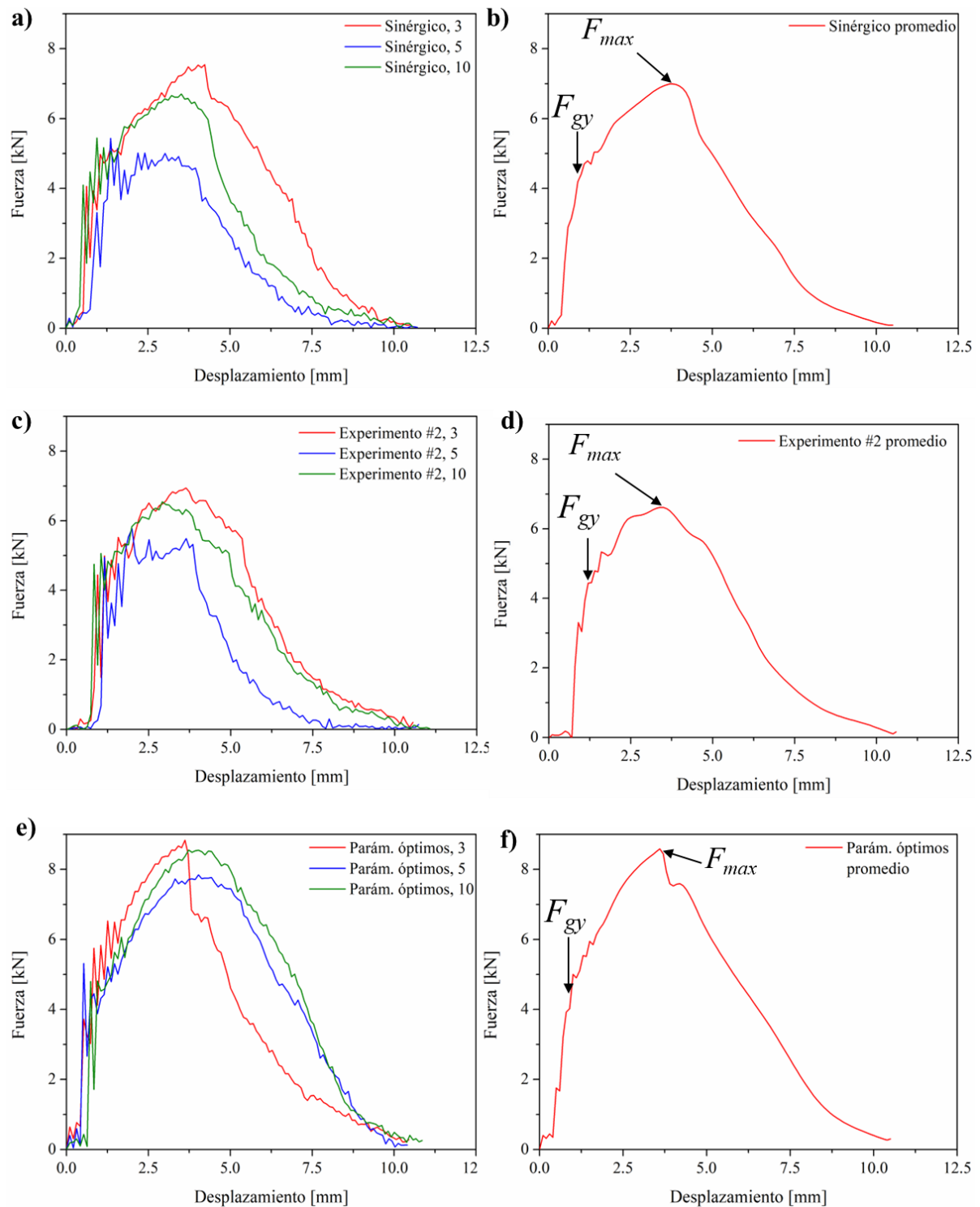


Figura 4.19 Curvas fuerza–desplazamiento del ensayo de impacto Charpy; a) perfil general de la condición sinérgico, b) perfil promedio del modo sinérgico, c) perfil general del experimento #2, d) perfil promedio del experimento #2, e) perfil general de los parámetros óptimos y f) perfil promedio de los parámetros óptimos.

En la Figura 4.20 se muestra la clasificación que se utilizó como base comparativa para poder analizar las gráficas resultantes de las pruebas de impacto Charpy, las cuales vienen establecidas dentro de la Noma E2298-13a [71].

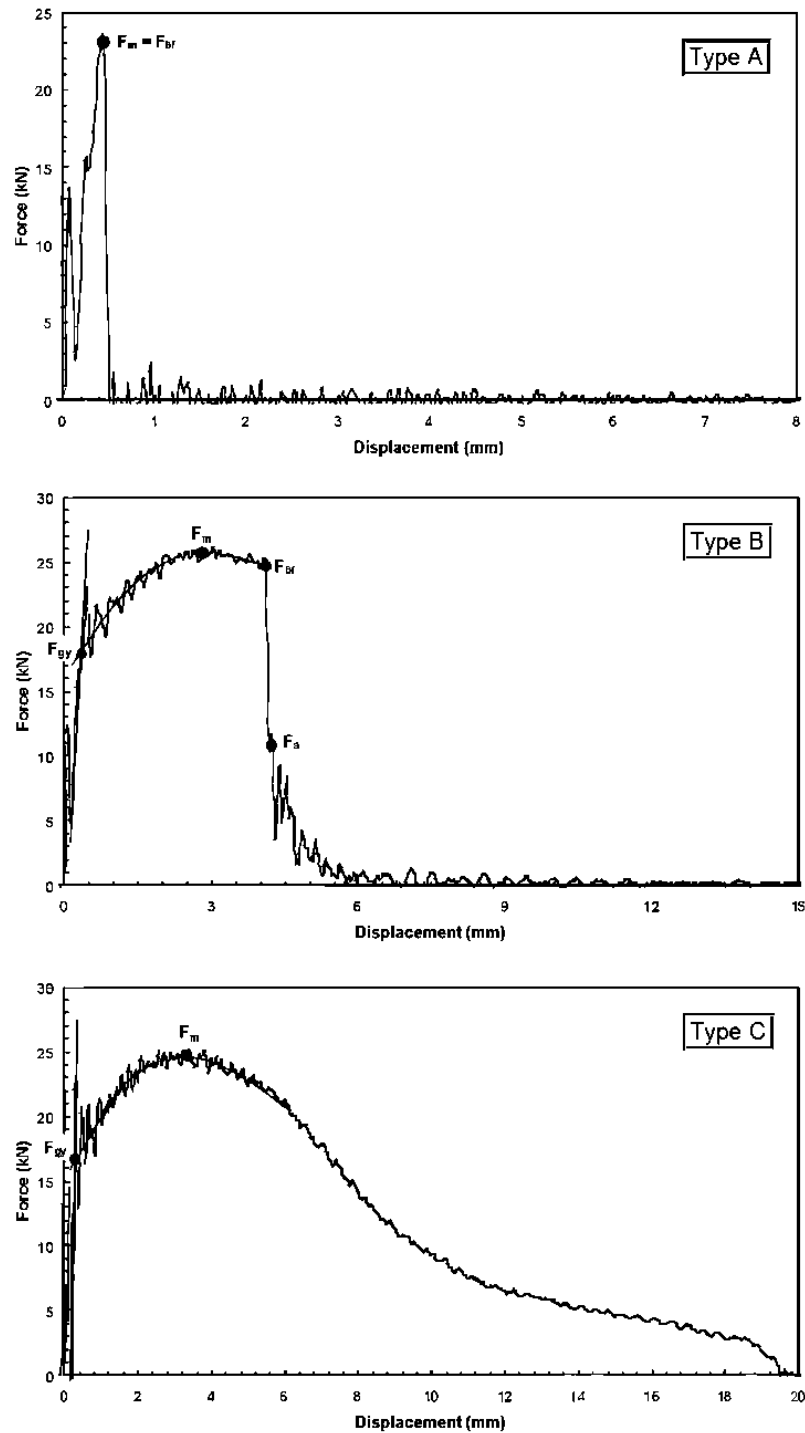


Figura 4.20 Curvas características fuerza - desplazamiento y su clasificación [71].

Con base en los resultados obtenidos y procesados mediante el software Origin8, se muestran las gráficas promedio de los metales base y de las condiciones de soldadura. En donde se observa que el comportamiento es totalmente dúctil, esto coincide con la clasificación que se tiene en la Norma E2298-13a [71]. En base a estos resultados se puede observar que el tiempo del impacto dura aproximadamente 2 segundos en las tres condiciones de soldadura y un rango de fuerza entre 6 y 8 kN. Posterior al análisis de gráficas se realizó el cálculo del esfuerzo de cedencia dinámico (σ_{yd}) haciendo uso de la fórmula (9) [42, 43]. Tomando como referencia estos datos se realizó el cálculo del esfuerzo de cedencia dinámico a continuación, en la Tabla 4.13 se muestran los valores promedios de fuerza (F_{gy}), fuerza máxima (F_{max}) y el esfuerzo de cedencia dinámico (σ_{yd}).

Tabla 4.13 Valores promedios de fuerza, fuerza máxima y esfuerzo de cedencia dinámico del ensayo de resistencia al impacto Charpy.

Muestra	F_{gy} [N]	F_{max} [MPa]	σ_{yd} [MPa]
ASTM A 516Gr. 70	4238	5806.66	396
AISI 316L	4547	7396.67	424.8
Sinérgico	4687	6413.33	437.9
Experimento #2	3872	6323.33	385.7
Parámetros óptimos	6224	8406.67	581.6

Los resultados presentados indican que los metales base y las uniones soldadas en sus distintas condiciones presentaron un comportamiento completamente dúctil y similar entre cada una de las probetas ensayadas. Las gráficas de la Figura 4.18 los incisos b) y d) corresponden a los promedios de las probetas de los metales base. En la Figura 4.19 los incisos b), d) y f) son los promedios de las uniones disímiles en sus distintas condiciones de soldadura. Y cumpliendo con lo indicado en la norma E2298-13a [71]. En las gráficas promedio solo se indican los valores de fuerza (F_{gy}) y fuerza máxima (F_{max}). Continuando con el análisis de resultados en la Tabla 4.14 se muestra un resumen de los valores obtenidos de los ensayos de impacto Charpy como lo es la energía absorbida, desplazamiento y la fuerza final obtenida al momento del impacto.

Tabla 4.14 Energía absorbida en pruebas de impacto Charpy de los metales base y las uniones soldadas.

Muestra	Fuerza promedio [kN]	Desplazamiento promedio [mm]	Energía promedio [J]	Desv. Est. promedio [%]
ASTM A516 Gr. 70	5.810	11.019	23.313	± 2.11
AISI 316L	7.400	22.937	90.589	± 8.36
Sinérgico	6.563	10.584	30.882	± 10.66
Experimento #2	6.420	10.781	28.995	± 8.75
Parámetros Óptimos	8.414	10.571	45.199	± 5.62

Dentro de los presentes resultados se observó que la muestra que más energía absorbió en cuestión de metales base (MB) fue la del acero inoxidable austenítico AISI 316L con un valor máximo alcanzado de 90.58 J. Este dato coincide con un estudio realizado por Sriba y col. [45] en donde obtuvieron un valor de energía absorbida de 91 J, en una soldadura de acero 316L con un electro ER308LN que presenta una composición química similar en el porcentaje de C (0.03 % en peso), en donde mencionan que el valor de energía absorbida puede ser controlado mediante los valores de la composición química, micro estructura y temperatura, así mismo mencionan que este tipo de aceros presenta una alta resistencia a la tenacidad, por lo cual presentó valores elevados de energía absorbida. En el estudio antes mencionado indican que las fracturas de las pruebas de impacto Charpy, fueron de comportamiento dúctil lo cual coincide con los resultados presentados en esta investigación. Así mismo, se observó que la muestra con menor energía absorbida fue la obtenida para el acero al carbono ASTM A516 Gr.70 con un valor de 23.313 J, esto coincide con la ficha técnica de propiedades mecánicas publicada en la ficha técnica por parte de SSAB con la nomenclatura AAR A516 Grado 70 , en donde muestran que sus propiedades mecánicas de resistencia al impacto es en el sentido longitudinal con un valor de 15 ft-lb y al hacer la conversión equivale a 20.33 J, y comparando con el resultado obtenido pero en sentido transversal en este proyecto es un valor aceptable. Por otro lado, al analizar los resultados de las juntas soldadas, se observa claramente que la unión soldada con los parámetros optimizados presenta un incremento favorable respecto a sus propiedades mecánicas de resistencia a impacto Charpy, logrando alcanzar una eficiencia de casi el doble respecto al material base del acero al carbono ASTM A 516. Esto demuestra que al controlar los parámetros adecuados se obtiene una soldadura disímil entre un

acero AISI 316L y un acero al carbono ASTM A516 Gr. 70 con un electrodo ER-316L-Si como material de soldadura, se obtiene una excelente resistencia al impacto Charpy, en donde a pesar de ser materiales distintos en composición química, controlando parámetros como corriente, tiempo de pulsos, velocidad de desplazamiento y de alimentación, no se afecta la resistencia a la tenacidad en la zona de fusión entre el electrodo y el metal base AISI 316L.

CONCLUSIONES

Como conclusiones del presente estudio, cuyo principal objetivo fue el análisis del comportamiento mecánico de la unión disímil presentada en este proyecto, a pesar de que el acero al carbono ASTM A516 Gr.70 es susceptible a ambientes de corrosión puede ser utilizado en ambientes de atmósfera ácida, gracias a las propiedades anticorrosivas que presenta el acero inoxidable AISI 316L.

Por lo cual el analizar que ambos materiales tengan una buena soldabilidad entre ellos es un punto de partida para que se tenga una soldadura exitosa con propiedades mecánicas que cumplan con los requerimientos de las normas.

1. Se logró comprobar la hipótesis planteada en el proyecto, en el cual, mediante el control adecuado de los parámetros de soldadura, que para este caso fueron la corriente pico (I_p), corriente de fondo (I_b) y el tiempo de permanencia de los pulsos (t_p), se logró una soldadura de buena calidad visual y que cumplió con las propiedades mecánicas en base a la norma.
2. Una buena adquisición de datos beneficia en un 100%, la comprobación de los parámetros de corriente y tiempos de pulso.
3. Se puede realizar un ajuste de la recta en la gráfica esfuerzo–deformación por medio de tres pendientes para el acero inoxidable austenítico AISI 316L y mientras que para el acero ASTM A516 Gr. 70 y las condiciones de soldadura se puede realizar el ajuste con dos pendientes dentro del modelo de Hollomon.
4. Se logró un aumento de 6 MPa promedio en los valores de esfuerzo último en la soldadura optimizada (597 MPa) con respecto al metal base ASTM A516 Gr.70 (591 MPa), cumpliendo satisfactoriamente en el desempeño mecánico del ensayo de tensión.
5. Como conclusión en resultados de tensión los valores de esfuerzo último y esfuerzo de cedencia muy similares, indicando que las soldaduras realizadas cumplieron con su objetivo en propiedades mecánicas para este tipo de ensayo.
6. En cuanto a impacto Charpy, se obtiene un aumento en la resistencia a la tenacidad gracias a el control adecuado de los parámetros de las variables de soldadura, observando una mejora en la eficiencia del 48.42% con respecto al material base de acero al carbono ASTM A516 Gr. 70, sin perder propiedades de ductilidad y beneficiando ambos ensayos mecánicos.

Con respecto al cumplimiento de las metas científicas establecidas en un principio para este proyecto se puede concluir lo siguiente:

- En la soldadura optimizada se logró la disminución del contenido de martensita en un 95.54% con respecto a la soldadura en modo sinérgico y un 99.13% comparando con la soldadura del experimento #2 de la matriz ortogonal, esto se logró controlando las variables operativas de I_p , I_b y t_p .
- Los valores de las propiedades mecánicas del acero al carbono ASTM A516 Gr. 70 en la soldadura optimizada mejoraron 3% en promedio (597 MPa) en cuanto a ensayos de tensión uniaxial comparado con el metal base ASTM A516 Gr. 70 (591 MPa).
- Se logró obtener un comportamiento mecánico en tensión superior al 95%, gracias al correcto control de parámetros de soldadura, evitando una formación de martensita considerable en la línea de fusión entre el acero al carbono ASTM A516 Gr. 70 y el electrodo ER-316L-Si.
- Se obtuvo una mejora en cuanto al ensayo de impacto Charpy, con respecto al metal base del acero al carbono ASTM A516 Gr.70. Concluyendo en que aumenta su resistencia a la tenacidad con un buen control de parámetros de soldadura.

REFERENCIAS

- [1] Gandhe E S, Aher V, Wakchaure V. *Influence of GMAW process parameters and selection techniques on the quality of a welded joint*. **Int. J. Res. Appl. Sci. Eng. Technol.** 7(12), 741-758,
- [2] Kondapalli S P, Chalamalasetti S R, Damera N R. *Application of Taguchi based design of experiments to fusion arc weld processes: A review*. **International Journal of Business Research and Development**. 4(3), 2013.
- [3] Gandhe E S, Aher V, Wakchaure V. *Influence of GMAW Process Parameters and Selection Techniques on the Quality of a Welded Joint*.
- [4] Li H, Liu S, Sun F, Ma Q, Ji H, Liu H, Chen H. *Improvement of microstructure and mechanical properties for underwater wet 16Mn/304L dissimilar steel welded joints assisted by presetting butter layer*. **Materials Today Communications**. 33, 104259, 2022.
- [5] Lippold J C, Kiser S D, Dupont J N. *Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys*. 2011.
- [6] Bahador A, Hamzah E, Mamat M F. *Effect of filler metals on the mechanical properties of dissimilar welding of stainless steel 316L and carbon steel A516 GR 70*. **Jurnal Teknologi**. 75(7), 2015.
- [7] Maurya A K, Pandey C, Chhibber R. *Dissimilar welding of duplex stainless steel with Ni alloys: A review*. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**. 192, 104439, 2021.
- [8] Perrone G, Mendoza A. *Welding; Properties, Characteristics and Applications in the Geothermal Industry*.
- [9] Sánchez-Cruz T D N J, Curiel-López F F, López-Morelos V H, González-Sánchez J A, Ruiz A, Carrillo E. *Optimization of macro and microstructural characteristics of 316L/2205 dissimilar welds obtained by the GMAW-pulsed process*. **Materials Today Communications**. 34, 105401, 2023.
- [10] Flinn R A, Trojan P K. *Engineering materials and their applications*. 4. Boston. 1994.
- [11] Ares A, Caram R, Jaime M, Ferrandini P, Dutra A, Guejiman S, Schvezov C. *Solidificación y microestructura de un acero inoxidable austenítico*. 2006.
- [12] McGuire M F. *Precipitation-Hardening Stainless Steels*. **Stainless Steels for Design Engineers**. 137-146, 2008.
- [13] Eghlimi A, Shamanian M, Eskandarian M, Zabolian A, Szpunar J A. *Characterization of microstructure and texture across dissimilar super duplex/austenitic stainless steel weldment joint by austenitic filler metal*. **Materials Characterization**. 106, 208-217, 2015.
- [14] Plaut R L, Herrera C, Escriba D M, Rios P R, Padilha A F. *A short review on wrought austenitic stainless steels at high temperatures: processing, microstructure, properties and performance*. **Materials Research**. 10, 453-460, 2007.
- [15] Wasnik D, Dey G, Kain V, Samajdar I. *Precipitation stages in a 316L austenitic stainless steel*. **Scripta Materialia**. 49(2), 135-141, 2003.

- [16] Al-Haidary J, Wahab A, Salam E A. *Fatigue crack propagation in austenitic stainless steel weldments*. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 37, 3205-3214, 2006.
- [17] Butzke C E. *Winemaking problems solved*. 2010.
- [18] By Commodity P T. *Metal Prices in the United States Through 2010*.
- [19] Álvarez B a P, Morelos V H L, Hernández R G, Martínez M S. *MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES MECÁNICAS DE UNA JUNTA SOLDADA DE PLACAS BICAPA API X60/316L*. **Ava Cient**. 2019.
- [20] Luz F S D, Pinheiro W A, Monteiro S N, Candido V S, Silva A C R D. *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.
- [21] Corleto C R, Argade G R. *Failure analysis of dissimilar weld in heat exchanger*. **Case Studies in Engineering Failure Analysis**. 9, 27-34, 2017.
- [22] Matias J V, Lourenço M J, Jorge J C, De Souza L F G, Farneze H N, Mendes M C, Da Silva C L A, Araújo L S. *Behavior of a superaustenitic stainless steel weld cladding deposited by the gas metal arc welding process*. **Materials Today Communications**. 34, 104978, 2023.
- [23] Boumerzoug Z, Derfouf C, Baudin T. *Effect of welding on microstructure and mechanical properties of an industrial low carbon steel*. **Engineering**. 2(7), 502, 2010.
- [24] Güral A, Bostan B, Özdemir A. *Heat treatment in two phase region and its effect on microstructure and mechanical strength after welding of a low carbon steel*. **Materials & design**. 28(3), 897-903, 2007.
- [25] Serrano J a R. *DIAGRAMAS DE FASE EN MATERIALES*.
- [26] Itabashi M, Kawata K. *Carbon content effect on high-strain-rate tensile properties for carbon steels*. **International Journal of Impact Engineering**. 24(2), 117-131, 2000.
- [27] Barnhouse E, Lippold J. *Microstructure/property relationships in dissimilar welds between duplex stainless steels and carbon steels*. **WELDING JOURNAL-NEW YORK-**. 77, 477-s, 1998.
- [28] Society A W. *Structural Welding Code-Steel ANSI AWS D1.1-2004* 541, 2004.
- [29] Castilla I J, Unfried J. *Soldabilidad de un acero microaleado utilizando el proceso SMAW y metal de aporte ferrítico de alta resistencia*. **Ship Science and Technology**. 2(3), 25-38, 2008.
- [30] Kah P, Martikainen J. *Influence of shielding gases in the welding of metals*. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**. 64, 1411-1421, 2013.
- [31] Mvola B, Kah P. *Effects of shielding gas control: welded joint properties in GMAW process optimization*. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**. 88, 2369-2387, 2017.
- [32] Zhao Y, Shi X, Yan K, Wang G, Jia Z, He Y. *Effect of shielding gas on the metal transfer and weld morphology in pulsed current MAG welding of carbon steel*. **Journal of Materials Processing Technology**. 262, 382-391, 2018.

- [33] Freddi A, Salmon M, Freddi A, Salmon M. *Introduction to the Taguchi method. Design principles and methodologies: from conceptualization to first prototyping with examples and case studies.* 159-180, 2019.
- [34] Ogbonna O S, Akinlabi S, Madushele N, Fatoba O S, Akinlabi E. *Grey-based taguchi method for multi-weld quality optimization of gas metal arc dissimilar joining of mild steel and 316 stainless steel. Results in Engineering.* 17, 100963, 2023.
- [35] Sawyer S. *Analysis of Variance: The Fundamental Concepts. Journal of Manual & Manipulative Therapy.* 17, 27E-38E, 2009.
- [36] Rodríguez R C. *Comportamiento a la fatiga de la soldadura disímil IN718-AL6XN. Doctorado.* Instituto de Investigación en Metalurgia y Ciencia de los Materiales, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo. Morelia Michoacán, México. 2019.
- [37] Standard A. *Standard test method for microhardness of materials.* 1991.
- [38] Hetzner D W. *Microindentation hardness testing of materials using ASTM e384. Microscopy and Microanalysis.* 9(S02), 708-709, 2003.
- [39] Standard A. E8-04,“. *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials,*” Annual Book of ASTM Standards. 2004.
- [40] Kardak A, Sinclair G. *Stress Concentration Factors for ASTM E8/E8M-16a Standard Round Specimens for Tension Testing. Journal of Testing and Evaluation.* 48(1), 711-719, 2020.
- [41] Standard A. E23-09: *Standard Test Method for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials,* Annual Book of ASTM Standards. 2009.
- [42] Server W. *General yielding of Charpy V-notch and precracked Charpy specimens.* 1978.
- [43] Ambriz R, Jaramillo D, Garcia C, Curiel F. *Fracture energy evaluation on 7075-T651 aluminum alloy welds determined by instrumented impact pendulum. Transactions of Nonferrous Metals Society of China.* 26(4), 974-983, 2016.
- [44] Song R-B, Xiang J-Y, Hou D-P. *Characteristics of mechanical properties and microstructure for 316L austenitic stainless steel. Journal of iron and steel research international.* 18(11), 53-59, 2011.
- [45] Sriba A, Vogt J-B, Amara S-E. *Microstructure, micro-hardness and impact toughness of welded austenitic stainless steel 316L. Transactions of the Indian Institute of Metals.* 71, 2303-2314, 2018.
- [46] Huang H-H, Tsai W-T, Lee J-T. *The influences of microstructure and composition on the electrochemical behavior of a516 steel weldment. Corrosion Science.* 36(6), 1027-1038, 1994.
- [47] Montes O F, Garcés R S, Reyes F a R, Robledo P D C Z, López F H E, Calderón F A. *Comportamiento a la corrosión del acero API X70 soldado por el proceso de doble arco sumergido inmerso en diferentes medios corrosivos. Soldagem & Inspeção.* 21, 172-184, 2016.
- [48] Ibrahim A B, Al-Badour F A, Adesina A Y, Merah N. *Effect of process parameters on microstructural and mechanical properties of friction stir diffusion cladded ASTM A516-70 steel using 5052 Al alloy. Journal of Manufacturing Processes.* 34, 451-462, 2018.

- [49] Chen X, Li J, Cheng X, He B, Wang H, Huang Z. *Microstructure and mechanical properties of the austenitic stainless steel 316L fabricated by gas metal arc additive manufacturing. Materials Science and Engineering: A.* 703, 567-577, 2017.
- [50] Ali A, Sanuddin A. *Characterization of ASTM A516 grade 70 fusion welded joints. International Review of Mechanical Engineering.* 3(5), 2009.
- [51] Butt M, Ahmad M, Azhar M. *Characterization for GTAW AISI 316 to AISI 316 & SA 516 grade 70 steels with welded & prewelded annealing conditions. Journal of Quality and Technology Management.* 8(2), 119-133, 2012.
- [52] Da Luz F S, Pinheiro W A, Monteiro S N, Candido V S, Da Silva A C R. *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.
- [53] Saedi A, Hajjari E, Sadrossadat S M. *Microstructural characterization and mechanical properties of TIG-welded API 5L X60 HSLA steel and AISI 310S stainless steel dissimilar joints. Metallurgical and Materials Transactions A.* 49, 5497-5508, 2018.
- [54] He Y, Rao Q, Tan Y. *Investigation on the morphology of martensite in carbon steels. Journal of Central South University of Technology.* 3, 122-134, 1996.
- [55] Aghakhani M, Mehrdad E, Hayati E. *Parametric optimization of gas metal arc welding process by Taguchi method on weld dilution. International journal of modeling and optimization.* 1(3), 216, 2011.
- [56] Ghosh P K. *Pulse current gas metal arc welding.* 2017.
- [57] Roy R K. *A primer on the Taguchi method.* 2010.
- [58] Wang H-B, Wang F-L, Shi G-H, Sun Y, Liu J-C, Wang Q-F, Zhang F-C. *Effect of welding heat input on microstructure and impact toughness in CGHAZ of X100Q steel. Journal of iron and steel research international.* 26, 637-646, 2019.
- [59] Smith L M. *Engineering with clad steel.* 1994.
- [60] Zhang F, Chong C. *Understanding NACE Understanding NACE MR0175-Carbon Steel Written Exam.* 2017.
- [61] Gharibshahiyan E, Raouf A H, Parvin N, Rahimian M. *The effect of microstructure on hardness and toughness of low carbon welded steel using inert gas welding. Materials & design.* 32(4), 2042-2048, 2011.
- [62] Baskutis S, Baskutiene J, Bendikiene R, Ciuplys A, Dutkus K. *Comparative research of microstructure and mechanical properties of stainless and structural steel dissimilar welds. Materials.* 14(20), 6180, 2021.
- [63] Cui C, Zhang R, Zhou Y, Sun X. *Portevin-Le Châtelier effect in wrought Ni-based superalloys: Experiments and mechanisms. Journal of Materials Science & Technology.* 51, 16-31, 2020.
- [64] Diepold B, Neumeier S, Meermeier A, Höppel H W, Sebald T, Göken M. *Temperature-dependent dynamic strain aging in selective laser melted 316L. Advanced Engineering Materials.* 23(10), 2001501, 2021.
- [65] Rodriguez P. *Serrated plastic flow. Bulletin of Materials Science.* 6, 653-663, 1984.

- [66] Herrera-Chávez L Y, Ruiz A, López-Morelos V H, Rubio-González C. *Microstructural characterization and mechanical response of Inconel 600 welded joint*. **Materials Characterization**. 157, 109882, 2019.
- [67] Granados-Becerra H, López-Morelos V H, Ruiz A, García-Hernández R, Curiel-López F F, Barajas-Alvarez M R. *Ramberg–Osgood Stress–Strain Analysis of the Effects of Aging Treatment and Welding on IN600 with a Three-Stage Strain Hardening Behavior*. **Metals and Materials International**. 1-12, 2022.
- [68] Sánchez-Cruz T D N, López-Morelos V, Curiel-López F, González–Sánchez J, Ruiz A, Granados-Becerra H. *Influence of the GMAW transfer mode on the mechanical behaviour and corrosion resistance of the 316L-2205 dissimilar weld*. **MRS Advances**. 8(21), 1236-1242, 2023.
- [69] Hall E. *Yield point phenomena in metals and alloys*. 2012.
- [70] Mohammed G R, Ishak M, Aqida S N, Abdulhadi H A. *Effects of heat input on microstructure, corrosion and mechanical characteristics of welded austenitic and duplex stainless steels: A review*. **Metals**. 7(2), 39, 2017.
- [71] Standard A. ASTM E2298-18: 2018. Standard Test Method for Instrumental Impact Testing of Metallic Materials. 2018. 2018.

Arturo Chávez Quesada

OPTIMIZACIÓN DE LA UNION DISÍMIL ASTM A 516 Gr. 70AISI 316L SOLDADA CON ARCO PULSADO CON EL ELECTR...

 Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo

Detalles del documento

Identificador de la entrega

trn:oid:::3117:483463877

Fecha de entrega

14 ago 2025, 10:45 a.m. GMT-6

Fecha de descarga

14 ago 2025, 10:55 a.m. GMT-6

Nombre de archivo

OPTIMIZACIÓN DE LA UNION DISÍMIL ASTM A 516 Gr. 70AISI 316L SOLDADA CON ARCO PULSADO....pdf

Tamaño de archivo

4.3 MB

84 Páginas

23.222 Palabras

123.790 Caracteres

15% Similitud general

El total combinado de todas las coincidencias, incluidas las fuentes superpuestas, para ca...

Filtrado desde el informe

- Texto citado
- Texto mencionado
- Coincidencias menores (menos de 10 palabras)

Fuentes principales

- 14%  Fuentes de Internet
- 8%  Publicaciones
- 0%  Trabajos entregados (trabajos del estudiante)

Marcas de integridad

N.º de alerta de integridad para revisión

-  **Texto oculto**
6 caracteres sospechosos en N.º de páginas
El texto es alterado para mezclarse con el fondo blanco del documento.

Los algoritmos de nuestro sistema analizan un documento en profundidad para buscar inconsistencias que permitirían distinguirlo de una entrega normal. Si advertimos algo extraño, lo marcamos como una alerta para que pueda revisarlo.

Una marca de alerta no es necesariamente un indicador de problemas. Sin embargo, recomendamos que preste atención y la revise.

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 CIENCIAS EN METALURGIA Y CIENCIAS DE LOS MATERIALES	
Título del trabajo	OPTIMIZACIÓN DE LA UNION DISÍMIL ASTM A 516 Gr. 70/AISI 316L SOLDADA CON ARCO PULSADO CON EL ELECTRODO ER-316L-Si.	
	Nombre	Correo electrónico
Autor/es	ARTURO CHÁVEZ QUESADA	2224145h@umich.mx
Director	VICTOR HUGO LÓPEZ MORELOS	vhlopez@umich.mx
Codirector	ALBERTO RUIZ MARINES	alberto.ruiz@umich.mx
Coordinador del programa	TZARARA LÓPEZ LUKE	tzarara@umich.mx

Uso de Inteligencia Artificial		
Rubro	Uso (sí/no)	Descripción
Asistencia en la redacción	NO	

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	
Traducción a otra lengua	SI	VERIFICACIÓN DE REDACCIÓN EN IDIOMA INGLÉS.
Revisión y corrección de estilo	NO	
Análisis de datos	NO	
Búsqueda y organización de información	NO	
Formateo de las referencias bibliográficas	NO	
Generación de contenido multimedia	SI	MEJORAMIENTO EN CALIDAD DE IMÁGENES.
Otro	NO	

Datos del solicitante	
Nombre y firma	ARTURO CHÁVEZ QUESADA
Lugar y fecha	MORELIA, MICHOACÁN A 8 DE AGOSTO DE 2025