



UNIVERSIDAD MICHOACANA
DE SAN NICOLÁS DE
HIDALGO



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y
MATERIALES

PROGRAMA DE MAESTRIA EN METALURGIA Y
CIENCIAS DE LOS MATERIALES

EVALUACIÓN MICROESTRUCTURAL Y MECÁNICA DEL ACERO
AHSS CP780 SOLDADO POR MEDIO DEL PROCESO DE
SOLDADURA GMAW-PULSADO Y GMAW-PULSADO BRAZING

TESIS QUE PARA OBTENER EL GRADO DE
MAESTRO EN METALURGIA Y CIENCIAS DE LOS MATERIALES PRESENTA:

ING. ALAN JADIR ROMERO OROZCO.

DIRECTOR DE TESIS

Dr. Francisco Fernando Curiel López.

CODIRECTOR DE TESIS

Dr. José Jaime Taha Tijerina.

Morelia, Michoacán a Noviembre de 2021.

DEDICATORIA.

Dedico el presente trabajo a mi familia, pero en especial al mejor equipo que son mis padres, Jaime Antonio Romero Martínez y Marina Orozco Ruiz, les agradezco por ser mi fuente de motivación para no rendirme y luchar por mis sueños, por ser mi apoyo incondicional en todos los sentidos y les agradezco en especial por darme la dicha de ser su hijo.

Una dedicatoria especial hasta el cielo para Meño Orozco, por darme uno de los mejores consejos de humildad y sencillez en la vida.... Por decirme "Que Dios siempre te de la sabiduría y el conocimiento de transformar la materia"

AGRADECIMIENTOS.

Quiero agradecer al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por el apoyo financiero para cursar mis estudios de posgrado. Al Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales. Al Dr. Francisco Curiel, mi asesor por compartirme sus conocimientos, por ser mi mentor en el instituto, por la paciencia y la confianza que me tuvo y en especial por brindarme su valiosa amistad; a mi coasesor el Dr. Thaja por darme la oportunidad de involucrarme en un proyecto de impacto industrial; al Dr. Víctor Hugo López por toda la asistencia que me brindo en el campo académico y consejos personales. A mis sinodales el Dr. Lemuz, Dra. Ena y Dr. Verduzco por compartir sus conocimientos y retroalimentación que me dieron para que se llevara a cabo este proyecto.

A los técnicos del microscopio electrónico de barrido Tony y Sayil por su soporte al utilizar los equipos y la buena amistad que hicimos en trabajo de día con día; A los técnicos del taller de maquinado Fernando y Jorge por su ayuda en el taller de máquinas y herramientas.

A mi familia académica del equipo de soldadura: Luis Ángel, Mary Ramirez y María Martínez por su consejo y ayuda en mi proyecto de investigación; A mis compañeros de generación Jorge, Martin, Marco, Oscar, Inti, Juan y Cesar por hacer amena mi estancia en el instituto y brindarme su amistad.

A mis hermanos Paola Romero y Jaime Romero por estar conmigo en las buenas y en las malas y brindarme su apoyo, en general a toda mi familia por el apoyo moral que me dieron durante esta etapa.

A Vianney Vidales por estar apoyándome y alentándome a lograr mis sueños en todo momento y ser parte de mi motivación a ser mejor profesionista; A Laura Bernal por ser la persona que me motivó a estudiar un posgrado; A todos mis amigos por darme consejos y apoyarme durante mi desarrollo profesional.

ÍNDICE GENERAL

DEDICATORIA.....	i
AGRADECIMIENTOS.....	ii
ÍNDICE DE FIGURAS.....	vi
ÍNDICE DE TABLAS.....	ix
RESUMEN.....	xi
ABSTRACT.....	xii
CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN.....	1
1.1 Justificación.....	2
1.2 Objetivo general.....	3
1.2.1 <i>Objetivos específicos</i>	3
1.3 Hipótesis.....	4
1.4 Metas científicas.....	4
CAPÍTULO 2 REVISIÓN Y DISCUSIÓN DEL ESTADO DEL ARTE.....	5
2.1 Aceros avanzados de alta resistencia AHSS.....	5
2.1.1 <i>Clasificación de los aceros</i>	5
2.1.2 <i>Metalurgia del acero CP 780</i>	6
2.2 Principios del proceso de galvanizado.....	9
2.3 Proceso de Soldadura GMAW.....	11
2.3.1 <i>Principios básicos de operación</i>	11
2.3.2 <i>Variables del proceso</i>	12
2.3.3 <i>Equipo</i>	13
2.3.4 <i>Mecanismos de transferencia de metal</i>	14
2.3.5 <i>Electrodos</i>	14
2.3.6 <i>Gases protectores</i>	14
2.3.7 <i>Efecto de las variables de soldadura en el proceso GMAW</i>	16
2.3.8 <i>Modo sinérgico</i>	18

2.4 Soldadura Brazing.....	18
2.4.1 Principios básicos de operación	19
2.4.2 Fundamentos de mojado, adhesión y capilaridad en la soldadura	19
2.5 MIG-Brazing.....	21
2.5.2 MIG-pulsado	22
2.6 Ensayo de impacto vertical.	24
2.6.1 Máquina de impacto vertical.....	26
2.7 Antecedentes de la soldabilidad del acero CP.	27
CAPÍTULO 3 DESARROLLO EXPERIMENTAL.	35
3.1 Caracterización del metal base	36
3.1.1 Composición química.....	36
3.1.2 Caracterización metalográfica	36
3.1.3 Ensayos de microdureza.....	37
3.1.4 Ensayo de tensión.....	37
3.2 Diseño de la unión y fabricación de probetas para la soldadura.....	37
3.3 Preparación de las uniones a soldar	39
3.3.1 Material de aporte.....	39
3.3.2 Variables operativas	40
3.3.3 Equipo de soldadura	40
3.4 Caracterización de las uniones.....	41
3.4.1 Caracterización metalográficas	42
3.4.2 Inspección visual de las uniones	43
3.5 Ensayos mecánicos	43
3.5.1 Ensayos de dureza.....	43
3.5.2 Ensayos de tensión	44
3.5.3 Ensayo de impacto vertical	44
CAPÍTULO 4 RESULTADOS Y DISCUSIÓN	47
3.5 Caracterización del Acero CP 780.....	47
4.1.1 Análisis químico del del metal base	47
4.1.2 Análisis microestructural del metal base.....	47
4.1.3 Análisis de microdureza del metal base.....	51

4.1.4 <i>Análisis de tensión del metal base</i>	52
4.2 <i>Caracterización de uniones</i>	53
4.2.1 <i>Análisis dimensional y macrografías</i>	53
4.2.2 <i>Caracterización microestructural de las uniones</i>	59
4.3 <i>Análisis de ensayos mecánicos</i>	73
4.3.1 <i>Perfiles de dureza de las uniones</i>	73
4.3.2 <i>Ensayos de tensión de las uniones</i>	75
4.3.3 <i>Ensayos de impacto</i>	82
CAPÍTULO 5 CONCLUSIONES	87
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	88

ÍNDICE DE FIGURAS.

Figura 2.1 Gráfico comparativo de la resistencia a la tracción y la ductilidad de los aceros empleados en la industria automotriz [2].	6
Figura 2.2 Esquema de la microestructura del acero CP. [5]	7
Figura 2.3 Micrografía de un acero de fases complejas 780/1000 laminado en caliente a 100x. [5]	7
Figura 2.4 Diagrama CT para obtener aceros de fases complejas, con las fases de martensita(M), bainita(B), ferrita (F) y perlita(P) [6].	8
Figura 2.5 Diagrama del ciclo de recocido para un acero CP [6].	9
Figura 2.6 Esquema representativo de protección galvánica [7].	10
Figura 2.7 Esquema del proceso de soldadura GMAW [8].	12
Figura 2.8 Esquema del equipo del proceso d soldadura GMAW [8].	13
Figura 2.9 Ángulo de mojado capilar [8].	20
Figura 2.10 Transferencia por arco pulsante MIG-P [14].	23
Figura 2.11 Esquema de la energía de impacto desde la altura [15].	26
Figura 2.12 Esquema de la máquina de impacto vertical [15].	27
Figura 2.13 Fractura en la unión de soldadura del acero CP 780 [18].	28
Figura 2.14 Efecto de la entrada de calor en el cordón de soldadura MIG-Brazing [19].	29
Figura 2.15 Distribución de fases dispersas en el cordón depositado a diferentes ángulos de trabajos (133 J / mm) [21].	31
Figura 2.16 Aspecto macro y micro de las juntas de soldadura para diferentes intensidades de corriente [22].	33
Figura 2.17 Análisis EDS del cordón de soldaduras [23].	34
Figura 3.1 Diagrama representativo del desarrollo experimental.	35
Figura 3.3 Esquema de la fabricación de probetas para soldadura.	38

Figura 3.4 Diseño de la unión de soldadura.....	38
Figura 3.6 Carro de soldadura.....	41
Figura 3.5 Equipo de soldadura.	41
Figura 3.7 Herramental de sujeción.	41
Figura 3.8 Esquema de los cortes para probetas metalográficas.	42
Figura 3.9 Diagrama de los perfiles de microdureza [18].....	43
Figura 3.10 Cortes de probetas de tensión.	44
Figura 3.11 Esquema de las dimensiones de las probetas de tensión.	44
Figura 3.12 Torre de caída libre, a) celda de carga y b) altura de la máquina.....	45
Figura 4.2 Microestructura del acero CP 780 a 5000x, observada mediante MEB.	50
Figura 4.4 Curvas de esfuerzo-deformación del acero CP 780, a) longitudinal y b) perpendicular.	52
Figura 4.5 Unión soldadas con el electrodo ER80S-D2 mediante el proceso GMAW-P. C1.....	54
Figura 4.6 Unión soldadas con el electrodo ER80S-D2 mediante el proceso GMAW-P. C2.....	55
Figura 4.7 Unión soldadas con el electrodo ERCuAl-A2 mediante el proceso GMAW-P Brazing. C1-B.	55
Figura 4.8 Unión soldadas con el electrodo ERCuAl-A2 mediante el proceso GMAW-P Brazing. C2-B.	56
Figura 4.9 Macrografías de las uniones soldada con el electrodo ER80S-D2 mediante el proceso de soldadura GMAW-P, tomadas con MO a 5x, a) C1 b) C2.....	57
Figura 4.10 Macrografías de las uniones soldada con el electrodo ERCuAl-A2 mediante el proceso de soldadura GMAW-P Brazing, tomadas con MO a 5x, a) C1-B b) C2-B... ..	58
Figura 4.11 Micrografía de las uniones soldada con el electrodo ER80S-D mediante el proceso de soldadura GMAW-P, tomadas con MO a) zona inferior a 20x b) zona inferior a 100x c) zona superior a 20x d) zona superior 100x. Bajo la condición 1 (C1).	61

Figura 4.12 Micrografía de las uniones soldada con el electrodo ER80S-D mediante el proceso de soldadura GMAW-P, tomadas con MO a) zona inferior a 20x b) zona inferior a 100x c) zona superior a 20x d) zona superior 100x. Bajo la condición 2(C2).	62
Figura 4.14 Diagrama de enfriamiento continuo de transformación para el cordón de soldadura [47].	63
Figura 4.13 Diagrama Fe-C del acero CP 780 [5].	63
Figura 4.15 Micrografía de las uniones soldada con el electrodo ER80S-D mediante el proceso de soldadura GMAW-P, tomadas con MEB a) muestra la unión a 1000x b) muestra la ZF a 1000x c) muestra la ZAT a 1000x. C1.	64
Figura 4.16 Micrografía de las uniones soldada con el electrodo ER80S-D mediante el proceso de soldadura GMAW-P, tomadas con MEB a) muestra la unión a 1000x b) muestra la ZF a 1000x c) muestra la ZAT a 1000x. C2.	64
Figura 4.18 Micrografía del mapeo de los elementos presentes de la grieta, bajo a 2500x, tomada con MEB, a) mapeo de elementos en C1, b) mapeo de Zn en C1, c) mapeo de elementos en C2, d) mapeo de Zn en C2.	67
Figura 4.19 Micrografía de las uniones soldada con el electrodo ERCuAl-A2 mediante el proceso de soldadura GMAW-P Brazing, tomadas con MO a) zona inferior a 20x b) zona inferior a 100x c) zona superior a 20x d) zona superior 100x. C1-B.	69
Figura 4.20 Micrografía de las uniones soldada con el electrodo ERCuAl-A2 mediante el proceso de soldadura GMAW-P Brazing, tomadas con MO a) zona inferior a 10x b) zona inferior a 100x c) zona superior a 10x d) zona superior 100x. C2-B.	70
Figura 4.21 Micrografía de las uniones soldada con el electrodo ERCuAl-A2 mediante el proceso de soldadura GMAW-P Brazing, tomadas con MEB a) zona vertical a 1000x condición 1 b) zona vertical a 1000x condición 2 c) zona vertical a 2500x C.1 d) zona vertical 2500x C.2.	71
Figura 4.22 Análisis EDS en la interfase de las uniones GMAW-P Brazing, a) C1-B b) C2-B	72
Figura 4.23 Barrido lineal en la unión GMAW-P Brazing, a) C.1-B b) C.2-B	73
Figura 4.24 Perfiles de microdureza, a) GMAW-P b) GMAW-P Brazing.	74

Figura 4.25 Probetas de tensión de las uniones, a) frontal y b) lateral.....	76
Figura 4.26 Modos de falla en el ensayo de tensión [54].	76
Figura 4.27 Gráfica de carga vs alargamiento de los ensayos de tensión de las uniones.	77
Figura 4.28 Micrografía de las fracturas de las uniones soldadas con proceso GMAW-P, observadas mediante MEB, a) C.1 a 1000x, b) C.1 a 2000x, c) C.2 a 1000x y d) C.2 a 2000x.....	78
Figura 4.29 Micrografía del mapeo de los elementos presentes en la inclusión de la C2 a 5000x, tomada con MEB, a) micrografía de la inclusión, b) mapeo de todos los elementos) c) mapeo del Si, d) mapeo del Ti, e) mapeo de Mn, mapeo de Al y g) mapeo del O.....	80
Figura 4.30 Análisis EDS de la inclusión.	81
Figura 4.31 Micrografía de las fracturas de las uniones soldadas con proceso GMAW-P Brazing, observadas mediante MEB, a) C.1-B a 1000x, b) C.1-B a 2000x, c) C.2-B a 1000x y d) C.2-B a 2000x.....	82
Figura 4.32 Probetas de ensayo de impacto, a) C1, b) C2, c) C1-B y d) C2-B.	83
Figura 4.33 Gráfica fuerza vs tiempo de las uniones.	84
Figura 4.34 Gráfica fuerza vs desplazamiento.	85

ÍNDICE DE TABLAS.

Tabla 3.1 Composición química de reactivos de ataque.	36
Tabla 3.2. Composición química y propiedades mecánicas de los electrodos.	39
Tabla 3.3 Parámetros de soldadura para el proceso GMAW-P y GMAW- Brazing.	40
Tabla 3.4 Composición química de la solución para el ataque de uniones soldadas con el electrodo ERCuAl-A2	43
Tabla 4.1 Composición química del acero CP 780 (% en peso).....	47

Tabla 4.2 Resultado de análisis EDS de evaluación del recubrimiento de Zn (% en peso)	51
Tabla 4.3 Dureza del metal base.	51
Tabla 4.4 Resultados de ensayos de tensión del acero CP 780, para corte longitudinal y perpendicular.	53
Tabla 4.5 Cuantificación del porcentaje en peso de los elementos presentes en las uniones GMAW-P Brazing.	72
Tabla 4.6 Resultados de ensayos de tensión en las uniones.	75
Tabla 4.7 Resultados de ensayos de impacto en las uniones.....	85

RESUMEN

Los aceros al carbono de fases complejas poseen excelentes propiedades mecánicas, que los hacen atractivos para diversas aplicaciones en el sector automotriz. En algunos casos, estos aceros son recubiertos con zinc para mejorar su resistencia a la corrosión (galvanizado o *galvanneal*). Realizar uniones soldadas por métodos convencionales de arco eléctrico representa un desafío, puesto que el elevado aporte térmico provoca la evaporación de la capa de zinc conduciendo a la presencia de porosidad y disminución de la resistencia a la corrosión. Asimismo, propicia transformación de fases y crecimiento del grano en la zona afectada térmicamente, y con ello la disminución de las propiedades mecánicas. El proceso de soldadura de gas y arco metálico con el modo de transferencia pulsado Brazing (GMAW-P Brazing) se caracteriza por un bajo aporte térmico que permite uniones de aceros de alta resistencia de baja soldabilidad recubiertos con zinc. El objetivo de esta investigación fue estudiar el efecto del uso del proceso GMAW-P Brazing sobre los cambios microestructurales de un acero avanzado de alta resistencia CP 780 (780MPa como esfuerzo último (*UTS*)) con respecto al proceso de soldadura GMAW-P.

Se realizaron uniones empleando un metal de aporte ER-CuAl-A2 para el proceso GMAW-P Brazing y ER-80S-D2 para el proceso GMAW-P empleando dos calores de aporte diferentes. Se analizaron las fases presentes en el cordón de soldadura y la ZAT (Zona afectada térmicamente), y el seguimiento de la evaporación del zinc por medio de microscopía electrónica de barrido (MEB). Las propiedades mecánicas de las uniones soldadas se evaluaron mediante ensayos de tracción, microdureza y de impacto vertical.

Los resultados mostraron una mayor evaporación de Zn superficial en las uniones soldadas con el proceso GMAW-P comparadas con el proceso GMAW-P Brazing.

La mejor resistencia a la tracción se presentó en las uniones del proceso GMAW-P Brazing en comparación con las del proceso GMAW-P. La pérdida de propiedades mecánicas puede atribuirse a la formación de un compuesto intermetálico Cu, Al y Fe en la línea de fusión.

Palabras clave: GMAW-P Brazing; Microestructura; CP 780; Propiedades Mecánicas; Zinc.

ABSTRACT

Complex phase (CP) steel possess superb mechanical properties which make them very attractive materials for automotive industry applications. These steel are usually coated with a zinc film to improve their corrosion resistance. A critical challenge regarding their manufacturing processing is to perform welding by conventional fusion arc methods, since the high thermal input causes the evaporation of the protective zinc layer, leading to the presence of porosity and decreasing their anti-corrosion performance. Also, they favor phase transformation and grain growth in the heat affected zone (HAZ), diminishing the mechanical properties. The gas and metal arc welding process with the pulsed transfer mode in Brazing joints (GMAW-P Brazing) is characterized by low heat input that allows to join steels of high strength and low weldability. The aim of this research was to study the effect of the usage of the GMAW-P Brazing process on the microstructural changes of an advanced high strength CP-780 steel with respect to the GMAW-P welding process. Joints of CP-780 steel were carried out by using an ER-CuAl-A2 filler metal for the GMAW-P Brazing process and ER-80S-D2 for the GMAW-P process employing two levels of heat input. The phases in the weld bead and the HAZ, as well as the monitoring of the evaporation of zinc were analyzed by means of scanning electron microscopy (SEM). The mechanical properties of the welded joints were evaluated by tension, microhardness, and vertical impact tests. It was found that there was a greater surface of Zn evaporation in the joints welded with the GMAW-P process compared to those welded by the GMAW-P Brazing process. Therefore, the best results in tensile strength were observed in the joints welded with GMAW-P Brazing process. The decrease in mechanical properties can be attributed to the formation of an intermetallic compound Cu, Al and Fe in the fusion line.

Keywords: GMAW-P Brazing; Microstructure; CP steel; Mechanical properties; Zinc.

CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN

Actualmente los fabricantes de automóviles, buscan el mejoramiento la eficiencia y reducción de combustible de los vehículos, y por consiguiente la reducción en las emisiones de gases de combustión, a su vez reducir los costos y el impacto ambiental, esto afecta el diseño del vehículo y la selección de los materiales para su fabricación [1]. Lograr estas metas requiere la combinación de materiales de alta tecnología, de diseños innovadores, de procesos de manufactura avanzados y de una buena comunicación entre los ingenieros de diseño, manufactura, materiales y soldadura. Los resultados obtenidos por el grupo automotriz de estudio de Conceptos Avanzados en Aceros Ultraligeros para las Carrocerías de Vehículos (ULSABAVC, por sus siglas en inglés) en el año 2002, hicieron presente el conocimiento sobre los Aceros Avanzados de Alta Resistencia (Advanced High Strength Steels, AHSS por sus siglas en inglés), de tal forma que hoy en día la industria cuenta con los materiales de alta tecnología que requiere [2]. Estos son el resultado de la permanente investigación sobre materiales que permitieran la eficiencia y paralelamente la facilidad de manufactura y transformación.

Los aceros AHSS ofrecen propiedades atractivas como son la resistencia, formabilidad, soldabilidad, durabilidad y resistencia al impacto, por lo que resultan bastante atractivos para el sector automotriz [3]. En el año de 1995, aún no se tenía conocimiento acerca de los aceros AHSS, fue hasta el 2004-2005 cuando se empezaron a emplear de forma comercial en la carrocería de los autos con un 12%, el 47% lo ocupaban los aceros alta resistencia (HSS, por sus siglas en inglés) y lo que corresponde al 41% los aceros suaves [4].

Usualmente los componentes fabricados con aceros AHSS requieren ser procesados por algún método de unión para su ensamblaje final. Para esto se han utilizado procesos de soldadura por fusión como GMAW y GTAW (por sus siglas en inglés, Gas Tungsten Arc Welding) principalmente, sin embargo, en los últimos diez años se han desarrollado y perfeccionado nuevas tecnologías de soldadura como LASER, Electron Beam, Plasma y GMAW-P. El proceso GMAW por arco pulsado ha recibido mayor enfoque en cuanto a su desarrollo, por lo que han surgido técnicas como transferencia de metal en frío (Cold Metal Transfer; CMT), transferencia de

tensión superficial (STT), súper pulso etc [1].

El proceso de soldadura de GMAW empleado con el modo de transferencia pulsado y utilizando soldadura Brazing tiene un mecanismo que le permite depositar metal con un bajo aporte térmico debido a los bajos puntos de fusión de los electrodos brazing, lo cual lo hace idóneo para soldar los aceros AHSS. Por otro lado, al emplear electrodos de bajo punto de fusión como es el caso del electrodo (ERCuAl-2) se disminuye aún más la probabilidad de que ocurran transformaciones microestructurales en estos aceros.

En los últimos dos años, el uso del proceso GMAW-P Brazing se ha expandido a diferentes materiales, sin embargo, debido a la amplia gama de aplicaciones en la que puede utilizarse, no se tiene un entendimiento completo de su uso y efectos sobre los aceros AHSS[1].

El presente proyecto tiene como objetivo realizar un estudio comparativo del proceso de soldadura GMAW-P Brazing y GMAW-P sobre el acero CP 780 empleando dos aportes térmicos diferentes para evaluar el comportamiento microestructural, comportamiento mecánico y el daño térmico que puede causar.

1.1 Justificación

El uso de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) en las estructuras de carrocería de automóviles incrementó significativamente en los últimos 5 a 10 años con la introducción de nuevas normas de seguridad y ahorro de combustible. Esto se debe a sus propiedades mecánicas superiores comparado con su costo. Estos nuevos aceros plantean importantes desafíos de fabricación, particularmente para soldadura y estampado. Debido a las distintas propiedades que presentan los aceros CP tales como tenacidad y resistencia a la tracción son atractivos para el sector automotriz, sin embargo, a menudo se requieren buenas propiedades de resistencia en la soldadura para hacerlos más eficientes sin provocar fases indeseadas que afecten sus propiedades mecánicas finales.

Los aceros CP se encuentran recubiertos por una capa de zinc lo cual puede generar una serie de problemas durante el proceso de soldadura por arco metálico con gas GMAW, como es la

evaporación excesiva de zinc, que conduce a salpicaduras, formación de porosidad, geometría no uniforme y lo más importante pérdida de protección contra la corrosión, además de un elevado aporte térmico que reduce las propiedades mecánicas de dichas uniones. Estos aceros pueden ser unidos por procesos avanzados tales como soldadura por resistencia y soldadura láser, para obtener uniones de buena calidad, sin embargo, su aplicación es compleja y costosa haciéndolos un tanto difícil de aplicar. El desarrollo de los nuevos procesos GMAW-P Brazing permite manipular de forma controlada el calor aportado durante el proceso de unión, con lo cual es posible realizar uniones con excelentes propiedades mecánicas y microestructurales. Sin embargo, son necesarios nuevos métodos como GMAW-P Brazing que puedan mejorar aún más las propiedades de la unión soldada y disminuir el deterioro causado por el aporte térmico.

Por lo tanto, es de gran importancia el estudio de los efectos que se pueden tener al utilizar un electrodo de bajo punto de fusión (ERCuAl-2) sobre las propiedades microestructurales en la interfase de soldadura y la zona afectada por el calor.

1.2 Objetivo general

Evaluar el efecto de los parámetros de soldadura sobre la microestructura y las propiedades mecánicas en la unión del acero CP 780 por medio del proceso de soldadura GMAW-P Brazing y GMAW-P.

1.2.1 Objetivos específicos

- a) Estudiar la soldabilidad del acero CP 780 empleando los procesos GMAW-P Brazing y GMAW-P en función del calor aportado.
- b) Realizar la caracterización microestructural de la zona fundida y la zona afectada por el calor por medio de microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido.
- c) Evaluar el comportamiento mecánico de las uniones por medio de ensayos de tensión, perfiles de microdureza y ensayos de impacto vertical.

1.3 Hipótesis

Mediante el uso del proceso de soldadura GMAW-P Brazing empleando el electrodo ERCuAl-2 de bajo punto de fusión se mejorarán las propiedades mecánicas y microestructurales en el acero CP 780 logrando disminuir la evaporación del recubrimiento de zinc y por lo tanto aumentando el desempeño de la unión soldada.

1.4 Metas científicas

- Se redujeron los cambios microestructurales en la ZAT un 25% por efecto de aporte atómico en uniones del acero CP 780 con el proceso GMAW-P Brazing comparado con el GMAW-P.
- Se mejoró la soldabilidad del acero CP 780 un 40% empleando el proceso GMAW-P Brazing con respecto al proceso GMAW-P.
- Se incrementó la resistencia mecánica un 40% en la zona fundida del acero CP780 comparado con el GMAW-P.
- Se redujo la porosidad en la zona fundida un 100% debido a la evaporación de zinc en uniones del acero CP 780 con el proceso GMAW-P Brazing comparado con el GMAW-P.

CAPÍTULO 2 REVISIÓN Y DISCUSIÓN DEL ESTADO DEL ARTE

2.1 Aceros avanzados de alta resistencia AHSS

Los aceros AHSS son materiales complejos y sofisticados, con composiciones químicas seleccionadas y microestructuras con múltiples fases que resultan de procesos de calentamiento y enfriamiento controlados. Se emplean varios mecanismos de endurecimiento para lograr una gama de propiedades de resistencia, ductilidad, tenacidad y fatiga [5].

2.1.1 Clasificación de los aceros.

Los aceros AHSS se clasifican de varias maneras, siendo la primera, por medio de designaciones metalúrgicas

- **Aceros de baja resistencia:** aceros de bajo carbono, aceros libres de elementos intersticiales (IF), con contenidos de carbono muy bajo, menores a 0.010% y aceros suaves. Estos materiales ofrecen alto valor de R (indica la resistencia al adelgazamiento de láminas durante el conformado) y valores de ductilidad superiores al 50%.

- **Aceros convencionales de alta resistencia:** tales como aceros de alto carbono, al carbono-manganeso (C-Mn), isotrópicos, endurecibles por tratamiento térmico, y alta resistencia, baja aleación (HSLA).

-**Aceros avanzados de alta resistencia (AHSS):** aceros de doble fase (DP, por sus siglas en inglés) que contienen fases como ferrita y martensita. Los aceros de plasticidad inducida por transformación (TRIP, por sus siglas en inglés) de acero de fases complejas (CP, por sus siglas en inglés) que contienen fases como ferrita, martensita, bainita y entre otros. Los cuales tienen una resistencia a la tracción en el rango de 300 MPa a 1500 MPa [1].

En la Figura 2.1 se muestra un gráfico comparativo de la elongación y la ductilidad de los aceros empleados en la industria automotriz. Nótese que los valores de resistencia mecánica de los aceros AHSS cubren rangos de esfuerzo tanto de los aceros HSS como de los UHSS, al tiempo que su ductilidad es superior a la de los aceros HSS convencionales o de resistencia similar [2].

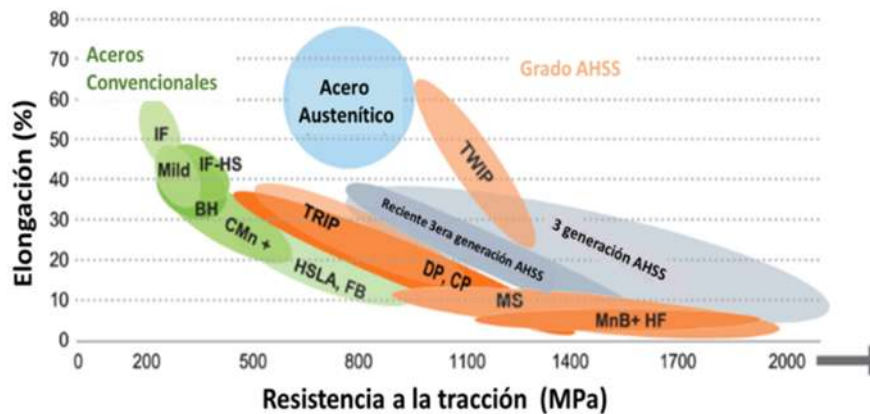


Figura 2.1 Gráfico comparativo de la resistencia a la tracción y la ductilidad de los aceros empleados en la industria automotriz [2].

La diferencia entre los aceros convencionales y el AHSS es su microestructura. Los aceros convencionales son de una sola fase como son ferríticos, austeníticos o martensíticos. Los AHSS primeramente, son aceros multifásicos, los cuales contienen ferrita, martensita, bainita y/o austenita retenida en cantidades suficientes para producir propiedades mecánicas únicas y algunos tienen una alta capacidad de endurecimiento, lo que resulta en un balance resistencia-ductilidad superior a los aceros convencionales [4].

2.1.2 Metalurgia del acero CP 780

Los aceros de fases complejas CP se desarrollan mediante enfriamiento acelerado después de un laminado controlado en el rango de temperatura entre 723 y 760 °C, con la transformación de fases del acero trae pequeñas cantidades de martensita, austenita retenida y perlita dentro de la matriz ferrita /bainita. Un refinamiento extremo del grano es creado por recristalización retardada o precipitación de elementos como Ti o Nb. En la Figura 2.2 se muestra un esquema de la microestructura del acero CP como son: la bainita, austenita retenida, martensita y ferrita. [5]

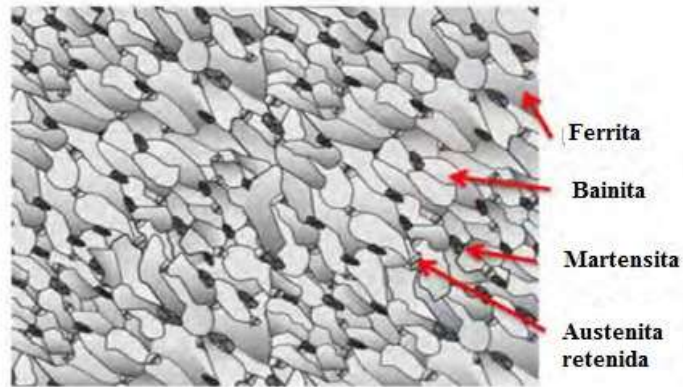


Figura 2.2 Esquema de la microestructura del acero CP. [5]

En la Figura 2.3 se muestra la estructura de un grano de acero de fases complejas CP 780/100 laminado en caliente [5], se observa el alargamiento de los granos que es debido a los rodillos de laminación.

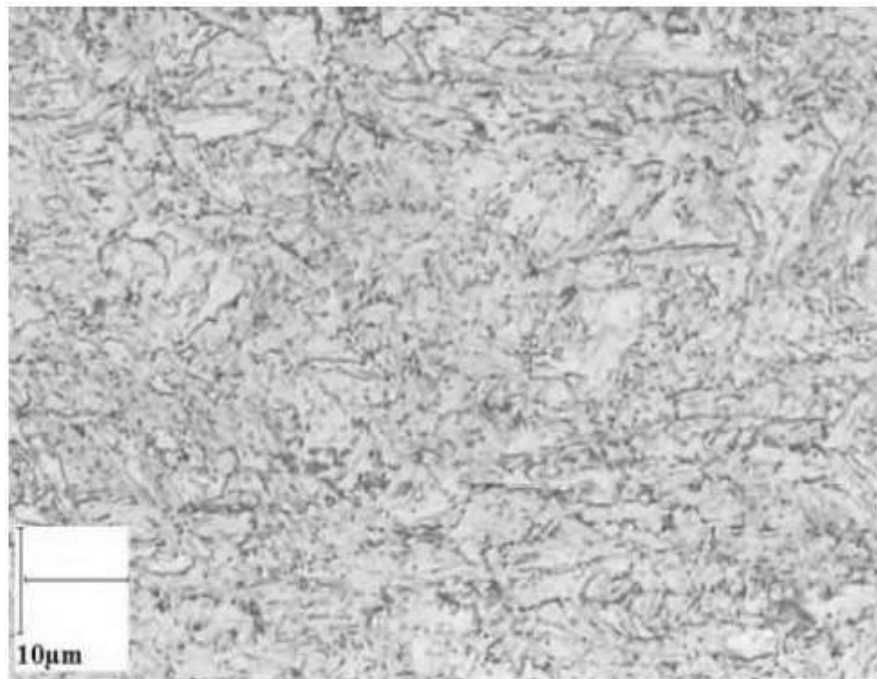


Figura 2.3 Micrografía de un acero de fases complejas 780/1000 laminado en caliente a 100x. [5]

Los aceros de fases complejas contienen los mismos elementos de aleación que los aceros DP o TRIP, pero los porcentajes de estos elementos son los encargados de modificar los ciclos térmicos para cada uno de estos aceros y se centran en obtener ciertas cantidades de bainita. Por lo general, se agregan pequeñas adiciones de elementos microaleantes para aumentar el límite elástico mediante el endurecimiento por precipitación [6]. Estos aceros CP se producen mediante un proceso termomecánico de laminado en caliente que se centra en la prevención de la formación de ferrita durante el enfriamiento inicial, el parámetro más importante es la temperatura de enfriamiento continuo (CT) que determina el tipo de transformación y la morfología de los productos finales.

Es difícil obtener una microestructura completamente bainítica en aceros de baja aleación debido a la proximidad del rango de temperatura para la transformación de bainita al de la transformación de martensita. Por lo tanto, es deseable separar la bainita y regiones de martensita tanto como sea posible. El diagrama de enfriamiento continuo (CT) es el diagrama adecuado para obtener bainita en una amplia gama de velocidades de enfriamiento con una cantidad mínima de martensita, que se formará después del galvanizado en el enfriamiento final y, por lo tanto, no estará templado como se muestra en la Figura 2.4 [6].

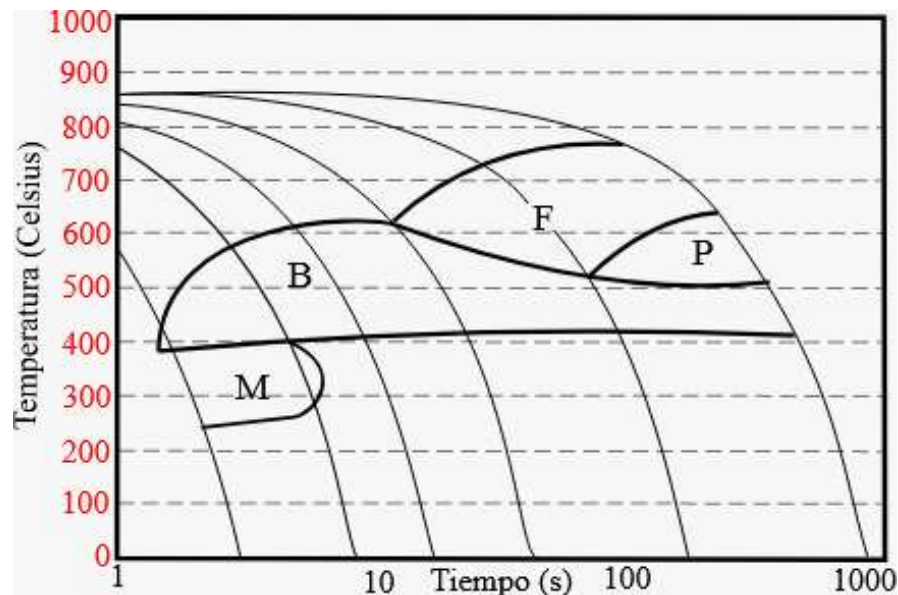


Figura 2.4 Diagrama CT para obtener aceros de fases complejas, con las fases de martensita(M), bainita(B), ferrita (F) y perlita(P) [6].

El ciclo de recocido para este tipo de aceros se basa en el uso del ciclo térmico de la línea de recocido continuo con la temperatura en la región de bainita, como se muestra en la Figura 2.5. Como se mencionó anteriormente, es deseable suprimir la formación de ferrita durante el enfriamiento inicial no solo para evitar la transformación de la microestructura sino también para evitar el enriquecimiento de austenita con carbono que retrasaría la transformación de bainita y aumentaría la cantidad de martensita. Lo que minimiza el enriquecimiento del carbono de la austenita, aumentando la temperatura de transformación M_s que facilita el auto templado de la martensita formada durante el enfriamiento final, así como también minimiza la cantidad de austenita retenida [6].

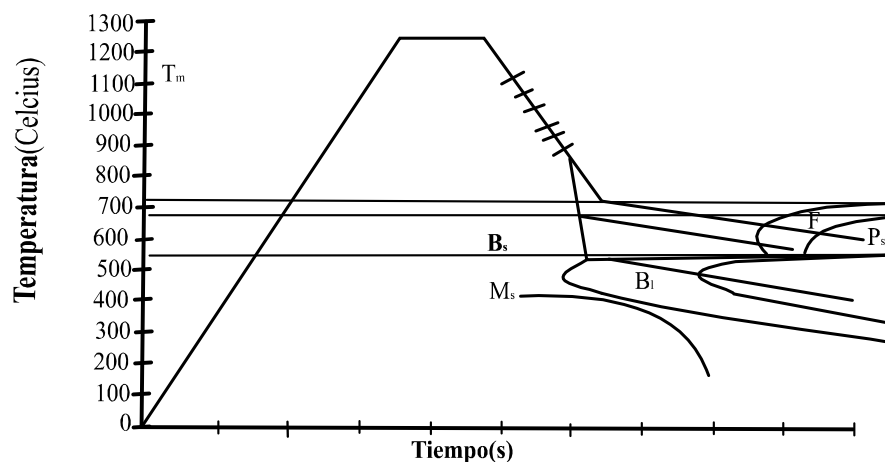


Figura 2.5 Diagrama del ciclo de recocido para un acero CP [6].

2.2 Principios del proceso de galvanizado

El galvanizado en caliente se utiliza desde hace más de 200 años para proteger el acero de la corrosión atmosférica. El recubrimiento protector se produce al sumergir productos de acero en un baño de zinc fundido. El zinc por sí mismo tiene una buena resistencia a la corrosión a través de la formación de películas superficiales protectoras de óxidos y carbonatos. La película de zinc que se forma sobre el acero lo protege de dos maneras [7].

Formando una barrera física entre el acero del sustrato y el medio ambiente; por ejemplo, en las pinturas, si la capa de pintura se rompe de alguna forma, se oxidará el acero en esa área y la pintura permitirá que la oxidación avance por debajo de la ruptura. En el caso del galvanizado esto no ocurre, ya que, si la capa de galvanizado se daña, raya o presenta discontinuidades; el zinc adyacente al acero formará una sal insoluble de zinc sobre el acero expuesto. Esto resana la ruptura y continúa protegiendo la superficie contra cualquier corrosión [7].

Protección galvánica (catódica). Permite que productos de aceros puedan permanecer sin corrosión durante décadas. Esto explica porque en presencia de humedad el zinc actúa como ánodo y el acero como cátodo, de manera que el zinc se corroe en una acción de sacrificio y evita que el acero se oxide, ver Figura 2.6 [7].

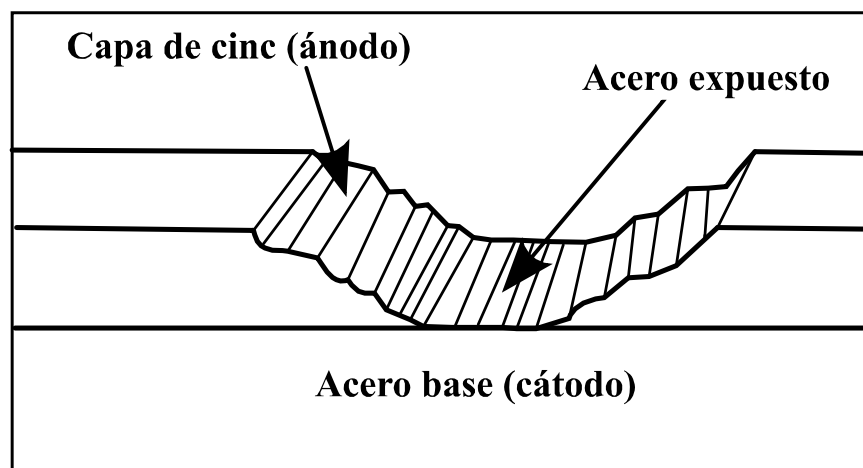


Figura 2.6 Esquema representativo de protección galvánica [7].

El galvanizado presenta una serie de ventajas que no son posibles encontrar en otros tipos de recubrimientos:

- Bajo costo contra vida útil.
- Bajo nivel de corrosión.
- Recubrimiento adherido metalúrgicamente al acero.
- Fácil de inspeccionar.
- Gran resistencia a daños mecánicos.

En general, antes de la inmersión de la lámina en el baño de zinc, se debe limpiar el óxido de la superficie, para evitar que reaccione con el zinc. Cuando el acero reacciona en el baño se forma el recubrimiento, se retira, se enfría y algunas veces se trata térmicamente. La estructura del recubrimiento de zinc consiste de (1) la aleación de recubrimiento, (2) una interfase de capa entre el recubrimiento y el sustrato (acero) y (3) el sustrato. Cada una de estas 3 regiones puede ser afectada por el tiempo del baño, temperatura del baño, la composición química del galvanizado y del sustrato [7].

2.3 Proceso de Soldadura GMAW.

La soldadura de arco con protección de gas (GMAW por sus siglas en inglés), es un proceso cuyo principio se basa en la alimentación automática de un electrodo continuo, consumible, el cual hace un arco eléctrico con la pieza de trabajo protegido mediante un gas de procedencia externa. Los únicos controles manuales que el soldador requiere para la operación semiautomática son los de velocidad y dirección del desplazamiento, así como también el posicionamiento de la pistola [8].

El equipo está conformado por pistola para soldar, cables, la unidad de alimentación del electrodo o alambre, la fuente de potencia y el sistema de suministro del gas protector. Es el proceso ideal para la soldadura de aluminio, magnesio, cobre y muchas de las aleaciones de metales. En el caso de los gases de protección el CO₂ o mezclas con argón son convenientes cuando se sueldan aceros de bajo carbono y de baja aleación, mientras que el gas inerte puro es primordial cuando se sueldan aceros altamente aleados, aleaciones de aluminio, magnesio, cobre, titanio, zirconio, aceros inoxidable y superaleaciones base níquel [8].

2.3.1 Principios básicos de operación

En el proceso GMAW el calor del arco generado entre el electrodo consumible y la pieza es utilizado para fundir las superficies del metal base y el extremo del electrodo. El metal fundido del electrodo es transferido hacia la pieza a través del arco, donde se convierte en metal de soldadura depositado. La protección de gas, que puede ser gas inerte, activo o una mezcla de ambos. El gas de protección envuelve el área del arco para protegerlo de contaminantes de la

atmósfera, Figura 2.7.

El proceso GMAW puede ser aplicado en forma semiautomática usando una pistola sostenida manualmente, en ésta, el electrodo es alimentado por una bobina, o en forma automática que incluye equipos automatizados o robots [8].

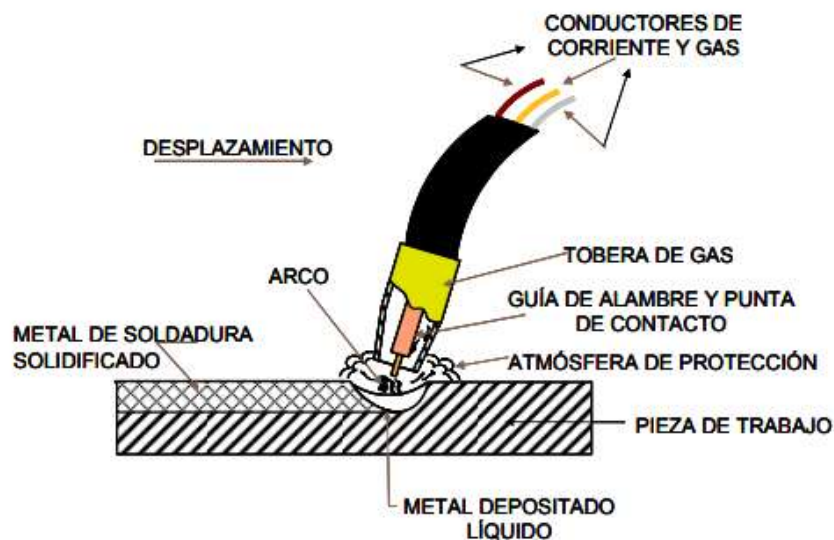


Figura 2.7 Esquema del proceso de soldadura GMAW [8].

2.3.2 Variables del proceso

Estas variables afectan la penetración, la geometría y en general la calidad de la soldadura:

- A. Corriente de soldadura
- B. Polaridad
- C. Voltaje del arco
- D. Velocidad de avance
- E. Extensión del electrodo
- F. Orientación del electrodo (ángulo de desplazamiento)
- G. Posición de la unión que se va a soldar
- H. Diámetro del electrodo
- I. Composición y tasa de flujo del gas protector

Estas variables no son del todo independientes, ya que cuando se modifica una, casi siempre modifica una o más de las otras para obtener los resultados que se buscan. Estas condiciones del proceso de soldadura son afectados por: (1) El tipo de metal base, (2) la composición del electrodo, (3) la posición y (4) los requisitos de calidad [8].

2.3.3 Equipo

El equipo básico para cualquier instalación del proceso de soldadura GMAW, Figura 2.8 consiste en lo siguiente [8]:

- a) Pistola
- b) Unidad de alimentación del electrodo
- c) Control de soldadura
- d) Fuente de potencia para soldadura
- e) Suministro regulado de gas protector
- f) Suministro de electrodo
- g) Cables y mangueras para interconexión
- h) Sistema de recirculación de agua (para pistolas enfriadas por agua)

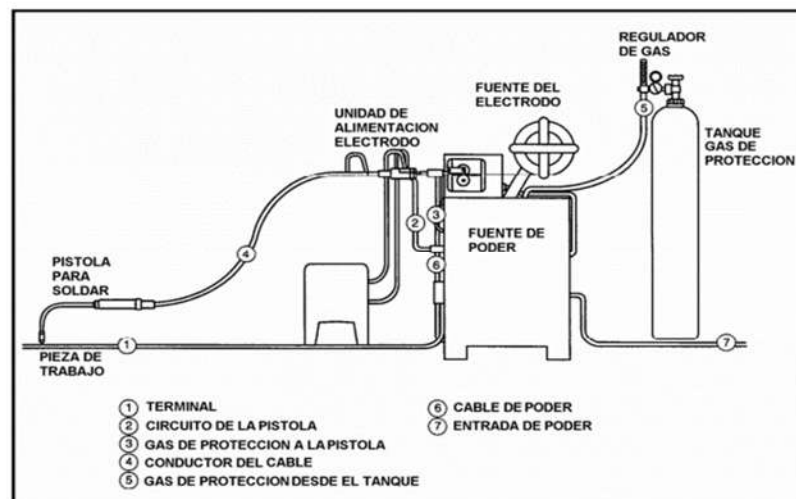


Figura 2.8 Esquema del equipo del proceso de soldadura GMAW [8].

2.3.4 Mecanismos de transferencia de metal.

Los mecanismos empleados para transferir metal del electrodo a la pieza de trabajo son:

- a. Transferencia por cortocircuito
- b. Transferencia globular
- c. Transferencia por aspersión
- d. Transferencia por arco pulsado

La transferencia está determinada por varios factores, entre los más importantes están los siguientes: 1. Magnitud y tipo de la corriente de soldadura. 2. Diámetro del electrodo 3. Composición del electrodo 4. Extensión del electrodo 5. Gas protector [8].

2.3.5 Electrodo

El metal de aporte es clasificado por diversas especificaciones de la Sociedad Americana de Soldadura, (AWS, por sus siglas en inglés) [8]. En general, para aplicaciones de unión, la composición del electrodo es similar a la del metal base. Los electrodos que se usan para GMAW son de diámetro muy pequeño. Cuando los diámetros de los electrodos son pequeños y las corrientes relativamente altas, las velocidades de alimentación del alambre en GMAW son altas, desde unos 40 hasta 340 mm/s (94.4 a 803.14 pulg/min) para la mayor parte de los metales.

2.3.6 Gases protectores

La función principal del gas es impedir que la atmósfera entre en contacto con el metal de soldadura fundido y puedan formar productos indeseados en el proceso de solidificación. Esto es necesario porque la mayor parte de los metales, al calentarse hasta su punto de fusión al aire, presentan una marcada tendencia a formar óxidos y, en menor grado, nitruros. Además, el oxígeno reacciona con el dióxido de carbono. La formación de estos diversos productos puede causar deficiencias de la soldadura, como porosidad y pérdida de ductilidad. Las reacciones mencionadas se forman con facilidad en la atmósfera si no se toman precauciones para eliminar el oxígeno y el nitrógeno [8].

El tipo de gas y la tasa de flujo tienen un efecto importante sobre:

- Características eléctricas del arco
- Modo de transferencia del metal
- Penetración y perfil de la soldadura
- Velocidad de soldadura
- Tendencia al socavamiento
- Acción limpiadora
- Propiedades mecánicas del metal de soldadura

A continuación, se mencionan algunos gases y mezclas utilizados en el proceso GMAW y su efecto en la soldadura [8].

1. **Argón:** Es más pesado que el aire, químicamente inerte, incoloro y sin olor como gas y líquido, constituye poco menos del uno por ciento de la tierra en la atmósfera. Promueve la buena apertura de arco debido a su bajo potencial de ionización, haciendo de éste un ideal escudo contra la contaminación en una serie de actividades industriales y procesos de soldadura. El bajo potencial de ionización del argón crea una excelente trayectoria en el arco y buena estabilidad.
2. **CO₂:** es más pesado que el aire, es un gas incoloro que presenta un olor ligeramente picante, químicamente activo. La mayoría de los gases reactivos no pueden ser utilizados en forma pura para protección; el CO₂ es una excepción. Es utilizado ampliamente como gas independiente, o como componente de mezclas de gases. Se utiliza sólo para corto circuito o transferencia globular
3. **Argón - CO₂:** El argón - CO₂ como mezcla se utiliza principalmente en aceros al carbono, baja aleación y aceros inoxidables. El CO₂ con adiciones de argón permite el aumento de velocidad del avance con mayor penetración. Si aumenta la cantidad de CO₂ tendrá como resultado un aumento en el nivel de salpicaduras y una disminución en la eficiencia de deposición.

2.3.7 Efecto de las variables de soldadura en el proceso GMAW

La calidad de una soldadura se ve afectada por las variables del proceso, a continuación, se definen las más importantes y se analiza su efecto a considerar para el control del proceso de soldadura [8].

- a) **Amperaje** Es una medida de la cantidad de corriente que fluye entre el electrodo y la pieza de trabajo, es la variable primaria que determina el calor de entrada. Generalmente un incremento en el amperaje deriva en incrementos de velocidad de depósito, penetración y dilución (metal de aporte-metal base).
- b) **Voltaje.** Esta variable está directamente relacionada con la longitud del arco. El voltaje incrementa cuando aumenta la longitud de arco, y por lo tanto la demanda o exigencia de mayor protección del arco. Para soldadura con Voltaje Constante (CV), como el GMAW, el voltaje es determinado o establecido primeramente en la máquina. El voltaje de arco también controla o influye en el ancho del cordón. El voltaje de arco tiene un efecto directo en el calor de entrada.
- c) **Velocidad de avance** Es la velocidad a la cual el electrodo es desplazado a través de la junta. Cuando todas las demás variables se mantienen constantes, la velocidad de avance tiene un efecto inverso en el tamaño del cordón de soldadura. Cuando la velocidad aumenta el tamaño del cordón disminuye. A mayores incrementos en la velocidad de avance, menos energía térmica por unidad de longitud se transfiere al metal base.
- d) **Velocidad de alimentación** Es una medida de la velocidad a la cual el electrodo pasa a través de la pistola y es alimentado al arco. La velocidad de alimentación es directamente proporcional a la velocidad de alimentación del alambre y está directamente relacionada al amperaje. Cuando las otras variables se mantienen constantes (por ejemplo, el mismo tipo de electrodo, el diámetro, voltaje de arco y extensión del electrodo) un incremento en la velocidad de alimentación del alambre conducirá a un incremento en el amperaje. A velocidades de alimentación más lentas, la relación velocidad de alimentación del alambre-amperaje es relativamente constante y lineal. Para altas velocidades de

alimentación esta relación puede incrementar, resultando en una velocidad de alimentación alta por Ampere, pero a expensas de la penetración. La velocidad de alimentación es el método preferido para mantener o registrar en el procedimiento de soldadura, para procesos de alimentación de alambre de voltaje constante.

- e) **Extensión del electrodo** También conocido como Electrical Stickout (ESO), es la distancia desde la punta de contacto al extremo del electrodo. Esto aplica solamente en procesos de alimentación del alambre. Cuando se incrementa en un sistema de voltaje constante, la resistencia eléctrica del electrodo aumenta, causando que el electrodo se caliente.
- f) **Diámetro del electrodo** A mayor diámetro se requiere mayor corriente. Para amperaje fijo, sin embargo, electrodos más pequeños puede resultar en mayor velocidad de depósito. Esto se debe al efecto de la densidad de corriente que se discute más abajo.
- g) **Polaridad** Es una definición de la dirección del flujo de la corriente, la polaridad positiva (inversa) se logra cuando el cable del electrodo es conectado a la terminal positiva de la fuente de poder de corriente directa (DC) y el cable de tierra se conecta a la terminal negativa. La polaridad negativa (directa) ocurre cuando el electrodo se conecta a la terminal negativa y la tierra a la terminal positiva [8]. La corriente alterna (AC) no tiene polaridad, pero es un tipo de corriente. Con la AC el electrodo se alterna al positivo y negativo. Para amperaje fijo es posible utilizar mayor velocidad de alimentación del alambre y mayor depósito con polaridad negativa que con positiva.
- h) **Calor de entrada (*Heat input*)** El calor de entrada es proporcional al amperaje de soldadura por el voltaje de arco dividido por la velocidad de avance. Relaciones altas de calor de entrada produce mayor área de sección transversal de soldadura mayor y zona afectada por el calor (ZAC) más grande, lo cual puede afectar negativamente las propiedades mecánicas en la ZAC.

2.3.8 Modo sinérgico

Se trata de un equipo de soldadura (generalmente con tecnología MIG) que ajusta los parámetros de corriente, tensión y alimentación del alambre a partir de parámetros más fáciles de configurar: espesor y tipo de material, tipo de alambre, etc. Cuando el usuario indica esos datos, un procesador interno se encarga de ajustar seleccionar los parámetros primarios más adecuados para la tarea, con lo cual es posible lograr excelentes resultados con sólo especificar información básica y sin necesidad de consultar tablas de parámetros [9].

El modo sinérgico, tal como su nombre lo indica, permite realizar variaciones sobre la marcha, indicando sencillamente una variación en uno de los parámetros, con lo cual el procesador se encargará de realizar los ajustes necesarios de la tensión o la corriente en el momento. De ese modo, se realiza un trabajo sinérgico: el operario le indica al equipo que es necesario variar el espesor (u otro dato) y la computadora realiza las modificaciones necesarias, adaptándose así a la necesidad del momento [9].

2.4 Soldadura Brazing

La soldadura fuerte o Brazing une materiales calentándolos en presencia de un metal de aporte que tiene un cambio a fase líquida (*liquidus*) por encima de 450°C pero por debajo del cambio a fase sólida (*solidus*) de los metales base. El calentamiento puede proveerse de muy diversas maneras. El metal de aporte se distribuye entre las superficies de la unión, que embonan íntimamente, por acción capilar. La soldadura fuerte difiere de la soldadura blanda en que los metales de aporte de esta última tienen una fase líquida por debajo de 450°C [8].

La soldadura fuerte debe satisfacer tres criterios:

- Las piezas deben unirse sin fusión de los metales base.
- El metal de aporte debe tener una temperatura de *liquidus* mayor que 450°C.
- El metal de aporte debe mojar las superficies del metal base y penetrar en la unión o mantenerse en ella por acción capilar.

2.4.1 Principios básicos de operación

El flujo capilar es el principio físico dominante que garantiza una buena unión de soldadura fuerte en todos los casos en que el metal de aporte fundido moja ambas superficies del empalme. La unión deberá espaciarse de modo que permita una acción capilar eficiente y la resultante coalescencia. En términos más específicos, la capilaridad es el resultado de la tensión superficial entre el o los metales base y el metal de aporte, protegido por un fundente o una atmósfera, y promovido por el ángulo de contacto entre el metal base y el metal de aporte. En la práctica, el flujo del metal de aporte de la soldadura fuerte influye en consideraciones dinámicas que atañen la fluidez, la viscosidad, la presión de vapor, la gravedad y sobre todo los efectos de las reacciones metalúrgicas entre el metal de aporte y el metal base [8].

2.4.2 Fundamentos de mojado, adhesión y capilaridad en la soldadura

HUMECTACIÓN: Es la capacidad de un líquido para mojar un sólido, que le permite fluir sobre él y formar una película. Para facilitar la comprensión, podemos compararlo con el fenómeno que permite que una fina película de agua quede adherida a la superficie de un vidrio cuando se escurre una gota. En la soldadura fuerte, este efecto se identifica como la fluidez del metal de aporte sobre las superficies calientes [10].

CAPILARIDAD: Es un conjunto de fenómenos físicos que ejerce presión sobre los líquidos y hace que penetren entre dos superficies muy próximas entre sí. En la soldadura fuerte, la capilaridad hace que el metal de aporte llene la holgura entre las piezas a unir. Esta holgura debe ser, como máximo, de 0.05 mm para la soldadura fuerte en hornos de atmósfera controlada, y de 0.05 a 0.20 mm para la soldadura fuerte en horno de atmósfera no controlada [10].

ADHESIÓN: Es la fuerza que se desarrollan entre las fases líquida y sólida, expresada por la cantidad de trabajo [10].

Para ser efectivo, un metal de aporte de soldadura brazing debe alearse con la superficie del metal base sin (1) difundirse de manera indeseable al interior del metal base, (2) diluir el metal base, (3)

no erosionar el metal base ni (4) formar compuestos quebradizos. Los efectos (1), (2) y (3) dependen de la solubilidad mutua entre el metal de aporte y el metal base, de la cantidad de metal de aporte presente, de la temperatura y duración del ciclo de soldadura Brazing como se muestra en la Figura 2.9 cuando un líquido moja o no a un sólido respecto al ángulo de contacto [8].

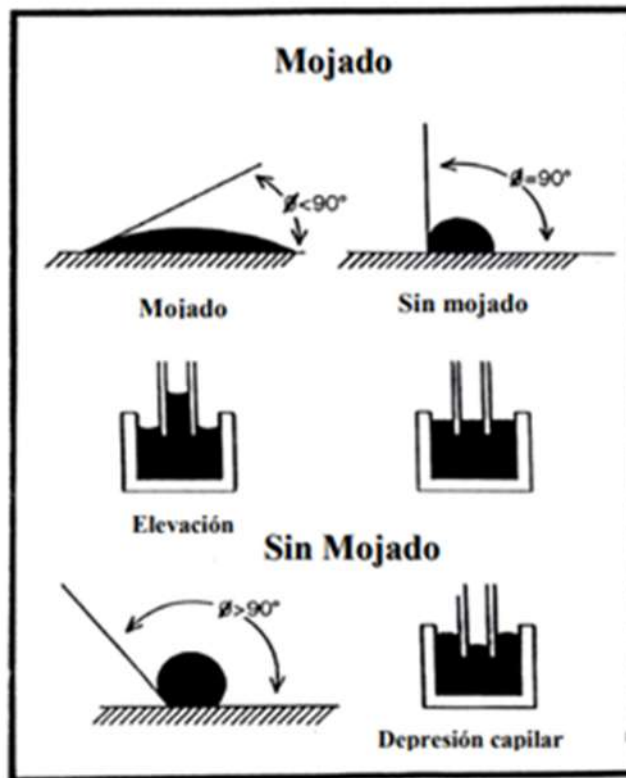


Figura 2.9 Ángulo de mojado capilar [8].

Algunos metales de aporte se difunden excesivamente y alteran las propiedades del metal base. Si se desea controlar la difusión se debe escoger un metal de aporte apropiado, aplicar la mínima cantidad posible y seguir el ciclo de soldadura Brazing correcto. Si el metal de aporte moja el metal base, mejorará el flujo capilar. Si los capilares entre las piezas metálicas son largos, la solubilidad mutua puede modificar la composición del metal de aporte por aleación. Por lo regular esto elevará su temperatura de la fase líquida y hará que solidifique antes de llenar por completo la unión [8].

El flujo capilar es el principio físico dominante que garantiza una buena unión por soldadura fuerte en todos los casos en que el metal de aporte fundido moja ambas superficies de empalme.

La unión deberá espaciarse de modo que permita una acción capilar eficiente y la resultante coalescencia. En términos más específicos, la capilaridad es un resultado de la tensión superficial entre el o los metales base y el metal de aporte, protegido por un fundente, y promovido por el ángulo de contacto entre el metal base y el metal de aporte. El flujo del metal de aporte en soldadura fuerte influye consideraciones dinámicas que atañen la fluidez, la viscosidad, la presión de vapor, la gravedad y sobre todo los efectos de las reacciones metalúrgicas entre el metal de aporte y el metal base [10].

2.5 MIG-Brazing

La soldadura MIG-Brazing es un proceso sin fusión, la soldadura convencional por arco de metal con gas (GMAW) es un proceso de fusión que fusiona el alambre del electrodo con el metal base. El proceso GMAW usa más calor para fusionar los materiales y la soldadura MIG-brazing se puede hacer a una temperatura mucho más baja, causando una zona afectada por el calor (HAZ) más pequeña. Esta soldadura se caracteriza porque el electrodo puede fundirse a temperaturas de alrededor de 900-1200 ° C esto no es suficiente calor para derretir el metal base de acero. La temperatura más baja es beneficiosa en muchos de los aceros de alta resistencia (AHHS) ya que son aceros sensibles al calor y pueden debilitarse cuando se calientan. En contraste en el proceso GMAW el calor excesivo puede debilitar este tipo de aceros y no es conveniente, además debido al tamaño del HAZ que es más pequeña, se quema menos el recubrimiento de zinc (protección contra la corrosión) cuando se sueldan con MIG-brazing. También difiere de la soldadura MIG por el uso de electrodos de cobre, ya que su punto de fusión es mucho más bajo que un material de relleno normal para soldadura MIG. Para este proceso de MIG-Brazing se debe usar un gas de protección para proteger el proceso de la influencia del aire durante la soldadura, pero también para mejorar la estabilidad del proceso y dar una superficie lisa de la unión [11].

Las juntas soldadas con MIG-Brazing pueden igualar la resistencia de una junta GMAW porque a menudo utiliza un área de superficie más grande. Más área superficial permite que la junta de soldadura cubra más área a través de la acción capilar, la buena acción capilar es la clave para una unión de una soldadura exitosa de este proceso.

Hay varias opciones para equipos de soldadura MIG, es posible que pueda convertir su configuración GMAW para manejar la soldadura MIG-Brazing, o puede tener una máquina

dedicada para la soldadura fuerte MIG. Las máquinas multifunción se están volviendo bastante populares y están disponibles en muchos de los principales fabricantes de equipos, estas máquinas brindan la oportunidad de cambiar rápidamente de GMAW, a soldadura MIG y MIG-Brazing. Ofrecen múltiples antorchas, cada una equipada con el cable de electrodo correcto para la aplicación, y los tipos de gas de protección que pueden ser 100% de argón y mezclas de 75 % de argón, 25 % de helio, la mezcla de gases más adecuada depende de las condiciones reales y deben evaluarse en el caso individual. En comparación con el argón puro, hay pequeñas adiciones de oxígeno ($1 \pm 2\%$) o dióxido de carbono ($2 \pm 3\%$) que estabiliza el arco y disminuye la salpicadura de aceros recubiertos de zinc y también porosidad [11].

Los materiales de aporte utilizados son aleaciones a base de cobre con bajas cantidades de silicio, aluminio, manganeso, níquel, estaño, etc. Estos metales de aporte tienen una alta ductilidad eso es importante en estructuras cargadas dinámicamente. Ningún compuesto quebradizo debería aparecer dentro de la soldadura o en la zona afectada por el calor (ZAC). El rango de fusión debería de ser pequeño para evitar grietas calientes [11].

Como la entrada de calor debe mantenerse al mínimo, la transferencia del metal se da de dos maneras de arco corto o pulsado ya que una baja entrada de calor significa baja evaporación de zinc y pequeña influencia en el material base. La transferencia de arco corto da algo de salpicadura y el cordón será más plano, en cambio un arco pulsado tiene la ventaja de reducir la salpicadura, pero la entrada de calor es algo mayor.

El proceso MIG-Brazing difiere del proceso de soldadura MIG / MAG solo por la diferencia de aporte térmico y metal de aporte que se utiliza. Trabaja con espesores de lámina desde los 0.3 mm hasta 3 mm y con velocidad de avance hasta de 1.5 m/min. Además del ahorro de energía se puede unir acero galvanizado con aluminio [12]. Durante la soldadura las variaciones de temperatura y metales bases tienen importantes efectos sobre las características del metal a soldar como son: tensiones residuales, así como en dimensiones y precisión de forma de productos soldados. [13].

2.5.2 MIG-pulsado

El proceso MIG-pulsado es un proceso de soldadura de arco el cual incorpora la alimentación automática de un electrodo continuo consumible que está protegido por un gas suministrado externamente. Puesto que el equipo se provee para auto regulación automática de las características eléctricas del arco y tasa de deposición, los únicos controles manuales requeridos por el soldador para la operación semiautomática son posicionamiento de la pistola, guía, y velocidad de avance. La longitud del arco y el nivel de la corriente se mantienen automáticamente [14].

La física de la transferencia de metal fundido no es muy comprendida; sin embargo, se han sugerido una serie de fuerzas responsables para regular las transferencias. Con mayor probabilidad, una combinación de fuerzas es responsable para el desprendimiento del metal fundido desde el electrodo y la impulsión a través del arco hacia el metal base. Dos de aquellas fuerzas, gravedad y “efecto pinch”, pueden ser considerados en una simple descripción del mecanismo de transferencia y sus tres modos básicos. El “efecto pinch” es un cuello momentáneo de la gota líquida desde el electrodo que transporta la corriente que ocurre como resultado del efecto electromagnético de la corriente [14].

La transferencia por corriente pulsante es una variación del proceso GMAW capaz de soldar en toda posición con un nivel de energía más alto que con transferencia cortocircuito. En esta variación, la fuente de poder provee dos niveles de corriente: Un nivel de "base" estable y bajo en magnitud para producir cualquier transferencia; y una corriente “pulsante pico”, superpuesta sobre la corriente de base a intervalos regulares, como se muestra en la Figura 2.10 [14].

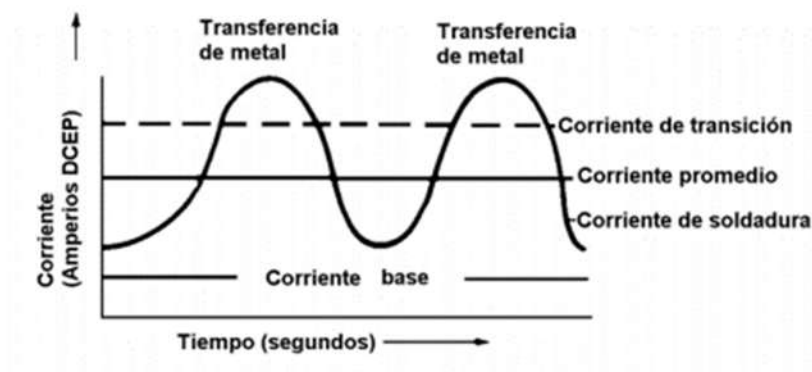


Figura 2.10 Transferencia por arco pulsante MIG-P [14].

La soldadura GMAW-P también usa cambios en la polaridad y las características de la corriente pulsante son aplicadas en la soldadura por arco en aceros de alta resistencia de partes del automóvil [14].

2.6 Ensayo de impacto vertical.

Los ensayos de impacto se utilizan para determinar la tenacidad de un material (energía absorbida), además del comportamiento del material cuando es golpeado por una masa conocida, la cual, en este caso particular, se deja caer desde una altura determinada. Por medio de los ensayos de impacto es posible determinar las condiciones necesarias para que existan fracturas frágiles; ya sea modificando la velocidad, la energía de impacto, la temperatura, o la existencia de concentradores de esfuerzos en la probeta. También puede cuantificarse la relación de ruptura frágil o la expansión lateral de la superficie de fractura medida sobre cada probeta después del ensayo [15].

El ensayo de caída libre de igual forma permite determinar el comportamiento de los materiales bajo condiciones ambientales especiales; como la energía necesaria para producir una ruptura de la probeta, aunque también permite cuantificar la relación de la ruptura frágil o la expansión lateral de la superficie de fractura. La energía necesaria para que se produzca la fractura en este experimento varía con la temperatura, por lo que es necesario tomar en consideración la temperatura de transición, es decir, cuando el material pasa de deformarse de forma dúctil a frágil [15].

Los ensayos de caída libre pertenecen a los ensayos de impacto de baja rapidez de deformación, es decir entre 10^1 y 10^3 s, abarcando las relaciones de deformación que ocurren usualmente en fenómenos de impactos automovilísticos [15].

El análisis del fenómeno de impacto vertical puede realizarse tomando en consideración la energía cinética y potencial del fenómeno de caída libre [15]. Al inicio de la prueba, el percutor tiene una energía potencia de (2.3):

$$E_{pot} = mgh \quad (2.3)$$

Donde m es la masa a la cual se va realizar el análisis deseado en kg, g es la constante gravitacional y h es la altura deseada del análisis.

En el momento del impacto una energía cinética se calcula a partir de la ecuación (2.4):

$$E_{cin} = \frac{1}{2} mv^2 \quad (2.4)$$

Donde m es la masa a la cual se va realizar el análisis deseado en kg, v^2 representa la velocidad que alcanza el impactador al hacer contacto con la muestra.

En la Figura 2.11. Se muestra el esquema de energía del impactador. El peso del percutor es el único que contribuye a la carga dinámica; resultado de la transformación de la energía potencial en energía cinética debido al recorrido. Por lo tanto, la velocidad del impacto puede ser calculada por la siguiente ecuación (2.5):

$$v = \sqrt{2gh} \quad (2.5)$$

donde g es la aceleración de la gravedad en m/s^2 y h es la altura máxima en m, de tal manera que la velocidad de impacto y la relación de esfuerzo inicial son independientes de la masa. La energía entonces dependerá únicamente de la masa del impactador. A diferencia de los ensayos cuasi-estáticos, la velocidad (y por ende la rapidez de deformación) no serán constantes durante el ensayo. El impactador comienza a desacelerar al momento de hacer contacto con la probeta, así como la energía cinética E_{abs} es absorbida por la probeta y el impactador conserva una energía residual E_{cin} después del impacto [15].

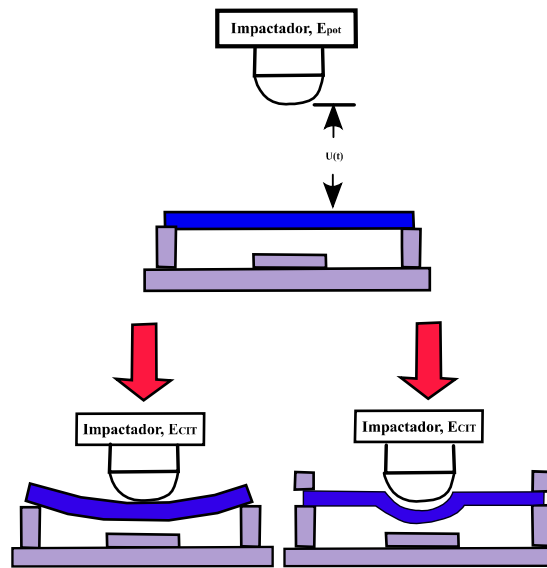


Figura 2.11 Esquema de la energía de impacto desde la altura [15].

2.6.1 Máquina de impacto vertical

Los componentes principales de una máquina de impacto vertical es una masa de caída libre con un sistema guía el cual asegure que la masa caerá libremente únicamente en el eje vertical, y un yunque rígido el cual contiene a una probeta rectangular como objetivo al impacto. El sistema de elevación debe permitir levantar la masa a distintas distancias de tal forma que pueda alcanzarse una energía potencial en el intervalo de 0.34 a 1.65 kJ. El impactador es el dispositivo que hará contacto con la probeta. La masa debe considerarse de acuerdo a la altura disponible y la energía que se pretenda alcanzar. Una celda de carga y un equipo capaz de digitalizar las señales de los sensores que comúnmente el más usado en la celda de impacto vertical es la incorporación de galgas extensométricas las cuales se colocan en el impactador o en la base de la máquina de impacto donde se coloca el espécimen a ensayar. [15]. Esto es de acuerdo a la norma a la ASTM E 208-06 [16]. En la Figura 2.12 se muestra el esquema representativo de la máquina de impacto vertical y sus partes.

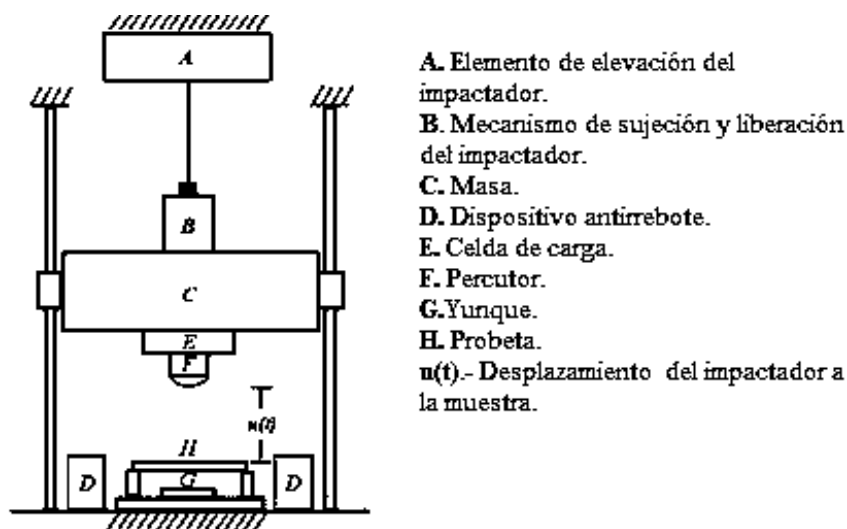


Figura 2.12 Esquema de la máquina de impacto vertical [15].

Los datos obtenidos por el ensayo de impacto vertical son el tiempo, el desplazamiento (μm) y la deformación (μm), los cuales deben ser procesados para obtener la deformación y fuerza en el tiempo exacto al momento del impacto.

2.7 Antecedentes de la soldabilidad del acero CP.

De Breycker y col. [17] estudiaron el proceso de galvanizado en los aceros de fases complejas. El acero laminado de fase compleja se investigó controlando la química de la superficie antes de sumergirlo y evaluando la calidad del recubrimiento de zinc, mediante inmersión en caliente de laboratorio. Se utilizaron dos composiciones de acero con diferentes niveles de Cr. Ambas composiciones de acero eran galvanizables, pero tanto la apariencia de la superficie como la adhesión del revestimiento de zinc mejoraron cuando los contenidos de Cr bajaron. A un punto de $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$, Cr, Mn y Si se segregaron a la superficie y se pudo demostrar la presencia de Mn_2SiO_4 . A un alto punto de $10\text{ }^{\circ}\text{C}$, había menos óxidos presentes en la superficie del acero. No hubo efecto de la temperatura de recocido sobre la capacidad de recubrimiento.

Ellos determinaron que a concentraciones menores de Cr en la composición química del acero se mejora la protección de zinc en la superficie del acero. Esto debido a que hay un mayor aumento

de elementos como es el Si y Mn que es factor para la mejor relación de los óxidos complejo $2\text{MnO}\cdot\text{SiO}_2$ en la superficie del acero debido al punto de fusión y el proceso de inmersión en caliente.

Kuo y col. [18] evaluaron los efectos de la soldadura por arco metálico (GMAW) en un acero de fases complejas CP 780 e identificaron las propiedades de la soldadura de este acero. Se realizó una unión en traslape en unas láminas de acero CP 780 con 2.53 mm de espesor, 110 mm de largo por 50 mm de ancho, dureza de 284 HV y con el diseño L1 2.60 mm y L2 4.43 mm de longitud de pierna de la soldadura, penetración 0.81, garganta teórica de 2.07 mm, posición 1F y los parámetros de soldadura fueron 21 V, corriente 110 A, ángulo de la antorcha de 15° y una velocidad de avance de 20 in/ min con un electrodo ER70S-6 que tiene una resistencia a la tensión 482 MPa y una mezcla de gases 90 % argón y 10 % CO_2 . Posteriormente, realizaron la caracterización microestructural, ensayos de microdureza Vickers y pruebas de tensión a la unión.

La mínima dureza que se presentó en el cordón fue 211 HV, una porosidad 0.7 % en el cordón y una resistencia a la tracción de 683 MPa y la ubicación de la fractura no correspondía necesariamente a las áreas con la más baja dureza del cordón de soldadura como se muestra en la Figura 2.13. Reportaron que debido al recubrimiento de Zn que presenta este tipo de aceros y la corriente aplicada se formaban poros en la unión soldada que esto causó la fractura en la soldadura, también los bordes de la chapa cizallada producían espacios que oscilaban entre 0.05 mm y 0.15 mm, lo que demostró que aumentaba la porosidad [18].

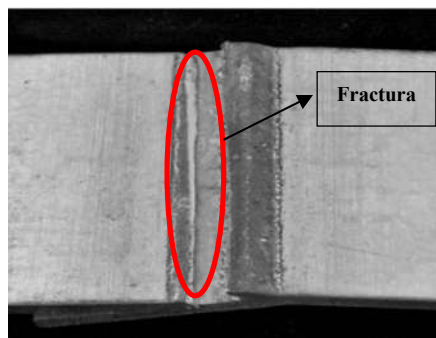


Figura 2.13 Fractura en la unión de soldadura del acero CP 780 [18].

Las láminas recubiertas con zinc causan problemas de soldadura como se muestra en el estudio pasado, donde se generan poros debido al elevado aporte térmico que tiene el proceso GMAW obteniendo uniones de baja calidad. El desafío que presentan los AHSS es poder realizar uniones

de soldadura de buena calidad y mantener sus buenas propiedades mecánicas.

Shome y col. [19] realizaron una soldadura MIG-Brazing de un acero DP590 con un metal de aporte CuAl₈ y un diseño de junta de solape a lo largo de una longitud de 300 mm utilizando condiciones de pulsado, en donde la corriente y la velocidad de soldadura variaron. Ellos les dieron nombres a las 4 soldaduras de DP1, DP2, DP3 y DP4 para de esta manera identificarlos. Determinaron que la geometría del cordón varía con la dirección de la soldadura en el modo de empuje (DP2) el cordón es más ancho y plano, mientras que en el modo de arrastre (DP4) el cordón es estrecho ambos se realizaron con la misma entrada de calor (204 J / mm) como se muestra en la Figura 2.14. Para una presión capilar más baja el modo de empuje aumenta el ángulo de humectación y produce un cordón más ancho. El grado de pérdida de zinc en la superficie depende de la intensidad del calor, en la soldadura DP1 es menor la pérdida de zinc a pesar de que DP2 tiene una entrada de calor más alta que DP3. Por lo tanto, la intensidad del calor de la soldadura fuerte, está directamente relacionada con la corriente de soldadura y es crítica para determinar el grado de evaporación del zinc.













Entrada de calor (J mm ⁻¹)	Sección Transversal	Dilución (mm ²)	Aparencia del cordón	Aparencia trasera del cordón
136 [DP1; 108A; 600 mm min ⁻¹]		1.55		
204 [DP2; 108A; 400 mm min ⁻¹]		2.50		
170 [DP3; 128A; 600 mm min ⁻¹]		1.75		
204 [DP4; 108A; 400 mm min ⁻¹]		3.08		

Figura 2.14 Efecto de la entrada de calor en el cordón de soldadura MIG-Brazing [19].

A partir de las condiciones de aporte térmico y los efectos que se producen tanto en el cordón de soldadura como la evaporación del zinc, tomaremos de referencia un aporte de térmico y bajo como se muestran en la parte experimental.

Berczeli y col. [20] estudiaron el comportamiento mecánico de una soldadura disímil entre un acero DP 600 con recubrimiento de zinc y el acero DC 01 sin recubrimiento de 1.2 mm de espesor, con el proceso de soldadura MIG, un diseño de la junta a tope, utilizando un electrodo de CuSi_3 con diámetro de 1.2 mm y una velocidad de 650 mm/min mediante el uso de alimentación mecánica lineal. La resistencia máxima de la unión del acero DP-DC fue de 15500 N la más alta, debido a la microestructura de ferrita-martensita que se dio en el cordón de soldadura y la unión se fracturó cerca de la zona afectada por el calor como se muestra en la Figura 2.15, como se esperaba debido al tamaño del grano y al cambio de dureza. La deformación es más corta, porque solo el acero DC tiene una buena propiedad de deformación. Se midió el perfil de microdureza de la unión soldada y encontraron que hay un máximo en la curva de dureza en el borde del acero DP 600 y el material de soldadura CuSi_3 , la dureza es 125 HV más alta que el material base.

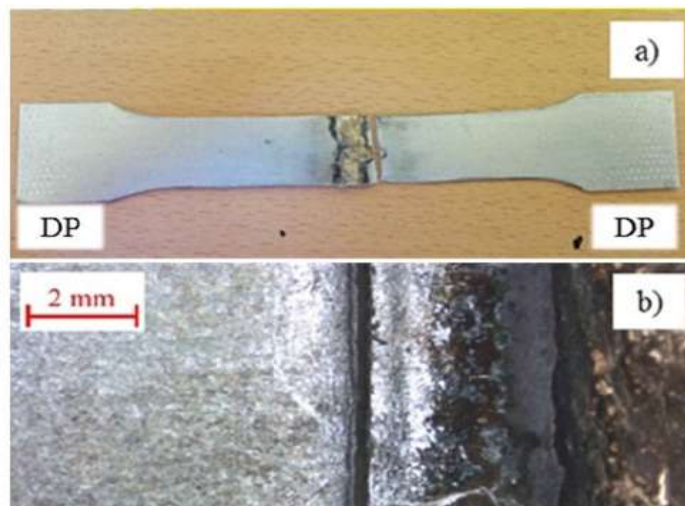


Figura 2.15 Probeta de tracción del acero DP 600 [20].

Singha y col. [21] evaluaron el proceso de soldadura por transferencia de metal frío (CMT) para la unión de traslape de acero DP 780 de espesor de 1.2 mm y recubrimiento de 120 g / m^2 de zinc con un alambre de aporte de $\text{CuAl}_{10}\text{Fe}$. Se soldaron cupones de $200 \text{ mm} \times 100 \text{ mm} \times 1.2 \text{ mm}$, con los ángulos de trabajo de 0° , 20° y 40° . Pero el ancho máximo del cordón se obtuvo a 0° , principalmente debido a la fuerte turbulencia dentro de la piscina fundida que causó el metal de aporte en el centro del arco del cordón de soldadura, lo que aumenta la capacidad de esparcimiento del relleno. El arco está más concentrado en el metal base con un ángulo de trabajo de 0° como se muestra en la Figura 2.16, pero aumentando el ángulo a 20° y 40° , la pérdida de la

energía del arco aumenta debido a la inclinación del arco. Sin embargo, se presenta una mejor distribución del metal fundido. Para un HI de 133 J / mm, aumentó la concentración de los compuestos intermetálicos de 13.9% a 15.6% a un ángulo 0° y la mejor capacidad de extensión a 40° mejoró la resistencia de la junta. Por lo tanto, se recomienda mantener el ángulo de trabajo entre 0° y 40° para lograr disminuir los defectos. Con aportes bajo de calor en el cordón de soldadura se espera un tamaño de grano pequeño y crecimiento dendrítico. El proceso CMT-Brazing se caracteriza por tener un mejor control de los parámetros de soldadura, para realizar uniones calidad y con buenas propiedades mecánicas.

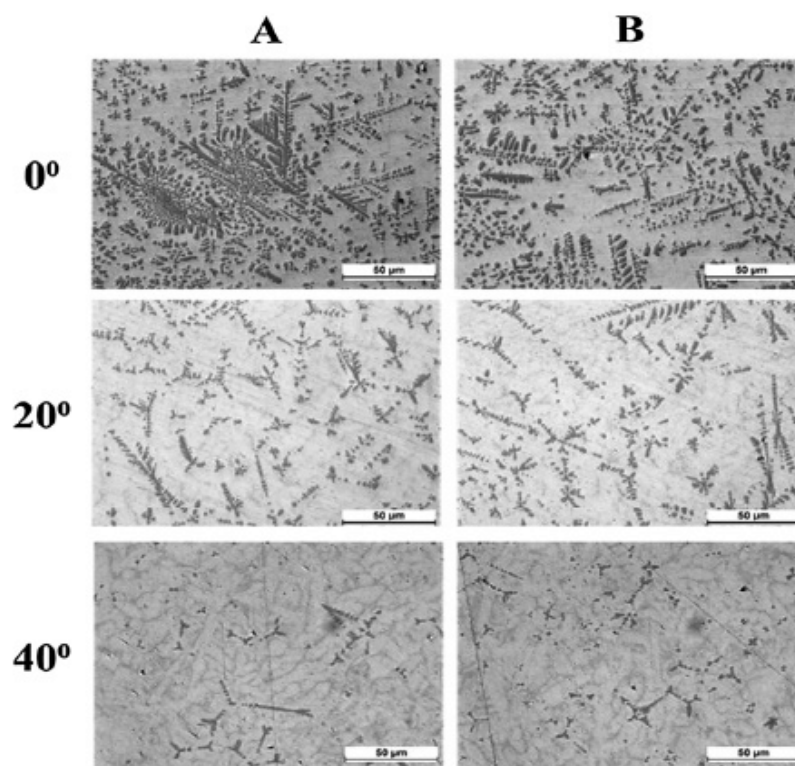


Figura 2.16 Distribución de fases dispersas en el cordón depositado a diferentes ángulos de trabajos (133 J / mm) [21].

Acara y col. [22] estudiaron una unión del acero DP800 (doble fase) con un grosor de 1 mm, con revestimiento de zinc de 7.5 μm, placas de acero se cortaron al tamaño de 200 × 200 × 1 mm³, se unieron mediante alambre de cobre (CuAl₃) y utilizando la técnica de soldadura fuerte CMT (transferencia de metal frío) las muestras se prepararon en formas de unión en junta a tope. Las operaciones de soldadura fuerte CMT se realizaron bajo nueve intensidades de corriente de soldadura fuerte CMT de 40, 45, 50, 55, 60, 65, 70, 75 y 80 A. Para el cálculo de la entrada de

calor proponen las siguientes ecuaciones (2.1) y (2.2).

$$HI_{\text{lineal}} = \frac{60EI}{V*1000} \quad (2.1)$$

$$HI_{\text{normal}} = \frac{HI_{\text{lineal}}}{e} \quad (2.2)$$

Donde 60 es la eficiencia del proceso, E representa al voltaje, I es la intensidad en amperios, e el grosor del electrodo y V la velocidad del aporte. Realizaron pruebas de tracción y la mayoría fallo en el metal base. El metal fundido había humedecido mucho el acero mejor cuando se usó una intensidad de corriente superior a 60 A y durante el proceso de soldadura fuerte por arco, se observó que aumentó la cantidad de dendritas en la superficie de la zona de la unión como se muestra en la Figura 2.17. La acción de estas dendritas causó la formación de partículas de micro hierro que se para derritieron y migraron para distribuirse en toda la zona de metal de aporte.

En base a la ecuación que utilizaron en la investigación anterior, se puede calcular de una manera teórica el calor de entrada en función del espesor de la lámina, la velocidad y la intensidad de la corriente. A mayor cantidad de intensidad se facilita el crecimiento detrítico en el cordón de soldadura.

Varol y col. [23] analizaron la evaporación del zinc para un acero TRIP 800 (plasticidad inducida por transformación) con un espesor de 1.5 mm y fueron unidos por alambre a base de cobre (CuAl₈) con un diámetro de 1 mm y un ángulo de trabajo de 90° y 45° en una técnica de soldadura por arco metálico con gas, el máximo esfuerzo de tracción de las muestras fue a 70 A se midió como 754 MPa, y la baja entrada de calor resultó favorable para una menor evaporación de zinc de la unión del acero galvanizado.

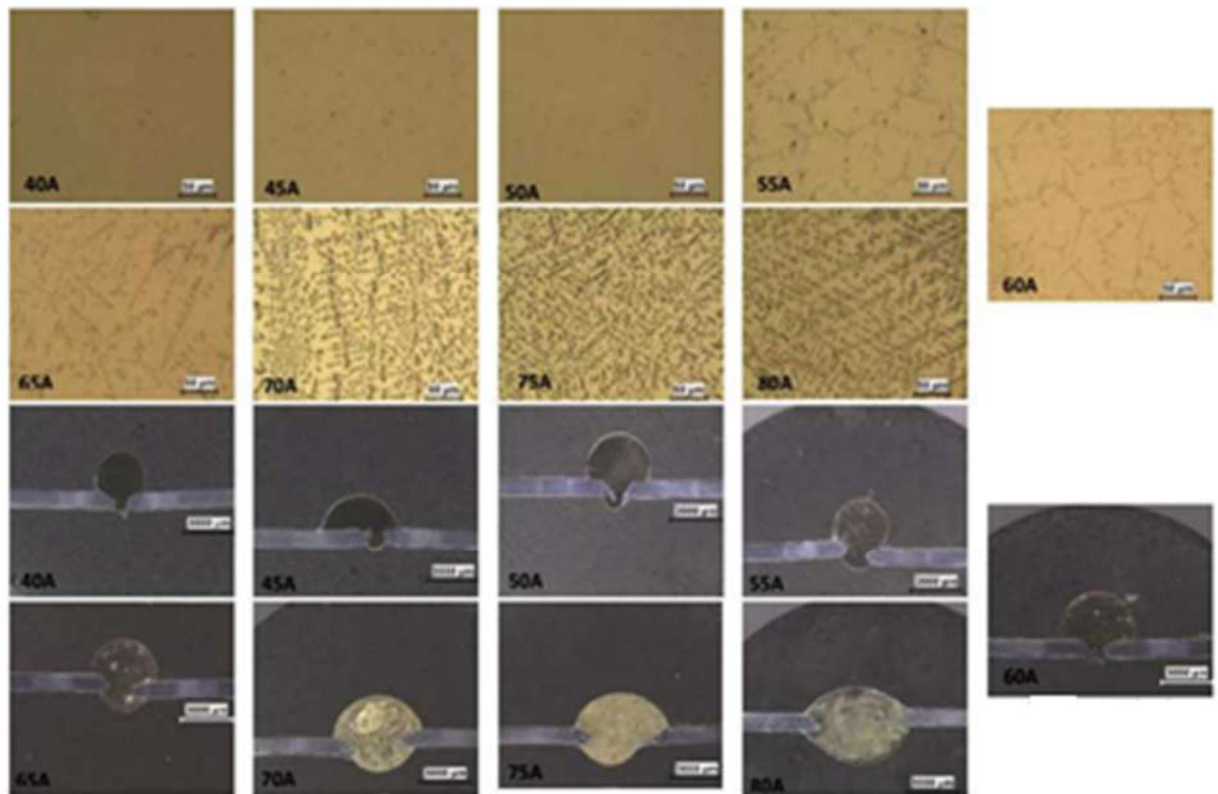
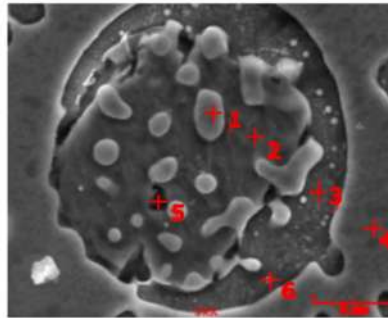


Figura 2.17 Aspecto macro y micro de las juntas de soldadura para diferentes intensidades de corriente [22].

Durante el proceso de soldadura fuerte por arco, se observó que el número de dendritas, en la Figura 2.18 se muestra el análisis de espectroscopia de rayos X de energía dispersada (EDS, por sus siglas en inglés) donde se observa la composición química de una dendrita en el cordón de soldadura. La acción de estas dendritas hizo que las partículas de micro acero se derritieran y difundieran para una mejor distribución por todo el metal de relleno zona.



Puntos	Elementos (W%)				
	Al	Si	Mn	Fe	Cu
1	10.511	-	-	9.263	80.226
2	9.349	-	-	16.930	73.722
3	7.337	1.407	0.242	62.899	28.114
4	9.575	-	-	5.087	85.338
5	4.348	0.979	-	62.502	29.921
6	10.239	0.677		17.518	67.648

Figura 2.18 Análisis EDS del cordón de soldaduras [23].

Los aceros TRIP son muy parecidos a los aceros CP en proceso de fabricación, composición química y fases presentes. En base a los resultados del crecimiento dendrítico en el cordón de soldadura del acero TRIP de la investigación desarrollada por Varol y col. [23] Podemos esperar que en el acero CP se dé un crecimiento de grano refinado, debido a la velocidad y el bajo aporte térmico que tiene el proceso CMT-Brazing.

Los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) presentan distintos problemas en su proceso de manufactura como es la soldadura para aplicaciones en el sector automotriz. Las técnicas de soldadura por arco también se han ido desarrollando en base a las necesidades de diversos sectores y esta es una de las razones más importantes para el desarrollo de la soldadura de transferencia pulsado MIG-Brazing para láminas de aceros avanzados AHSS, este proceso ha hecho lo posible para mejorar la reducción de salpicaduras, espacio libre y soldabilidad de láminas de acero galvanizado ya que cuenta con una baja entrada de calor y también favorece la resistencia a la tracción de uniones de AHSS.

CAPÍTULO 3 DESARROLLO EXPERIMENTAL.

La experimentación realizada en la presente investigación se muestra en el diagrama de la Figura 3.1 en la forma de un diagrama de flujo, correspondiente a materiales base y uniones. Esta descripción comienza desde la caracterización metalúrgica y mecánica del material base hasta la evaluación metalúrgica y mecánica de dichas uniones. La sección 3.1 abarca la caracterización del metal base tanto metalúrgicamente como mecánicamente. Las secciones 3.2 y 3.3 comienzan desde el diseño de la unión y los parámetros de las soldaduras. La sección 3.4 y 3.5 continúa con la caracterización metalúrgica y la evolución mecánica de las uniones. Para posteriormente concluir con el análisis de resultados de la investigación.

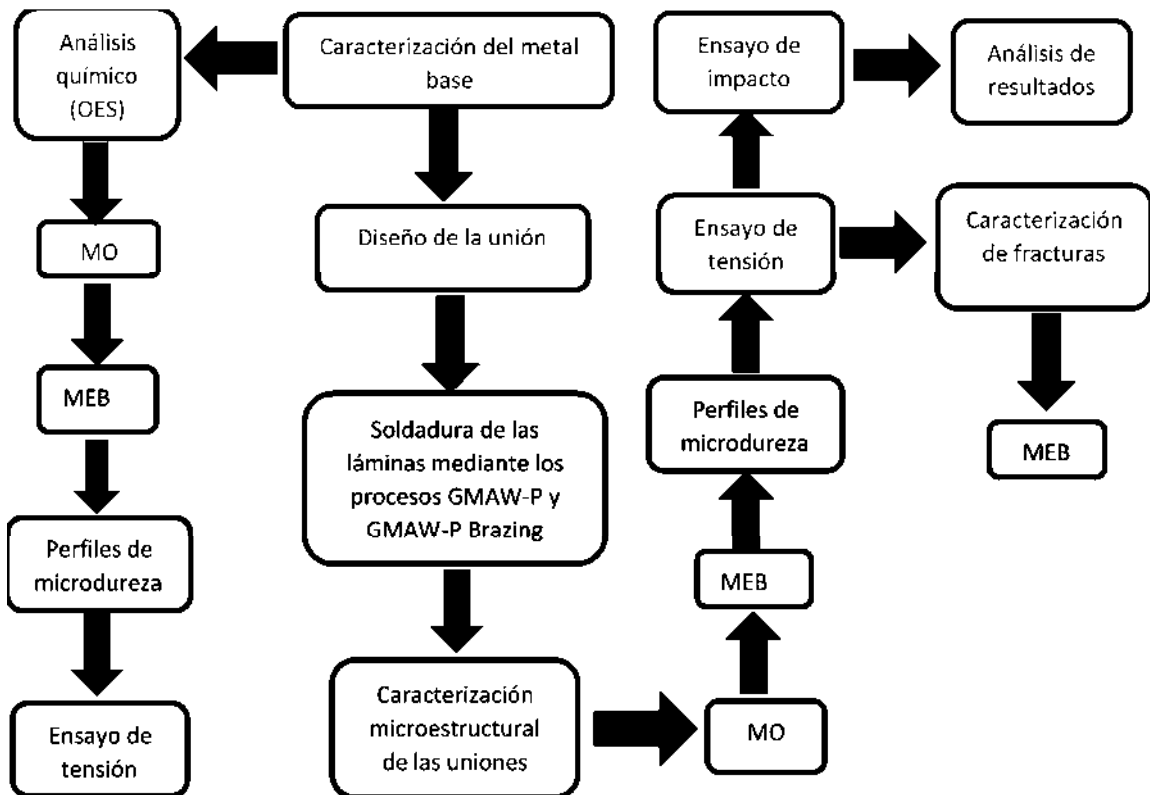


Figura 3.1 Diagrama representativo del desarrollo experimental.

3.1 Caracterización del metal base

3.1.1 Composición química

Como metal base se utilizó un acero CP con una resistencia (UTS) a la tracción de 780 MPa, 2.5 mm de espesor y una dureza 285 vickers. Se analizó la composición química mediante espectrometría de emisión óptica de chispa con un equipo marca BRUKER modelo Q4 TASMAN. Se prepararon probetas de 25 x 25 mm² del metal base y se realizó un desbaste con lija de carburo de silicio, con la granulometría de 200 a 1500 y posteriormente se analizó en el equipo.

3.1.2 Caracterización metalográfica

Para la caracterización metalográfica del metal base se maquinaron 3 probetas, dichas probetas fueron cortadas en dirección longitudinal, transversal y superficial en forma rectangular, para posteriormente caracterizar microestructuralmente. La preparación metalográfica se realizó en 3 etapas: I) desbaste mecánico con papel abrasivo de carburo de silicio de distinta granulometría, II) pulido espejo de probetas utilizando alúmina (Al₂O₃) de 5 y 1 μm, III) el ataque químico se realizó bajo la norma ASTM 407-07 [24], por inmersión con nital al 5 % (en la Tabla 3.1 se observa la composición química) durante 8 s. Posteriormente se realizó la caracterización microestructural mediante microscopía óptica (MO) utilizando un microscopio marca ZEISS y microscopía electrónica de barrido (MEB) de marca JEOL JSM-7600F.

Tabla 3.1 Composición química de reactivos de ataque.

Ataque	Composición	Objetivo
Nital 5%	95 ml de metanol (CH ₃ OH) y 5 ml de HNO ₃	Revelar morfología y borde de grano.

Se realizó análisis elemental EDS (EDS, por sus siglas en inglés, Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy), utilizando el MEB en la superficie del metal base para evaluar el porcentaje de Zn.

3.1.3 Ensayos de microdureza

Se realizaron las mediciones de microdureza Vickers bajo la norma ASTM E384 – 17 [25], con un microdurometro marca Mitutoyo HM 210, en las 3 probetas del material base en los cortes longitudinal, superficial y trasversal. Aplicando una carga de 0.1 kg durante 15 seg. El método de preparación de las probetas fue el mismo que se realizó para la caracterización metalográfica. Se hicieron 15 mediciones en cada probeta en dirección lineal con una distancia de 0.100 mm entre cada medición y posteriormente se determinó el promedio en cada una de las muestras.

3.1.4 Ensayo de tensión

Se realizaron ensayos de tensión uniaxiales en un equipo servo hidráulico marca MTS-Landmarck con una capacidad de 100 kN bajo la norma ASTM E8 [26]. Se fabricaron probetas en sentido longitudinal y transversal a la laminación con las dimensiones que se muestran en la Figura 3.2. Posteriormente se obtuvieron las curvas de esfuerzo deformación con la máxima resistencia a la tracción y porcentaje de elongación.

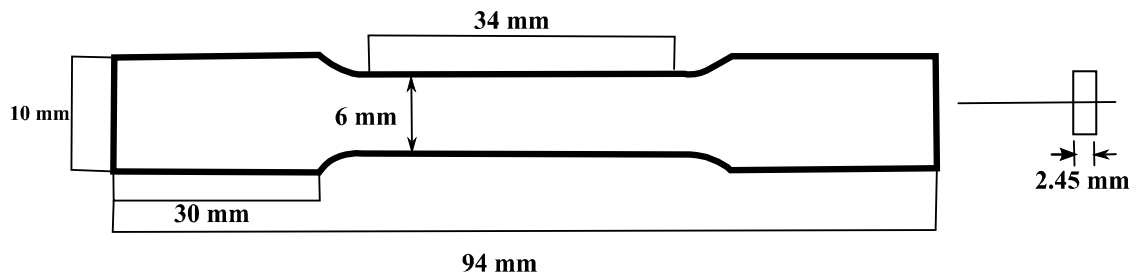


Figura 3.2 Esquema representativo de las dimensiones de la probeta de ensayo de tensión.

3.2 Diseño de la unión y fabricación de probetas para la soldadura.

Se prepararon las láminas del acero de fases complejas CP 780 de 2.45 mm de espesor, 200 mm de largo por 155 mm de ancho y se cortaron en sentido a la laminación como se muestra en la Figura 3.3, cabe mencionar que todas las probetas fueron diseñadas con las mismas dimensiones. Se prepararon 8 probetas para soldar, 4 para el proceso GMAW-P y 4 para el proceso GMAW-P Brazing.

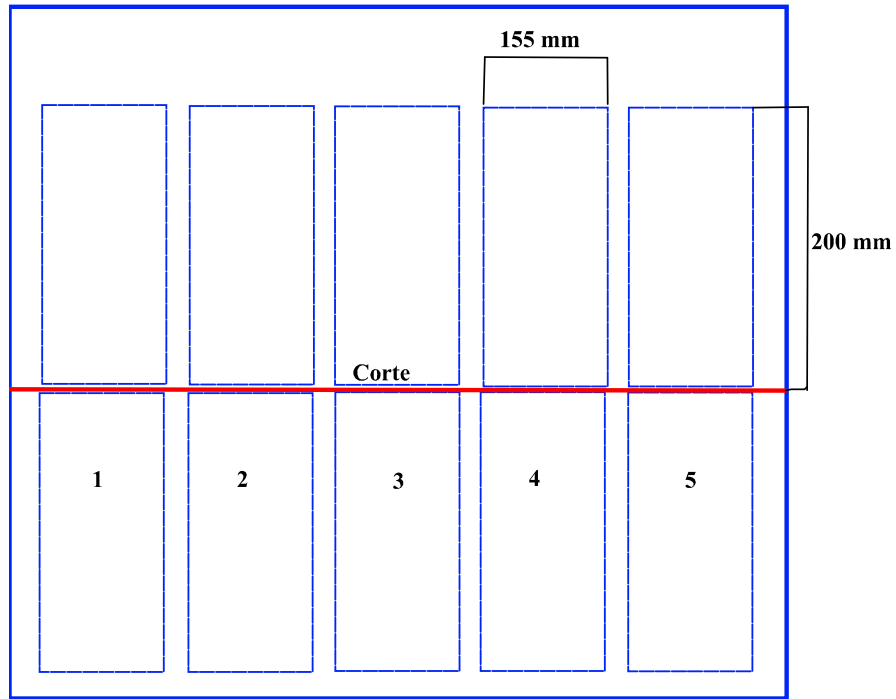


Figura 3.3 Esquema de la fabricación de probetas para soldadura.

El diseño de las uniones a soldar se realizó de acuerdo al código AWS D9.1M [27], código para soldadura de láminas delgadas, y AWS D8.8 [28], especificación para soldaduras automotrices. Todas las secciones que se realizaron en este proyecto siguen un diseño a traslape como se muestra en la Figura 3.4. Todas las uniones tuvieron un empalme de 2 cm.

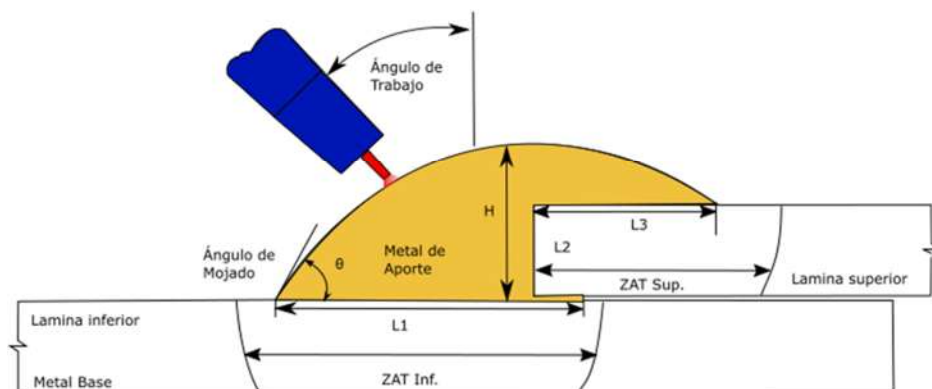


Figura 3.4 Diseño de la unión de soldadura.

3.3 Preparación de las uniones a soldar

Se utilizaron dos procesos de soldadura con dos metales de aportes distintos. El primero proceso fue el GMAW-P que se utilizó el electrodo ER80S-D2 y el segundo proceso fue GMAW-P Brazing y se utilizó el electrodo ERCuAl-A2.

3.3.1 Material de aporte.

En la Tabla 3.2 se muestran la composición química y las propiedades mecánicas para cada electrodo utilizado. El calibre de ambos electrodos fue de 0.9 mm de diámetro.

Tabla 3.2. Composición química y propiedades mecánicas de los electrodos.

<u>Electrodo ER80S-D2</u>								
Elementos	C	Mn	Si	S	P	Ni	Mo	Cu
%	0.12	2.10	0.80	0.025	0.025	0.15	0.60	0.50
Resistencia a la tensión		Resistencia a la cedencia			Elongación			
550 Mpa		470 Mpa			17 %			
<u>Electrodo ERCuAl-2</u>								
Elementos	Al	Fe	Si	Sn	Pb	Ni	Mn	P
%	9.13	0.92	0.0038	0.0038	0.0015	0.15	0.0044	0.0016
Resistencia a la tensión		Resistencia a la cedencia			Elongación			
545 Mpa		241 Mpa			28 %			

3.3.2 Variables operativas

Para el proceso GMAW-P y para GMAW- P Brazing se tomaron dos velocidades de deposición del metal de aporte bajo aporte que lo nombraremos como condición 1 (C1 y C1-B) y alto aporte como condición 2 (C2 y C2-B) esas condiciones fueron tomadas en función del código AWS 5.28 [29] para el electrodo ER80S-D2 y el código AWS A5.7/A5.7[30] para ERCuAl-A2. Para los demás parámetros de soldadura se utilizó el modo sinérgico de la máquina ARISTO ESAB 150 y para el calor aportado se calculó a partir de la ecuación 2.1 del capítulo 2 del presente trabajo para ambos procesos. En la Tabla 3.3 se muestran los parámetros de soldadura para ambos procesos, para el proceso GMAW-P se utilizó una mezcla de gases 80%Ar-20%Co₂ y para el proceso GMAW-P Brazing 100% Ar.

Tabla 3.3 Parámetros de soldadura para el proceso GMAW-P y GMAW- Brazing.

Parámetros	GMAW-P		GMAW-P Brazing	
	Condición 1	Condición 2	Condición 1	Condición 2
Corriente(A)	99	129	75	87
Voltaje (V)	32.2	29	29.5	29.7
Vel. Sold (mm/s)	7.5	7.5	7.5	7.5
Flujo de gas 80%Ar-20%Co ₂ y 100% Ar (l/mm)	15	15	15	15
Calor aportado (KJ/mm)	0.361	0.423	0.250	0.292
Stick-out(mm)	12	12	12	12
Alimentación (m/min)	3.3	3.7	4.5	5
Angulo de trabajo	20	20	20	20
Electrodo	ER80S-D2		ERCuAl-A2	

3.3.3 Equipo de soldadura

Se utilizó una fuente ESAB Aristo U82 para ambos procesos de soldadura, en la Figura 3.5 se muestra el equipo de soldadura. Las probetas se soldaron utilizando un carro de soldadura de la marca ESAB Aristo 1500, como el que se muestra en la Figura 3.6.



Figura 3.5 Equipo de soldadura.



Figura 3.6 Carro de soldadura.

Se diseñó y se desarrolló un herramental para sujetar las piezas en la posición deseada y no afectar la geometría de la unión al momento de realizar la soldadura, como el que se muestra en la Figura 3.7.



Figura 3.7 Herramental de sujeción.

3.4 Caracterización de las uniones

Se fabricaron probetas para cada proceso de soldadura y en las dos condiciones. Se hizo análisis metalográfico, inspección visual a la unión, ensayos de dureza, ensayos de tensión y ensayos de impacto.

3.4.1 Caracterización metalográficas.

Para cada condición de soldadura se cortaron una probeta para caracterización metalográfica de forma transversal al cordón y al centro de la unión soldada, como se muestra en la Figura 3.8.

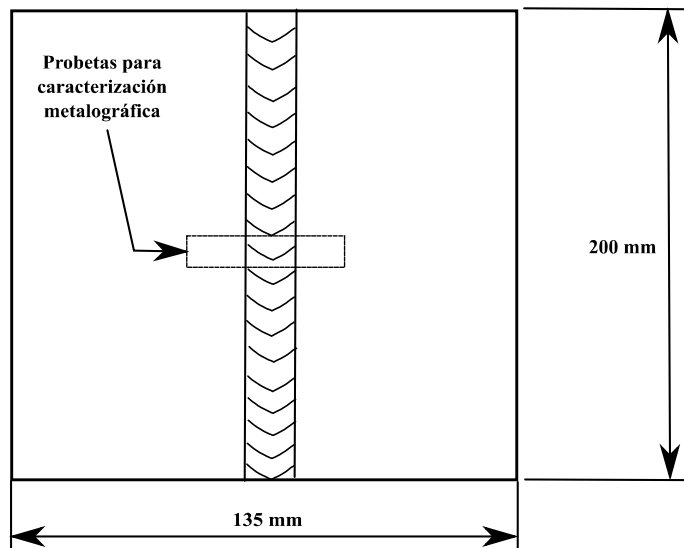


Figura 3.8 Esquema de los cortes para probetas metalográficas.

La preparación metalográfica se realizó en 3 etapas: I) desbaste mecánico con papel abrasivo de carburo de silicio de distinta granulometría, II) pulido espejo de probetas utilizando alúmina (Al_2O_3) de 5 y 1 μm , III) el ataque químico se realizó por inmersión con nital al 5 % para las uniones con electrodo ER80S-D2 (con la misma composición química que se utilizó para el material base) durante 5s y para las uniones soldadas con el electrodo ERCuAl-A2, se utilizó la solución que se muestra en la Tabla 3.4, durante 6s y posteriormente un ataque con nital al 5% durante 3s. Ambas soluciones y ataques están estandarizadas bajo la norma ASTM 407-07 [24]. Posteriormente se realizó la caracterización microestructural mediante microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica de barrido (MEB).

Tabla 3.4 Composición química de la solución para el ataque de uniones soldadas con el electrodo ERCuAl-A2

3.4.2 Inspección visual de las uniones

Ataque	Composición	Objetivo
Solución	1.25 gr FeCl ₃ , 7.5 ml de HCl y 25 ml metanol (CH ₃ OH)	Revelar morfología y borde de grano.

Se realizó la inspección visual de las uniones soldadas para observar la pérdida de zinc en la superficie y la calidad de dichas uniones. Solo se requirió de vernier para el análisis dimensional del cordón de soldadura.

3.5 Ensayos mecánicos

3.5.1 Ensayos de dureza

Se realizaron las mediciones de microdureza Vickers bajo la norma ASTM E384 – 17 [25] con un microdurómetro marca Mitutoyo HM 210, para todas las probetas. Aplicando una carga de 0.1 kg durante 15s. El método de preparación de las probetas fue el mismo que se realizó para la caracterización metalográfica. Se hicieron 110 mediciones en cada probeta. Los perfiles de microdureza se realizaron en 3 zonas, la primera zona fue el metal base con una distancia de 0.3 mm entre medición, la segunda zona fue la zona afectada térmicamente (ZAT) con una distancia de 0.15 mm entre medición y la tercera zona en el cordón de soldadura con una distancia de 0.1 mm entre medición. Cabe mencionar que se hizo tanto para la longitud 1(L1) como para la longitud 2(L2), como se muestra en la Figura 3.9.

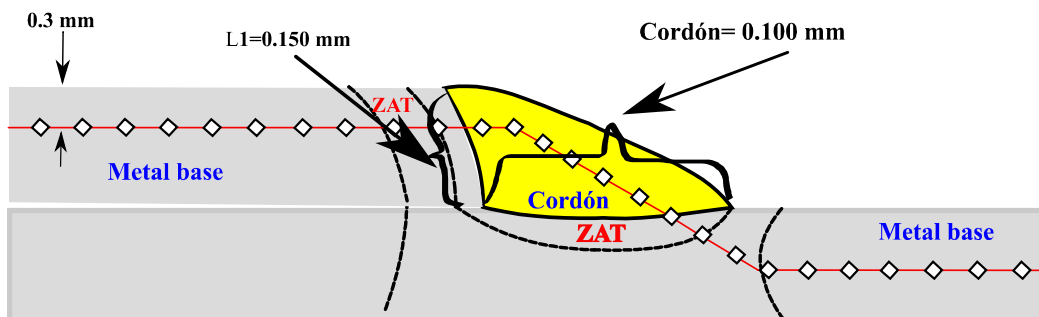


Figura 3.9 Diagrama de los perfiles de microdureza [18].

3.5.2 Ensayos de tensión

Se fabricaron probetas en sentido perpendicular a la dirección del cordón como se muestra en la Figura 3.10, para cada una de las condiciones y procesos. Se realizaron ensayos de tensión uniaxiales con el mismo equipo ya mencionado anteriormente para los ensayos del metal base y bajo la norma AWS D8.9 [31].

Las probetas para tensión se maquinaron con las siguientes dimensiones como se muestra en la Figura 3.11 para cada uno de los procesos y condiciones.



Figura 3.10 Cortes de probetas de tensión.

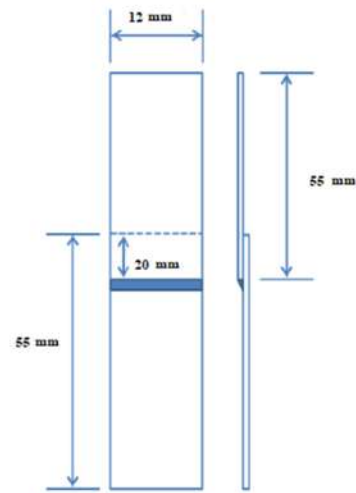


Figura 3.11 Esquema de las dimensiones de las probetas de tensión.

Las fracturas generadas por el ensayo de tensión se caracterizaron con microscopía electrónica de barrido, para determinar el tipo de fractura y el modo de falla en cada probeta para ambas condiciones de soldadura.

3.5.3 Ensayo de impacto vertical

Se utilizó una torre de caída libre diseñada y desarrollada por el Centro de Investigación e Innovación Tecnológica (CIITEC) del Instituto Politécnico Nacional. En la Figura 3.12 se observa la torre de caída libre usada para la presente investigación. Los ensayos se realizaron de acuerdo a la ASTM E 208-06 [16].

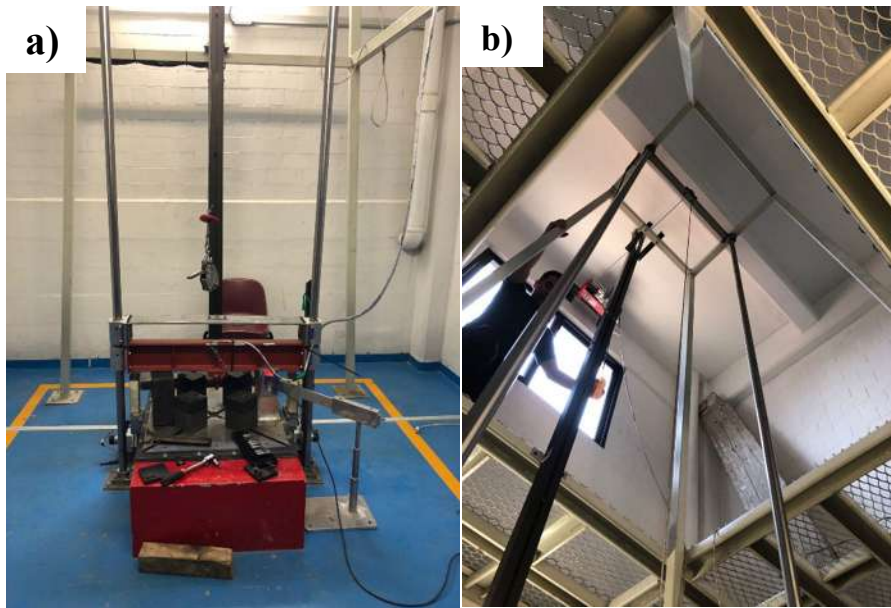


Figura 3.12 Torre de caída libre, a) celda de carga y b) altura de la máquina

El valor de la celda es constante ya que con ese valor está calibrada la máquina. Se ensayaron una probeta por cada condición de soldadura. Todas las probetas se ensayaron con las mismas dimensiones de 16 cm de ancho por 20 cm de largo. Para el cálculo de energía potencial se utilizó la siguiente ecuación:

$$E_{pot} = mgh \quad (3.1)$$

Donde m es la masa a la cual se va a realizar el análisis deseado en kg, g es la constante gravitacional y h es la altura deseada del análisis [15]. Para calcular la energía cinética se utilizó la siguiente ecuación:

$$E_{cin} = \frac{1}{2} mv^2 \quad (3.2)$$

Donde m es la masa a la cual se va a realizar el análisis deseado en kg, v^2 representa la velocidad que alcanza el impactador al hacer contacto con la muestra [15]. Para el cálculo de la velocidad se utilizó la siguiente ecuación:

$$v = \sqrt{2gh} \quad (3.3)$$

donde g es la aceleración de la gravedad en m/s^2 y h es la altura máxima en m.[15] En la Tabla 3.5 se muestran las condiciones para el ensayo de impacto para las uniones.

Las condiciones que se utilizaron para el ensayo de impacto vertical fueron las mismas para la evaluación de las uniones con los dos distintos procesos. Se utilizó una energía potencial (E_p) de 300 J, altura de 1.4 m, masa de 29.4 kg, energía cinética (E_c) 403.62 J, velocidad de impacto 5.24 m/s.

CAPÍTULO 4 RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Con base al proyecto de investigación sobre las uniones del acero CP780, fue necesario llevar a cabo la caracterización de los materiales base con el objetivo de determinar las condiciones mecánicas y metalúrgicas iniciales. La caracterización se realizó mediante análisis químico del metal base, análisis microestructural y ensayos mecánicos de las uniones.

3.5 Caracterización del Acero CP 780

4.1.1 Análisis químico del metal base

En la Tabla 4.1 se muestran los resultados del análisis químico del acero CP 780.

Tabla 4.1 Composición química del acero CP 780 (% en peso)

Elemento	C	Mn	Ti	P	Cr	S	Si	Nb	Al
%	0.101	1.084	0.132	0.0040	0.927	0.0038	0.495	0.015	0.017

Corresponde a un acero de bajo contenido de C aleado al Mn y Si, con la presencia de microaleantes como el Nb. Cuanto más alto sea el contenido de C y Mn se mejora la capacidad de obtener el endurecimiento, mediante la formación de fases como son la perlita o bainita que se forman durante el procesamiento, en comparación con láminas de acero convencionales. El Si favorece el enriquecimiento de la partícula de carbono en la austenita [32]. El Cr mejora las propiedades corrosivas y al proceso de galvanizado con Zn [17]. El Ti provee el endurecimiento por precipitación y en pequeñas cantidades <0.025% son también útiles en limitar el crecimiento de grano austenítico durante el proceso de laminación [33].

4.1.2 Análisis microestructural del metal base

Las propiedades mecánicas del material están determinadas en gran parte por las características microestructurales del material. En la Figura 4.1 se muestran las micrografías del acero CP 780 a una magnificación de 100x, observada mediante microscopía óptica en los diferentes cortes que se realizaron. En la Figura 4.1a) representa el corte superficial, donde se observa un grano uniforme y refinado esto debido a la recrystalización que se llevó a cabo en el proceso

termomecánico para la fabricación del acero de fases complejas. El proceso termomecánico para los aceros CP es fundamental, ya que entre sus beneficios es formar las distintas fases que lo conforman y el refinamiento de grano, dichos granos se refinan a través de ciclos repetidos de recristalización que se crean en el proceso [34]. La Figura 4.1b) representa el corte longitudinal al sentido de laminación, donde se observa un grano alargado en algunas zonas y esto se debe al proceso de laminación en caliente durante la fabricación de este acero [34]. La Figura 4.1c) representa el corte perpendicular a la laminación.

Con un tamaño de grano más pequeño, se obtienen mejores propiedades mecánicas como son resistencia a la tracción, dureza, fluencia y menores valores para los alargamientos. Los límites de grano son considerados defectos cristalinos y tienen un papel importante porque ayudan a frenar el movimiento de dislocaciones [35].

En las 3 microestructuras de la Figura 4.1, se observa un tamaño de grano promedio de 2 μm según la norma ASTM E-112 [36] y la microestructura está compuesta por fases como son la ferrita, bainita, islas de martensita y austenita retenida como se muestra en la Figura 4.1. El contenido de cada fase se determinó según la norma ASTM E 562-02 [37] y corresponde con un 53% de bainita, un 25% de martensita, 20 % de ferrita y 2% de austenita retenida. Los aceros de CP se caracterizan por tener una matriz bainítica con fases de martensita, ferrita, austenita retenida y precipitados (carburos o carbonitruros) en los niveles de nanoescala [38].

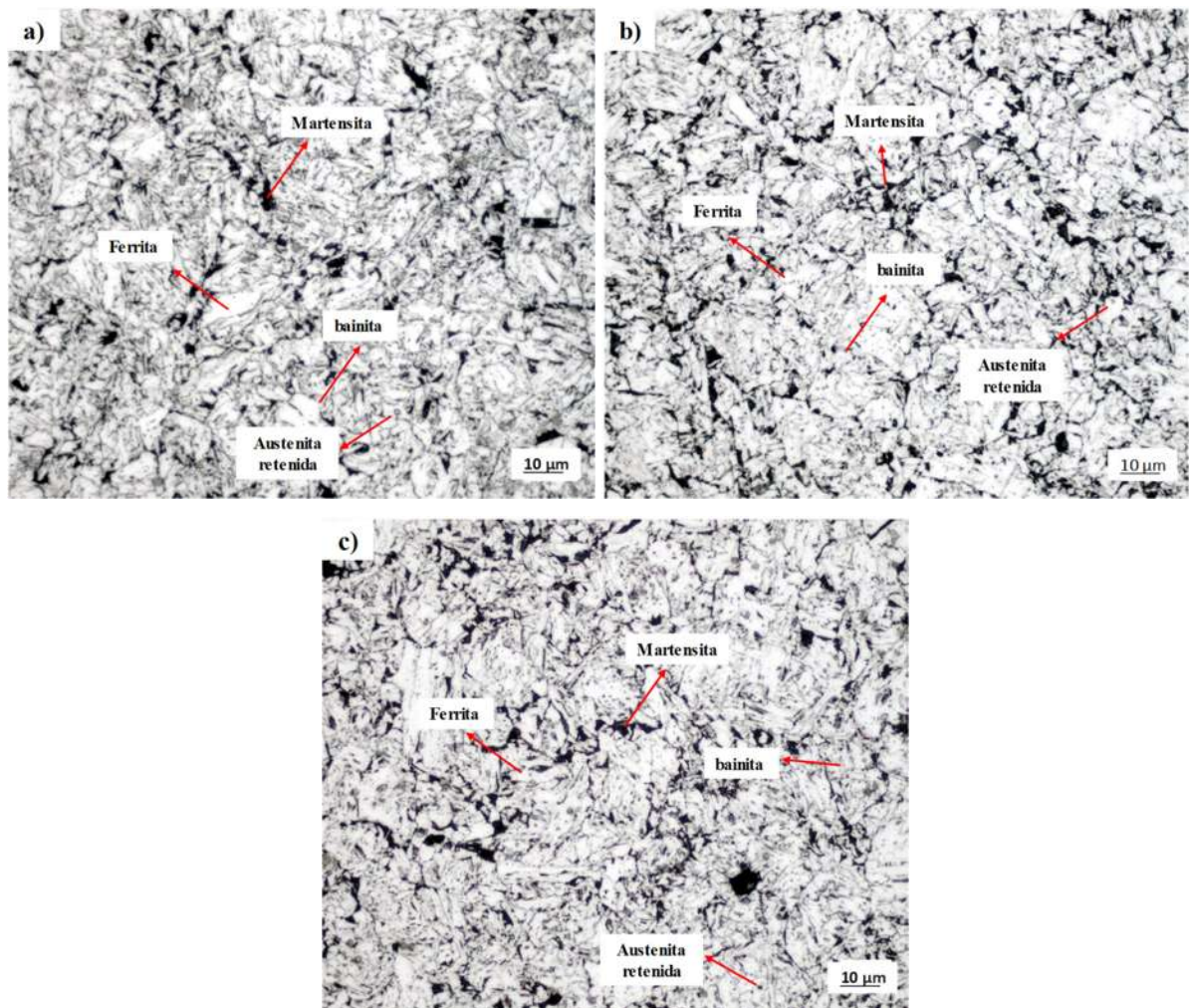


Figura 4.1 Microestructura del acero CP 780 a 100x, a) superficial, b) longitudinal y c) perpendicular

En la Figura 4.2 se muestra el acero CP 780, observado mediante microscopía electrónica de barrido. Donde se observan la fase de bainita(B), martensita (MA), ferrita (F) y austenita retenida (AR).

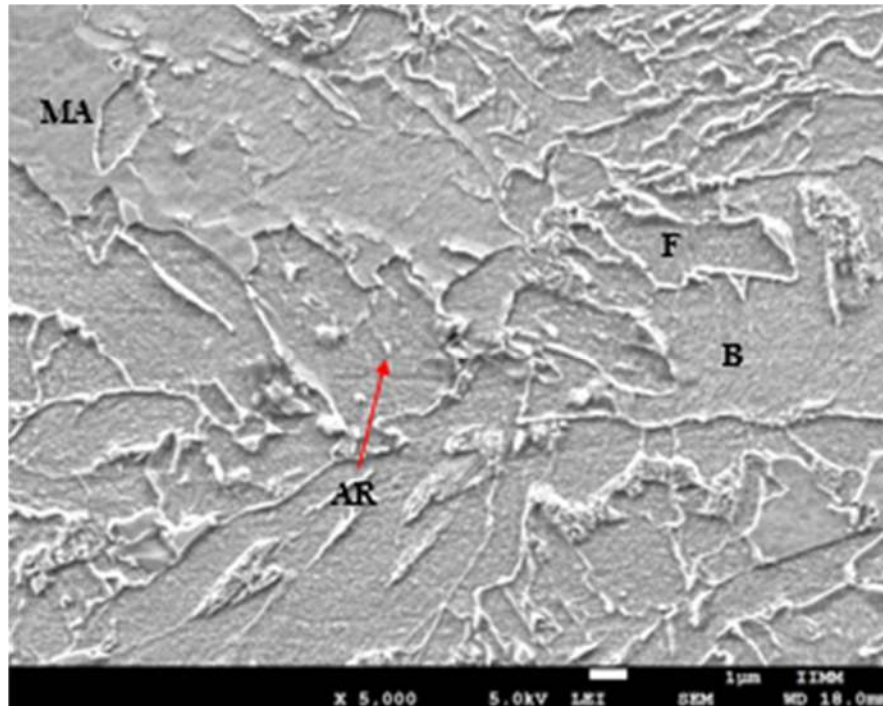


Figura 4.2 Microestructura del acero CP 780 a 5000x, observada mediante MEB.

Se realizó análisis elemental EDS (EDS, por sus siglas en inglés, Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy), en el recubrimiento del metal base y evaluar el %Zn que se encuentra en la superficie. En la Figura 4.3 se muestra el espectro EDS de la evaluación del Zn en la superficie. En Tabla 4.2 se muestra el porcentaje en masa de los elementos presentes del análisis EDS de la evaluación zinc en la superficie. Los resultados fueron de un 14 % en peso de Zn, esto es debido al proceso de galvanizado al cual es sometido el acero CP.

E. De Bruycker y col [17]. Determinaron las concentraciones de Zn y otros elementos que se utilizan durante el proceso de galvanizado de un acero CP 1000. Entre los elementos más importantes que ayudan a la protección contra la corrosión se encuentra el cromo que debe ser un mayor al 3% y el Zn que su concentración debe ser mayor al 22%, esto en función de la composición química del acero. Cabe mencionar que son en espesores muy pequeños en el rango de 5 a 25 μm , en la parte superficial de estos aceros.

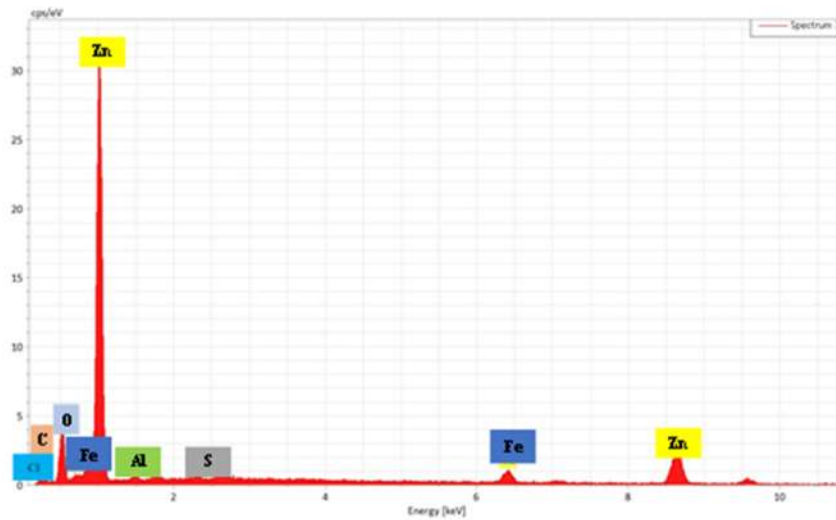


Figura 4.3 Evaluación del recubrimiento de Zn, mediante análisis elemental EDS

Tabla 4.2 Resultado de análisis EDS de evaluación del recubrimiento de Zn (% en peso)

Elemento	C	O	Cl	Fe	Zn	Al	S
%	1.25	0.963	1.22	2.56	14.08	0.10	0.20

4.1.3 Análisis de microdureza del metal base

En la Tabla 4.3 muestra un promedio de los perfiles de microdureza del metal base en los 3 cortes. La dureza del acero CP 780 ronda entre los 280 a 290 HV_{0.1}.

Tabla 4.3 Dureza del metal base.

Corte	Superficial	Longitudinal	Perpendicular
Dureza Prom. (HV _{0.1})	281	288	287

A. kawalek y col. [39] Realizaron una simulación matemática y física para predecir las velocidades de enfriamiento a las cuales se pueden encontrar las fases bainíticas en diferentes tipos de acero CP. Dentro de su estudio simularon las propiedades mecánicas de los aceros por medio de softwares y métodos numéricos, donde para un acero CP 800 a una velocidad de enfriamiento de 80 C/s reportan una dureza mínima de 257 HV_{0.1} y la máxima de 281 HV_{0.1} y

para una velocidad de 100 C/s reportan una dureza mínima de 285 a 317 HV_{0.1} la máxima.

4.1.4 Análisis de tensión del metal base

En la Figura 4.4 se observan las curvas de esfuerzo deformación que se realizaron para el metal base. La Figura 4.4 a) representa el corte longitudinal y la Figura 4.4 b) el corte perpendicular a la laminación y en la Tabla 4.4 muestra los resultados que se pueden obtener a partir del gráfico esfuerzo- deformación.

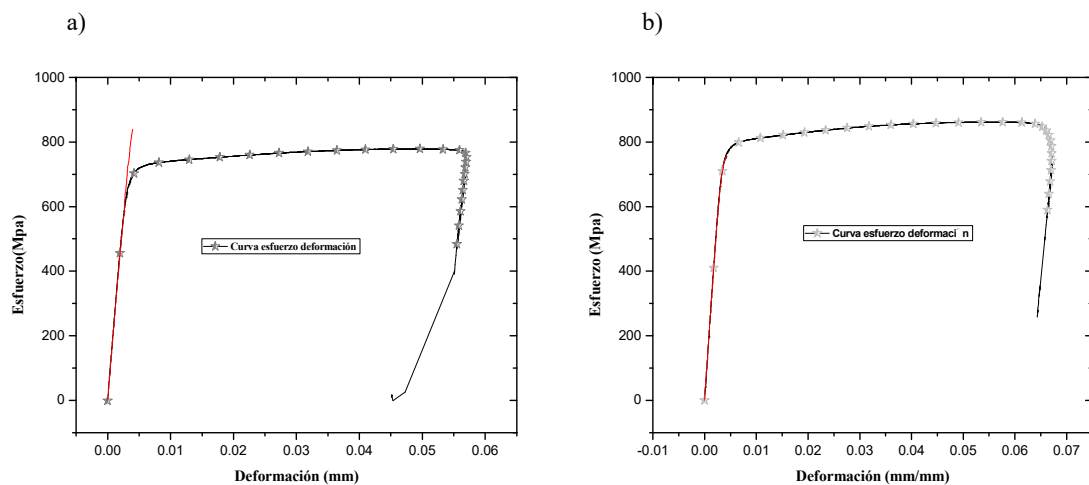


Figura 4.4 Curvas de esfuerzo-deformación del acero CP 780, a) longitudinal y b) perpendicular.

Las propiedades mecánicas del acero CP están en función de su microestructura, tamaño de grano y composición química, como se observó en la Figura 4.1 el acero CP 780 tiene múltiples fases, pero la que se encuentra en mayor porcentaje es la matriz bainítica que es característica de tener buenas propiedades a la tracción debido a su morfología de grano [5]. Otro factor es el tamaño de grano que va a afectar al límite elástico, el coeficiente de endurecimiento y la resistencia a la tracción. Para un grano pequeño como el que muestra el acero CP 780 de la Figura 4.1 se obtienen mayores valores de límite elástico debido a que los contornos del grano constituyen barreras al movimiento de las dislocaciones es decir conforme disminuye el tamaño del grano el número de barreras se eleva [40].

Tabla 4.4 Resultados de ensayos de tensión del acero CP 780, para corte longitudinal y perpendicular.

	Longitudinal	Perpendicular
Esfuerzo de fluencia (Mpa)	688	723
Esfuerzo máximo (Mpa)	783	853
% de elongación	17	23
Módulo de elasticidad	195	225
Exponente de endurecimiento (n)	0.086	0.054
Coefficiente de endurecimiento K (Mpa)	1102	968

Cárdenas y col. [41] estudiaron las propiedades mecánicas del acero CP 780 y ellos reportaron que la máxima resistencia a la tracción fue de 833 MPa, el límite elástico de 726 MPa y el 18% de elongación. Esta variación que se tiene en los ensayos de tensión es debido a los cortes en que se maquinaron las probetas, algunos aceros que son sometidos por un proceso de laminación pueden sufrir el efecto de Bauschinger. Dicho efecto consiste en que al deformar un metal en un sentido hasta que se haya sobrepasado su límite elástico y después deformándolo en dirección contraria al que fue deformado la primera vez, su límite de proporcionalidad es menor es decir, cuando se lamina el material las dislocaciones se mueven preferencialmente en una dirección a la que se aplica una primera fuerza y luego al traccionar en sentido perpendicular se cambia la dirección de dicho movimiento, lo cual acarrea cierto grado de anisotropía en el campo de dislocaciones [42].

4.2 Caracterización de uniones

4.2.1 Análisis dimensional y macrografías.

En la Figura 4.5 se observa la unión soldada mediante el proceso GMAW-P con el electrodo ER80S-D2 con la condición 1 (C2), que son los parámetros que se muestra en la Tabla 3.3 del capítulo 3. Se puede observar por la parte frontal del cordón algunos defectos como son poros y salpicaduras principalmente. Las porosidades son creadas por gases atrapados en la soldadura y salpicaduras son propiciadas por la presencia del recubrimiento que presentan algunos materiales, suciedad como grasas o aceites o una muy alta velocidad de avance [43]. El cordón midió 7 mm de ancho promedio y la evaporación máxima del recubrimiento de Zn en la superficie para ambas placas fue de 18 mm, por la parte trasera se alcanza observar la zona de fusión del cordón de

soldadura.



Figura 4.5 Unión soldadas con el electrodo ER80S-D2 mediante el proceso GMAW-P. C1.

En la Figura 4.6 se observa la unión soldada mediante el proceso GMAW-P con el electrodo ER80S-D2 con la condición 2 (C2) que se unió con un calor de aporte de 0.423 KJ/mm. En esta unión se observan defectos como son los poros, que se generan por gases atrapados y salpicaduras que se producen por la evaporación del recubrimiento de Zn [43]. Este cordón de soldadura tuvo una dimensión 9 mm de ancho promedio y se observa que la evaporación del recubrimiento no fue uniforme. En la parte central del cordón hay una evaporación máxima de 25 mm y en otras zonas del cordón fue menor la evaporación. Por la parte trasera de la soldadura se observa mayor la zona de fusión que en la condición 1.

Shome y col. [19], realizaron distintas unas uniones del acero DP590 recubierto con Zn y utilizaron el metal de aporte ERCuAl-A1, donde variaron el calor de aporte y evaluaron las dimensiones del cordón de soldadura, la evaporación del Zn superficialmente y los defectos superficiales generados por el arco de soldadura. Los resultados que obtuvieron fueron que a mayor calor aportado mayor dilución del metal de aporte en el metal base y es mayor la evaporación de zinc superficialmente. En base a la investigación de Shome se puede determinar que a mayor calor de aporte será mayor la evaporación superficial de Zn y mayor las dimensiones del cordón, y eso se puede observar en los resultados obtenidos que en la unión de la C1 tienen un calor de aporte de 0.361 KJ/mm y en la C2 de 0.423 KJ/mm. Los resultados de la evaporación del Zn fueron mayores en la condición 2 que en la condición 1, al igual el tamaño del cordón de soldadura.



Figura 4.6 Unión soldadas con el electrodo ER80S-D2 mediante el proceso GMAW-P. C2

En la Figura 4.7 se observa la unión soldada mediante el proceso GMAW-P Brazing con el electrodo ERCuAl-A2 bajo la condición 1 (C1-B) que hace referencia a un calor aportado de 0.250 KJ/mm. Los defectos que se observan en esta unión son solo salpicaduras generadas por el recubrimiento de Zn que tiene el metal base. La dimensión del tamaño del cordón promedio fue de 8 mm de ancho y la evaporación máxima del recubrimiento de Zn son de 8 mm. Por la parte trasera del cordón se observa mucho menos la zona de fusión que en las uniones realizadas con el electrodo ER80S-D2, se debe a que el calor aportado por el proceso Brazing es menor porque los valores de corriente son menores y la temperatura de fusión del electrodo es mucho menor que el electrodo.

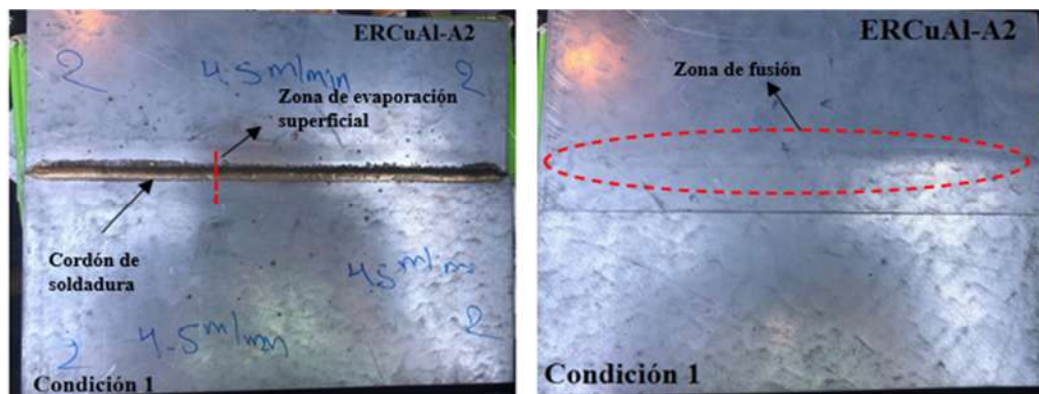


Figura 4.7 Unión soldadas con el electrodo ERCuAl-A2 mediante el proceso GMAW-P Brazing. C1-B.

En la Figura 4.8 se observa la unión soldada mediante el proceso GMAW-P Brazing con el

electrodo ERCuAl-A2 bajo la condición 2 (C2-B) que se unió con un calor de aporte de 0.292 KJ/mm. Se observa un cordón más limpio y con pocas salpicaduras. La dimensión promedio del cordón fue de 10 mm de ancho y la zona máxima de evaporación superficial del recubrimiento de Zn de hasta 11 mm. Por la parte trasera de la soldadura se observa más la zona de fusión que en la condición 1 del proceso GMAW-P Brazing. Retomando los resultados que reportaron Shome y col. Para las uniones del proceso GMAW-P Brazing el aporte térmico es el siguiente: condición 1 es de 0.250 KJ/mm y para la condición 2 es de 0.292 KJ/mm. Se confirma que a menor aporte térmico menor será la evaporación superficial del recubrimiento de Zn y menor será el ancho del cordón de soldadura y eso se puede observar en los resultados reportados del presente proyecto.

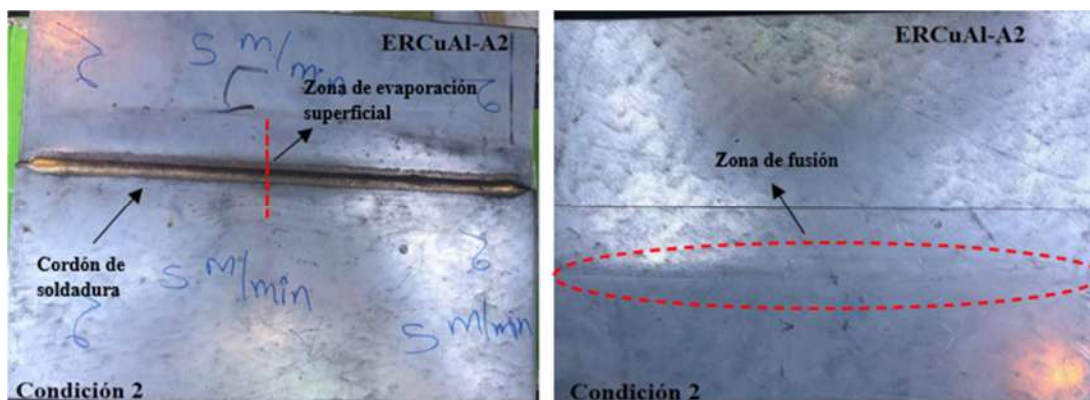


Figura 4.8 Unión soldadas con el electrodo ERCuAl-A2 mediante el proceso GMAW-P Brazing. C2-B.

Con base en los resultados mostrados anteriormente, se puede determinar que es menor la afectación térmica y la evaporación del recubrimiento de zinc en la superficie de las uniones realizadas con el proceso de soldadura GMAW-P Brazing que en el proceso GMAW-P.

Las Figuras 4.9 y 4.10 muestra las macrografías de las uniones para ambos procesos. La región 1) corresponde al metal base del acero CP 780, 2) representa a la zona afectada térmicamente (ZAT) y 3) metal de aporte para cada una de las uniones. La Figura 4.9 inciso a) muestra la condición 1 (C1), donde se observa una falta de fusión entre ambas placas y pequeñas grietas entre la zona de fusión y la zona afectada térmicamente. La dimensión de la ZAT de la placa superior con el cordón mide 0.15 mm y de la placa inferior con respecto al cordón es de 0.072 mm. La Figura 4.9b) representa la condición 2 (C2), donde se observa la falta de fusión entre ambas placas y

grietas cercanas a la zona de fusión, la dimensión de la ZAT de la placa superior con el cordón mide 0.163 mm y de la placa inferior con respecto al cordón es de 0.085 mm. La zona afectada térmicamente es mayor en la condición 2 que en la condición 1 y esto se debe a la diferencia del aporte térmico utilizado, en la condición 2 se utilizó un mayor aporte térmico que en la condición 1.

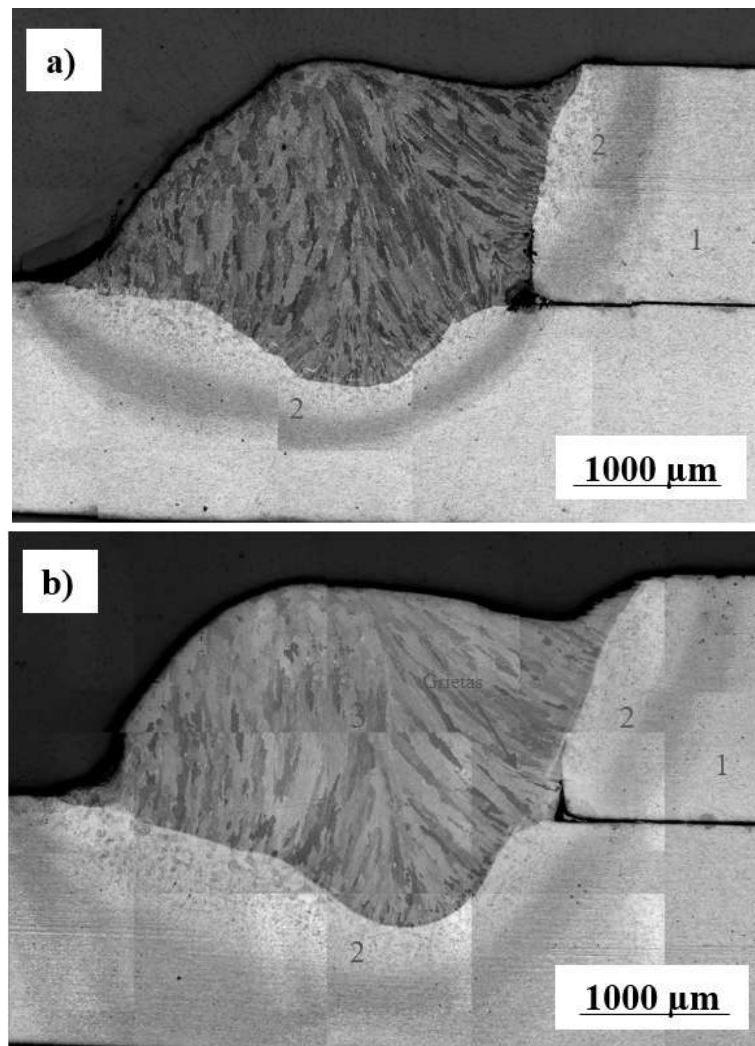


Figura 4.9 Macrografías de las uniones soldada con el electrodo ER80S-D2 mediante el proceso de soldadura GMAW-P, tomadas con MO a 5x, a) C1 b) C2.

La Figura 4.10 muestra la macrografía condición 1 (C1-B) y condición 2 (C2-B), donde se observa fusión completa para ambas condiciones. En la C1-B la ZAT respecto a la lámina superior con el cordón fue de 0.126 mm y de la lámina inferior de 0.042 mm. En la C2-B la

dimensión de la ZAT fue de 0.136 mm de la lámina superior y de 0.054 mm de la lámina inferior con respecto al cordón. Es menor la afectación térmica en el metal base de la C1-B que en la C2-B y esto se debe a la diferencia de aporte térmicos utilizados.

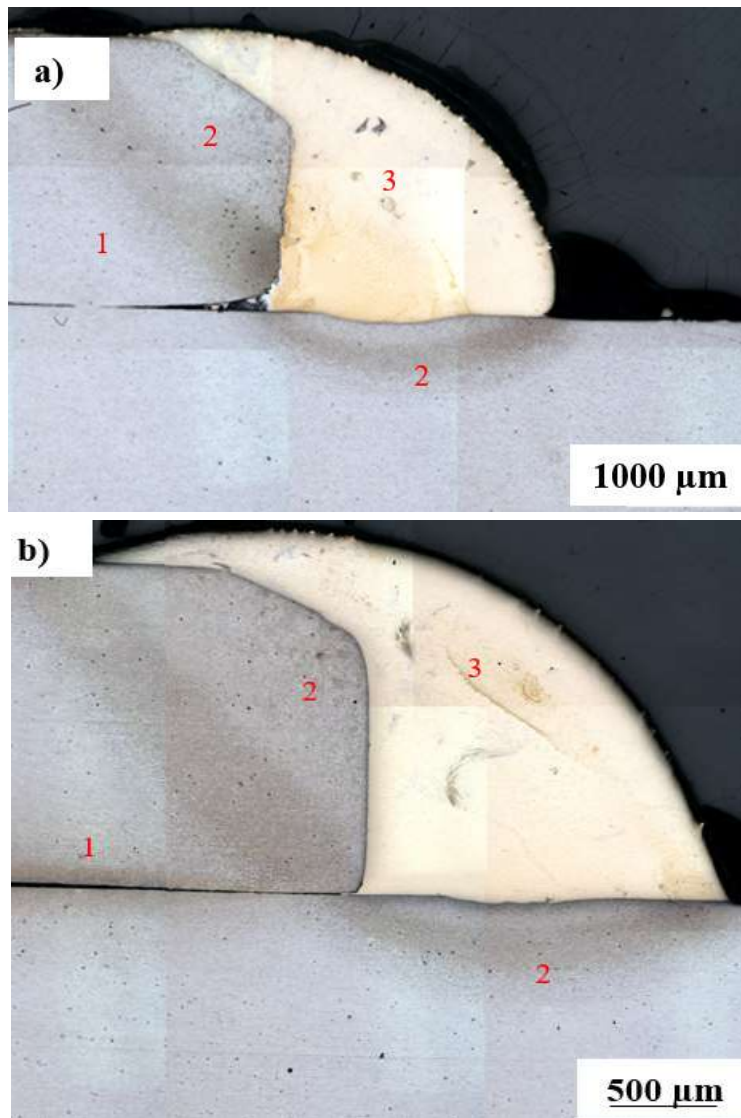


Figura 4.10 Macrografías de las uniones soldada con el electrodo ERCuAl-A2 mediante el proceso de soldadura GMAW-P Brazing, tomadas con MO a 5x, a) C1-B b) C2-B.

En el proceso GMAW-P se utilizan un calor de aporte más elevado comparado al proceso GMAW-P Brazing, este último proceso debido a su menor aporte térmico ocasiona un menor daño por afectación térmica en el metal base y con ello las dimensiones de la ZAT serán menores en comparación a un proceso convencional de GMAW-P.

4.2.2 Caracterización microestructural de las uniones

Las Figura 4.11 y 4.12 presenta diferentes zonas de la microestructura de la unión soldada con el material de aporte ER80S-D que se tomaron con el microscopio óptico y se usó el proceso de soldadura de GMAW-P bajo la condición 1(C1) y la condición 2 (C2). Las Figura 4.11 a) y Figura 4.12 a) muestra las uniones soldadas por la parte inferior del cordón de soldadura y las Figura 4.11 c) y Figura 4.12 c) muestra la zona de vertical del cordón de soldadura, respecto a la lámina inferior, para ambas a una magnificación de 20x y se puede observar la zona de fusión, la zona afectada térmicamente y la zona del metal base. En la zona de fusión se puede observar una zona de crecimiento columnar y en la ZAT se observa dos tipos de zona de grano una de tamaño fino y otra de grano grueso. En la Figura 4.11 inciso b) y Figura 4.12 b) se muestran a una magnificación de 100x, por la parte inferior del cordón de soldadura, donde en la parte superior de las figuras se puede observar la zona de fusión y en la parte inferior la zona afectada térmicamente. En la Figura 4.11 d) y Figura 4.12 d) se muestra la zona vertical del cordón a una magnificación de 100x, del lado izquierdo se observa la zona de fusión y del lado derecho la zona afectada térmicamente. En la zona de fusión de la Figura 4.11 b), d) y Figura 4.12 b) y d), se observa una transformación de ferrita acicular se puede confirmar con los ensayos de microdureza. La zona afectada térmicamente de la Figura 4.11 b), d) y Figura 4.12 b) y d), se observa una mezcla de fases de martensita tipo listón y de bainita superior. En la Figura 4.11 a) y b) y el tamaño de grano promedio de 56.76 μm que es un grano más grueso y un grano más fino pegado al metal base de 9 μm según la norma ASTM E-112 [36]. Para la Figura 4.12 a) y b) el tamaño de grano promedio fue de 63.23 μm para la zona gruesa y para la zona de grano fino de 9.5 μm .

Dentro del proceso de soldadura GMAW convencional hay varias isothermas de temperatura que se deben de tomar en cuenta para los cambios microestructurales. La primera es la isoterma de fusión que se registra a partir de los 1500-2000 °C que es la encargada de suministrar el calor necesaria para formar la piqueta de soldadura y hacer la fusión del metal base con el metal de aporte, la segunda isoterma es la de sobrecalentamiento que va desde los 1100 a 1500 °C y en esa zona comienza la zona afectada térmicamente, la siguiente es la isoterma de normalizado que va desde los 900 a 1100°C y por último la zona de recristalización que va desde los 550 a 900°C [8]. Durante el ciclo de enfriamiento de la soldadura, la difusión de calor desde la zona de

temperatura más alta (zona de fusión) a las zonas de temperatura más baja extiende las isoterma (900 - 550°C), en este rango de temperatura se observa una microestructura homogénea de granos recristalizados una zona más fina y otra gruesa.

En la Figura 4.13 se presenta el diagrama Fe- C para la concentración del 1.16 % de C de nuestro metal base, dicho acero tiene las fases de bainita, martensita, ferrita y poco porcentaje de austenita retenida. Al generar el arco del proceso de soldadura alcanzamos la temperatura por encima de A3 que es donde se lleva la primera isoterma dentro de un rango de temperatura arriba de 1500 °C, donde la estructura del metal base se transforma por completo en la fase madre que es la austenita y se funde con el metal de aporte para formar el cordón de soldadura [44]. Para las uniones del proceso GMAW-P se utilizó un electrodo que tiene 0.12% de carbono el cual al fundirse con el metal base se forma una fase de austenita rica en carbono y es más lento la velocidad de enfriamiento que se va a dar en el proceso de solidificación como se observa en la Figura 4.14. La velocidad de enfriamiento es más lenta en la zona de fusión, debido al espesor de ambas láminas y al %C del electrodo, le da tiempo para que se lleve a cabo la transformación de ferrita acicular. Entre más nos alejamos de la zona de fusión va disminuyendo el % C de carbono y la velocidad de enfriamiento aumenta, es decir en la ZAT se lleva a cabo la transformación de bainita superior y la austenita restante transforma en martensita como se observa en la Figura 4.14. Como ha sido reportado en la literatura, el aporte térmico es el factor principal que afecta la soldabilidad de los aceros avanzados dados los efectos negativos que produce en su microestructura y propiedades mecánicas [45].

El efecto de dilución ha sido examinado en la zona de fusión de uniones y está relacionado con la dirección de las bandas bainita (Figura 4.11 y Figura 4.12), las cuales se ven afectadas por los fenómenos de convección en la pileta de soldadura tales como las fuerzas de flotabilidad y la convección Marangoni que produce el flujo recirculante del material fundido, así como el flujo de calor que afecta la mezcla de los materiales [46, 47].

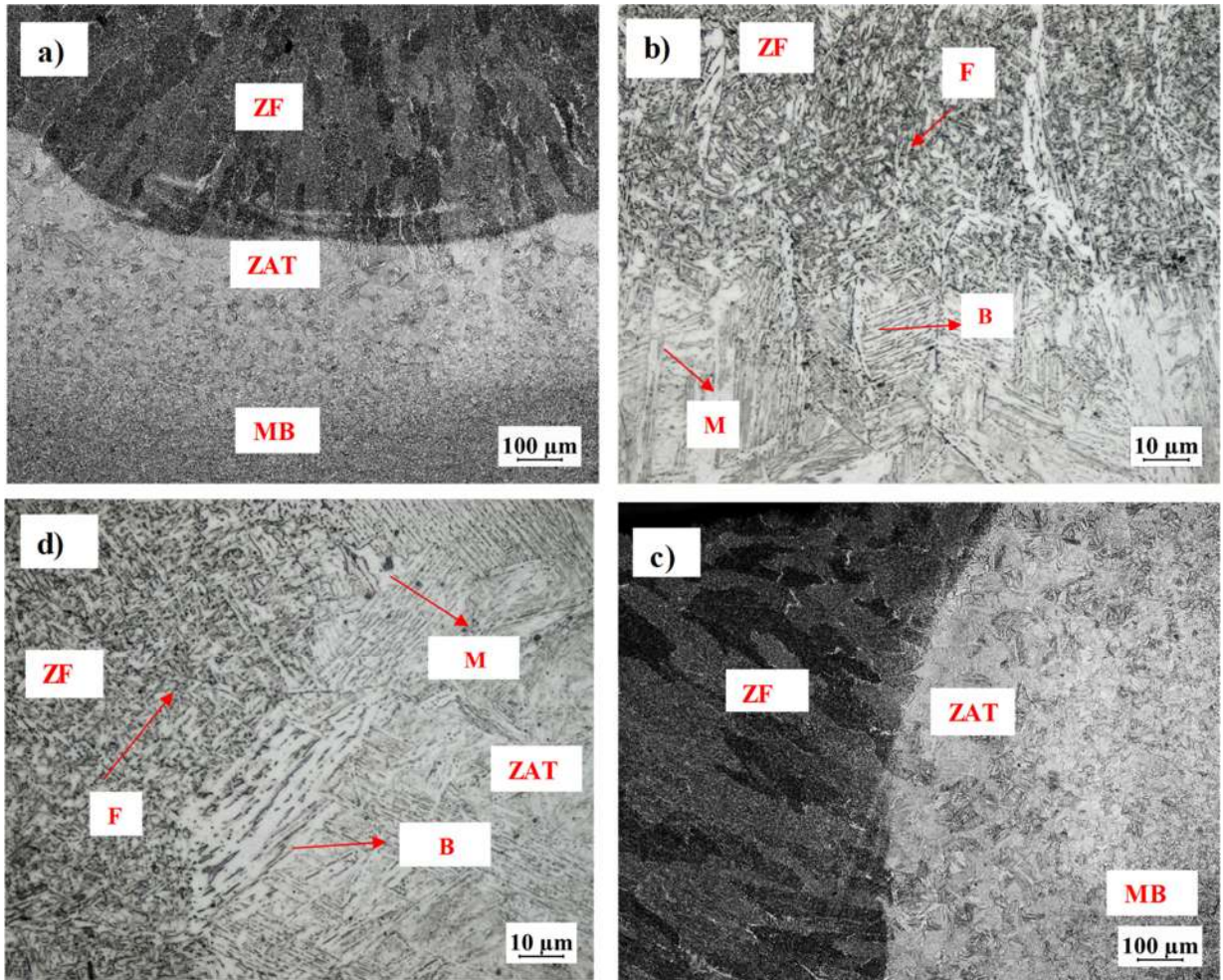


Figura 4.11 Micrografía de las uniones soldada con el electrodo ER80S-D mediante el proceso de soldadura GMAW-P, tomadas con MO a) zona inferior a 20x b) zona inferior a 100x c) zona superior a 20x d) zona superior 100x. Bajo la condición 1 (C1).

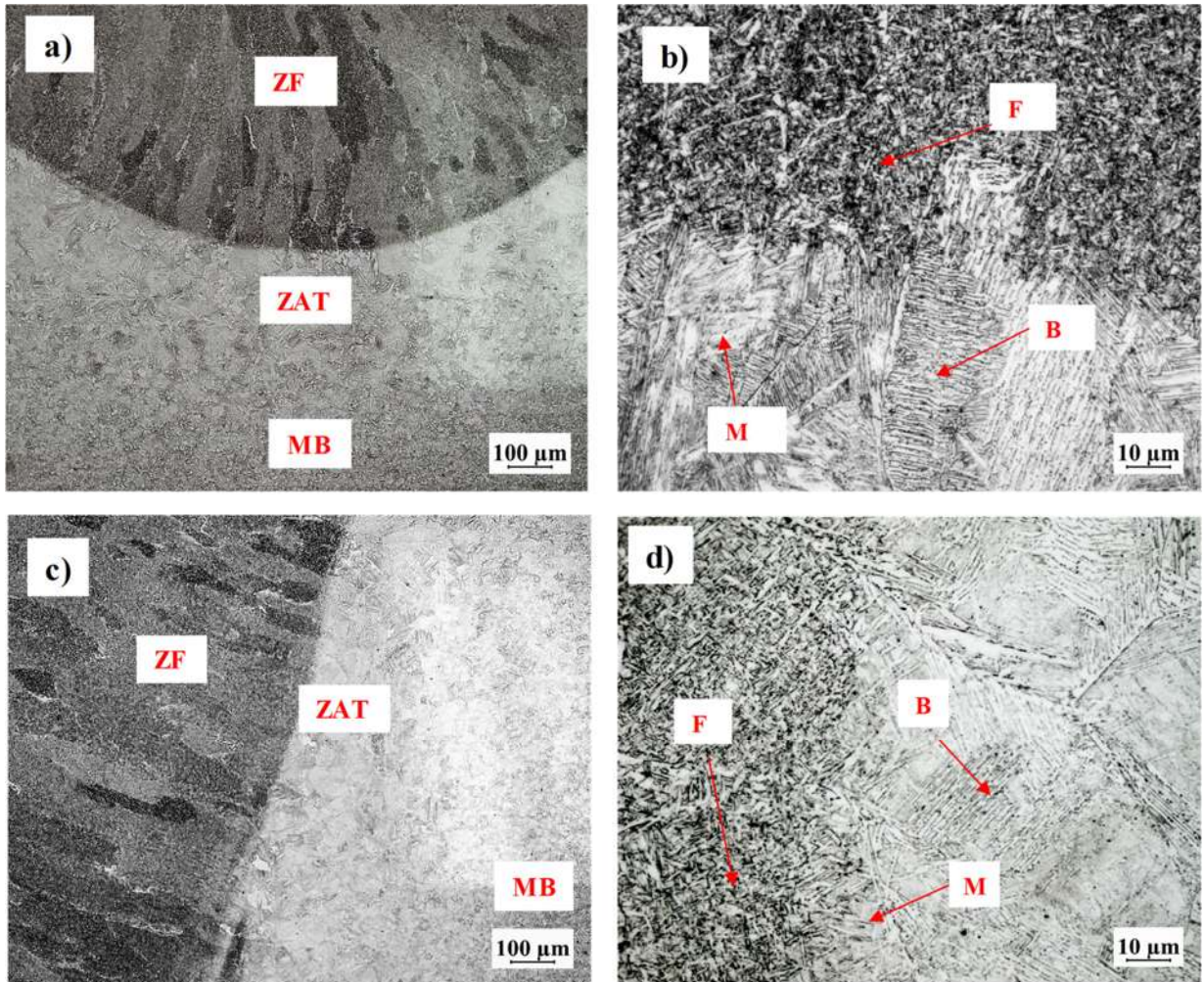


Figura 4.12 Micrografía de las uniones soldada con el electrodo ER80S-D mediante el proceso de soldadura GMAW-P, tomadas con MO a) zona inferior a 20x b) zona inferior a 100x c) zona superior a 20x d) zona superior 100x. Bajo la condición 2(C2).

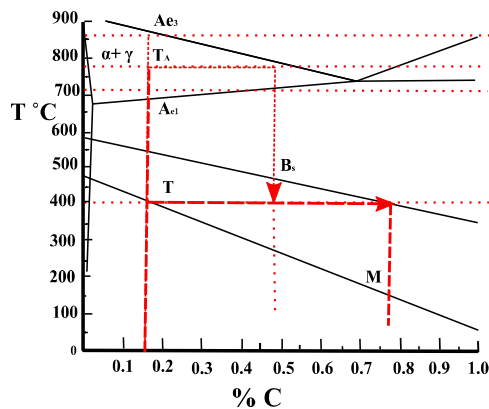


Figura 4.13 Diagrama Fe-C del acero CP 780 [5].

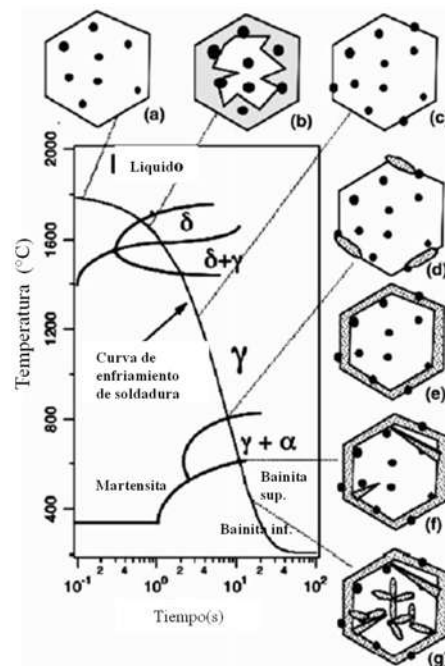


Figura 4.14 Diagrama de enfriamiento continuo de transformación para el cordón de soldadura [47].

En la Figura 4.15a) y 4.16a) se observa la microestructura de la unión soldada con el material de aporte ER80S-D que se tomaron con el MEB y se usó el proceso de soldadura de GMAW-P bajo la condición 1 (C1) y condición 2 (C2). La zona de fusión presenta una estructura ferrita acicular y a la zona afectada térmicamente una estructura bainítica y martensita. En la Figura 4.15b) y Figura 4.16b) presentan la zona de fusión, donde se observa una estructura de ferrita acicular y en la Figura 4.16 b) se muestra una grieta que es producto del agrietamiento en caliente. En la Figura 4.15c) y 4.16 c) muestra la zona afectada térmicamente, en la cual se puede observar una mezcla de fases de martensita y bainita.

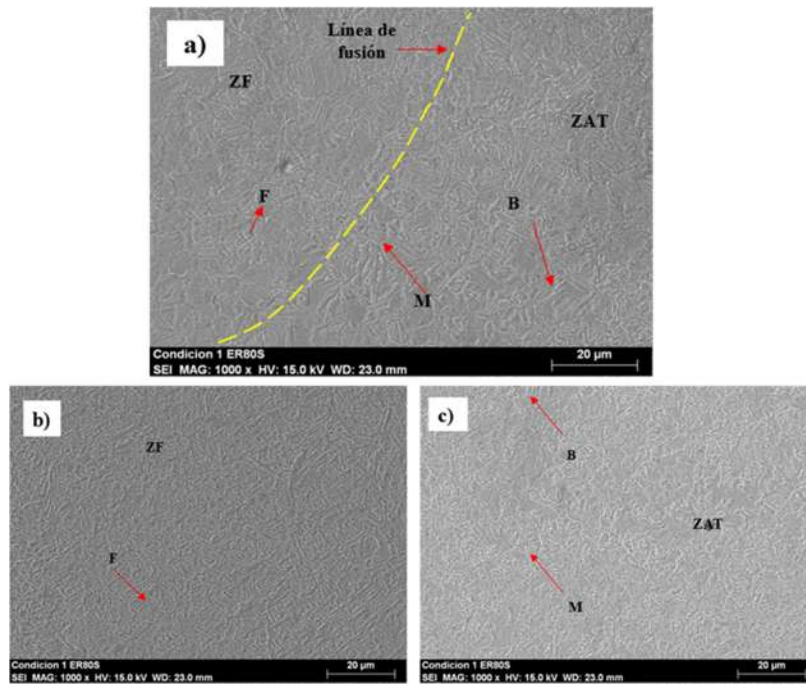


Figura 4.15 Micrografía de las uniones soldada con el electrodo ER80S-D mediante el proceso de soldadura GMAW-P, tomadas con MEB a) muestra la unión a 1000x b) muestra la ZF a 1000x c) muestra la ZAT a 1000x. C1.

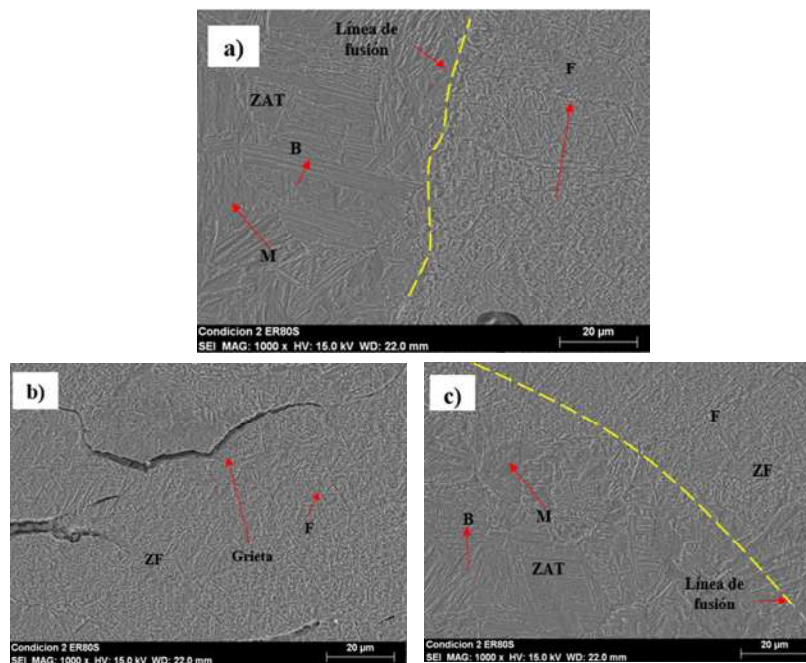


Figura 4.16 Micrografía de las uniones soldada con el electrodo ER80S-D mediante el proceso de soldadura GMAW-P, tomadas con MEB a) muestra la unión a 1000x b) muestra la ZF a 1000x c) muestra la ZAT a 1000x. C2.

La Figura 4.17 muestra las micrografías de la unión, bajo la condición 1 (C1) y condición 2 (C2) en donde se observa la formación de grietas y poros en la zona de fusión. Otro fenómeno interesante que se presentan en el análisis microestructural es el fenómeno de licuación o agrietamiento en caliente que se da por la difusión de elementos con más bajo punto de fusión al límite de grano y da origen al agrietamiento, durante el proceso de solidificación del cordón de soldadura [48].

En la soldadura a traslape de aceros recubiertos de zinc, se genera la formación de un vapor de zinc a alta presión en las superficies de contacto entre las hojas superior e inferior causado por la entrada de calor durante la soldadura, que produce defectos como es la porosidad y agrietamiento en el cordón de soldadura. El punto de fusión del acero al carbono es de aproximadamente 1500°C, que es 600°C más alto que el punto de ebullición del zinc puro (906°C). Estas diferencias en las propiedades del material base con el recubrimiento dan como resultado la formación de un vapor de zinc a alta presión en las superficies de contacto entre las láminas de acero recubiertas de zinc durante el proceso GMAW. Si el vapor de zinc a alta presión no está perfectamente ventilado, queda atrapado en el baño de soldadura y forma imperfecciones en la forma de porosidades o picaduras. Estos defectos son muy problemáticos, especialmente en una geometría de soldadura de junta traslapada sin abertura de raíz o espacio. Una mayor porosidad en el cordón de soldadura da como resultado una menor resistencia a la tracción y alargamiento de la junta soldada [49-52].

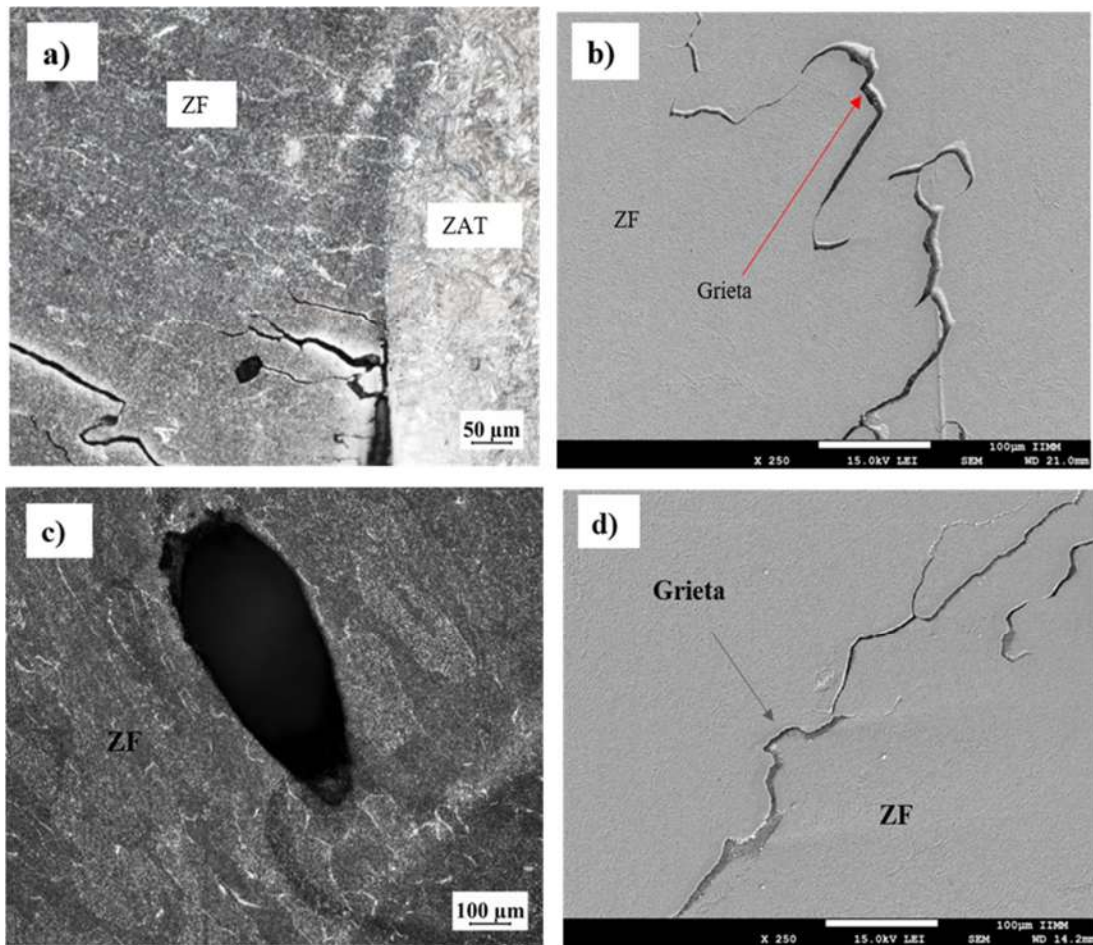


Figura 4.17 Micrografía de la zona de fusión de las uniones soldada con el electrodo ER80S-D mediante el proceso de soldadura GMAW-P a) a 20x de la C1, b) a 250x bajo la C1, c) a 20x e la C2 y d) a 250x bajo la C2.

En la Figura 4.18 se observa las micrografías de las grietas a 2500x, se usaron las técnicas de electrones dispersados (EDS) y posteriormente de mapeo en el microscopio electrónico de barrido. Como se puede observar en la Figura 4.18a) y c) muestran la condición 1 (C1) y la condición 2 (C2) de los elementos presentes en la grieta. La Figura 4.18b) y d) muestran el mapeo de la C1 y C2 del Zn en la grieta. En la Figura 4.18b) se aprecia mayormente de color verde que corresponde al elemento de Zn donde se obtuvo una concentración 17.01 %. En la Figura 4.18d) se observa la disminución del Zn en la grieta que tiene una concentración de 6.71%. Honha y col. (referencia) estudiaron los efectos del Zn y Si en la unión del acero TWIP recubiertas con Zn mediante el proceso de soldadura de resistencia. Ellos reportaron que a temperaturas por debajo de 800°C el Si ayuda a retardar la formación del compuesto Fe-Zn que afecta las propiedades mecánicas del acero, por encima de esta temperatura es muy sencillo que

se formen esta clase de compuestos y esto pasa en los procesos de soldadura por arco o por resistencia. El Zn tiene un punto de fusión por encima de los 400°C, es por eso que el calor generado por los electrodos y la presión que se genera en el proceso de soldadura por resistencia el Zn de la superficie pasa a estado líquido junto al acero del metal base en estado líquido. Por lo tanto, durante el proceso de solidificación el Zn se difunde a los límites de grano del acero y cuando el cordón soldado se solidifica, esto genera el agrietamiento [53]. El agrietamiento que se generan en las uniones bajo la condición (C1) y la condición 2 (C2) se debe al recubrimiento de Zn que tiene el metal base en su superficie, que al momento de realizar el arco de soldadura este se mezcla con el acero líquido de la pileta y se solidifica para que se dé el fenómeno de licuación [53].

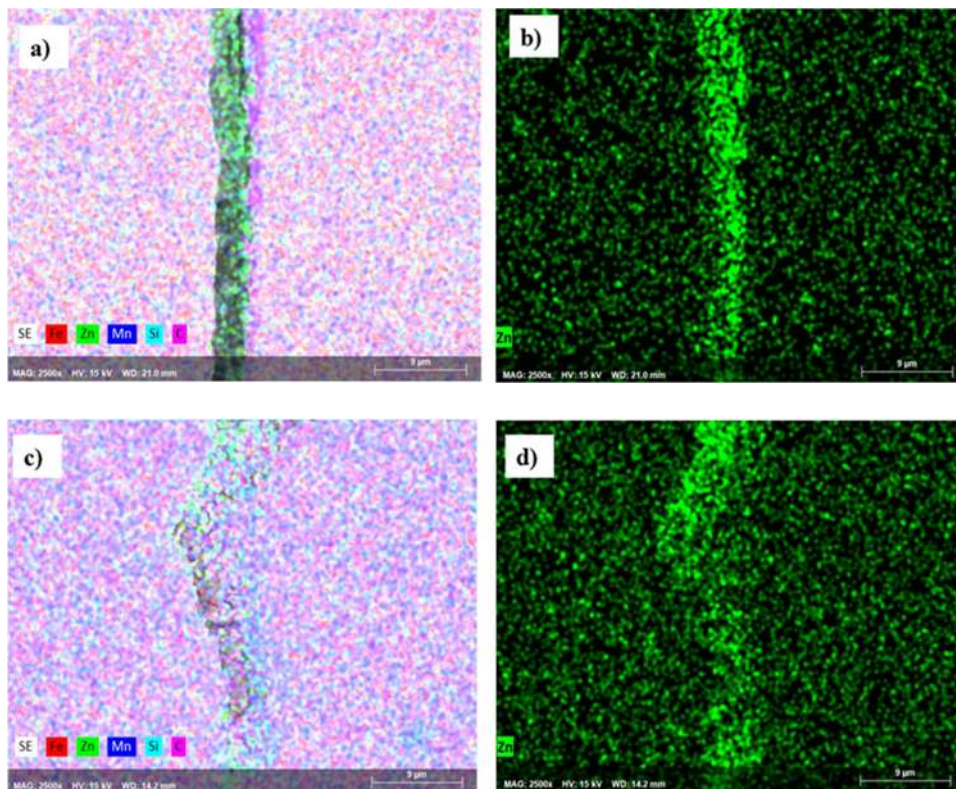


Figura 4.18 Micrografía del mapeo de los elementos presentes de la grieta, bajo a 2500x, tomada con MEB, a) mapeo de elementos en C1, b) mapeo de Zn en C1, c) mapeo de elementos en C2, d) mapeo de Zn en C2.

Las Figura 4.19 y 4.20 presenta diferentes zonas de la microestructura de la unión soldada con el material de aporte ERCuAl-A2 que se tomaron con el microscopio óptico y se usó el proceso de soldadura GMAW-P Brazing bajo la condición 1 (C1-B) y condición 2 (C2-B). Las Figura 4.19

a) y Figura 4.20 a) muestra las uniones soldadas por la parte inferior del cordón de soldadura. La Figura 4.19 c) y Figura 4.20 c) muestra la zona de vertical del cordón de soldadura, respecto a la lámina inferior, y se puede observar la zona de fusión y la zona afectada térmicamente. Es un hecho común que las soldaduras Brazing que utilizan un arco eléctrico que presenta una pequeña fusión del material base [54]. Esto está asociado al punto catódico, por el que pasa el arco eléctrico, produciendo la fusión localizada del metal base y consecuentemente su dilución en el aporte[18].

Las aleaciones de elementos como Al y Si presente en los metales de aporte a base de Cu, forman fases intermetálicas con átomos de Fe disueltos en la interfase de la zona de fusión y la ZAT debido a limitaciones de solubilidad [23]. La Formación de una capa intermetálica continua también tiene lugar en la interfaz por la misma razón y se presentan en formas de manchas en la ZAT que habitualmente es matriz martensítica. Los compuestos fortalecen el cordón y mejoran las propiedades mecánicas de la unión soldada [23].

En la zona de fusión se puede observar un crecimiento dendrítico y en la ZAT se observa dos tipos de zona de grano una de tamaño fino y otra de grano grueso. En la Figura 4.19b) y Figura 4.20b) se muestran la parte inferior del cordón de soldadura, En la Figura 4.19d) y Figura 4.20d) muestra la zona vertical del cordón del lado izquierdo se observa la zona afectada por el calor y del lado derecho la zona de fusión. En la zona de fusión de la Figura 4.19b), d) y Figura 4.20b) y d), se observa un crecimiento dendrítico rico en Cu del metal de aporte y hay una interfaz de un compuesto intermetálico entre la zona de fusión y la ZAT de aproximadamente 8-3 μm dependiendo la zona del cordón. El tamaño y el área del compuesto intermetálico creció con el aumento del metal depositado y aporte térmico. La zona afectada térmicamente de la Figura 4.19 b), d) y en la Figura 4.20b) y d), se observa una transformación martensítica de tipo listón, bainita superior y poco porcentaje de ferrita. Las transformaciones de fase ocurridas en la ZAT se dan por que el proceso GMAW-P Brazing, que alcanza una temperatura máxima de 850°C. En la Figura 4.13 del diagrama de Fe-C del metal base, se muestra la temperatura Ac3 que en esa temperatura se encuentra la fase de austenita y debido al electrodo ERCuAl-A2 que se utilizó la velocidad de enfriamiento está en el rango de 35 - 120°C/s. Debido a esa velocidad se da la transformación de fases en la ZAT [21, 23, 54].

En la Figura 4.19 a) y b) el tamaño de grano promedio de $56.76 \mu\text{m}$ que es un grano más grueso y un grano más fino pegado al metal base de $9 \mu\text{m}$ según la norma ASTM E-112 [36]. Para la Figura 4.20 a) y b) el tamaño de grano promedio fue de $63.23 \mu\text{m}$ para la zona gruesa y para la zona de grano fino de $9.5 \mu\text{m}$.

En el caso de las soldaduras GMAW-Brazing que utilizan CuAl como aporte y un acero al carbono microlaeado como son los AHSS, algunos autores han observado la presencia de un compuesto intermetálico en la interfaz del tipo Cu-Al-Fe, que favorece las propiedades mecánicas de las uniones [19, 21, 23] como lo observado en las Figuras 4.19 y 4.20. El espesor de este compuesto varía en el área del cordón, pero es alrededor de $3 - 8 \mu\text{m}$.

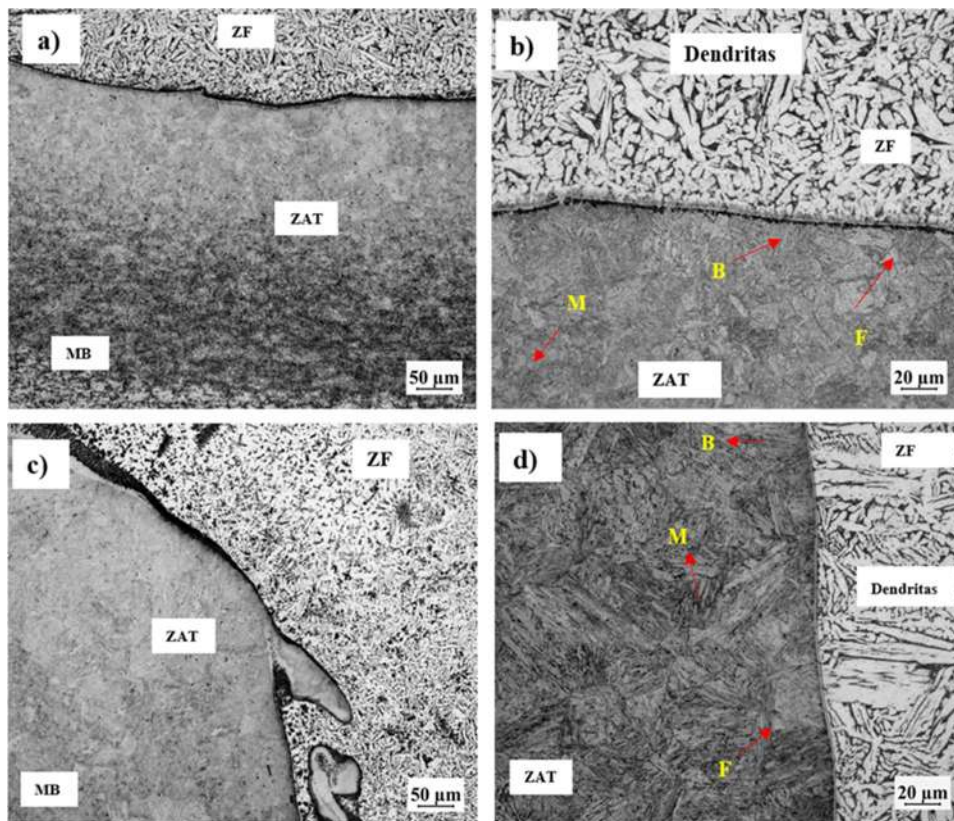


Figura 4.19 Micrografía de las uniones soldada con el electrodo ERCuAl-A2 mediante el proceso de soldadura GMAW-P Brazing, tomadas con MO a) zona inferior a 20x b) zona inferior a 100x c) zona superior a 20x d) zona superior 100x. C1-B.

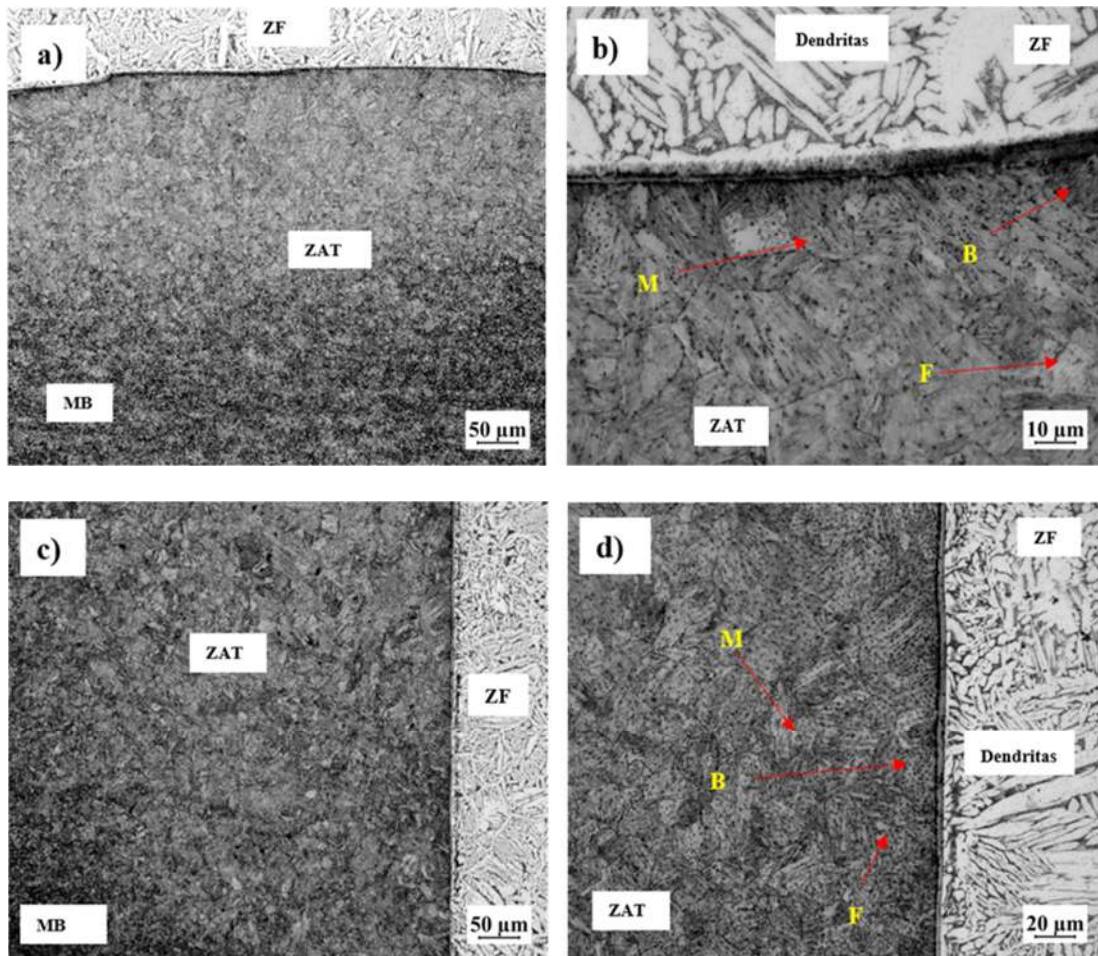


Figura 4.20 Micrografía de las uniones soldada con el electrodo ERCuAl-A2 mediante el proceso de soldadura GMAW-P Brazing, tomadas con MO a) zona inferior a 10x b) zona inferior a 100x c) zona superior a 10x d) zona superior 100x. C2-B.

En la Figura 4.21 se muestra las micrografías de las uniones soldados con el proceso GMAW-P Brazing para ambas condiciones, mediante microscopía electrónica de barrido. La Figura 4.21 a) y c) representan la condición 1 (C1-B), tomadas a 1000x y 25000x y la Figura 4.21 b) y d) representan a la condición 2 (C2-B) a las mismas magnificaciones que la C1-B. Donde se observa la ZAT con granos de martensítica tipo listón, bainita superior y pocos granos de ferrita. Entre la zona de fusión y la ZAT se observa una interface del compuesto Fe, Cu y Al. En la zona de fusión se observa un crecimiento dendrítico del metal de aporte donde es una zona rica en Cu.

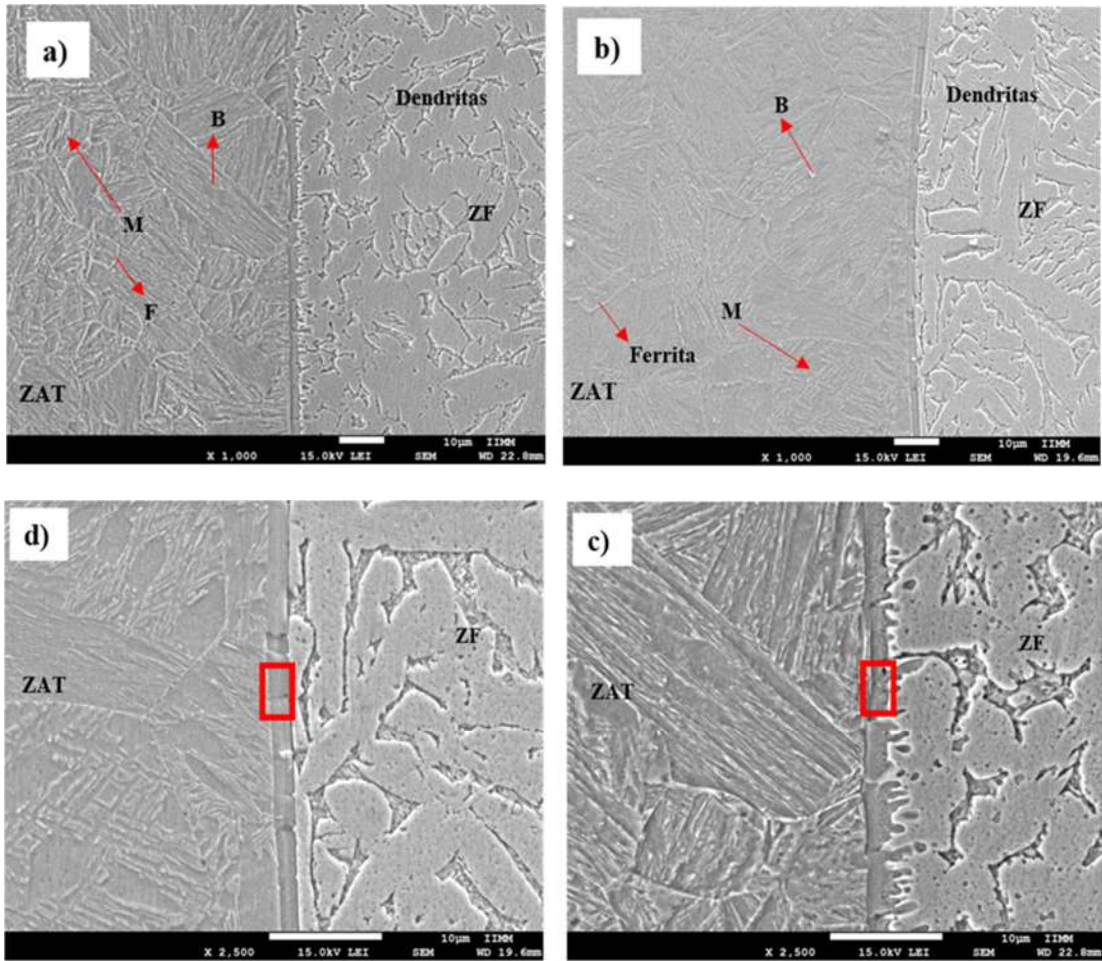


Figura 4.21 Micrografía de las uniones soldada con el electrodo ERCuAl-A2 mediante el proceso de soldadura GMAW-P Brazing, tomadas con MEB a) zona vertical a 1000x condición 1 b) zona vertical a 1000x condición 2 c) zona vertical a 2500x C.1 d) zona vertical 2500x C.2

La composición de la capa intermetálica y las dendritas formadas en el metal de aporte depositado se determinó mediante análisis EDS en las zonas que se indican en la Figura 4.21 y en la Figura 4.22 se muestra el análisis EDS de la interface para cada condición. Los elementos como Fe, Cu y Al se identificaron como los constituyentes principales en la interfase entre la zona de fusión y la ZAT como se muestra en la Tabla 4.5 y los resultados confirman la formación del compuesto intermetálico en la interfase de Fe-Cu-Al. La diferencia del porcentaje de los elementos presentes en la interfase se debe que en la condición 2 (C2-B) fue mayor el metal de aporte que se depositó que en la condición 1 (C1-B).

Se utilizó la técnica de análisis de barrido lineal en el MEB, desde la ZAT hasta la zona de fusión para confirmar la fusión parcial del metal base, provocada por el arco eléctrico y se observa en la Figura 4.23 a) condición 1 (C1-B) y b) condición 2 (C2-B), como el Fe va disminuyendo hacia la zona de fusión y Cu y el Al van aumentando hacia la zona de fusión.

Tabla 4.5 Cuantificación del porcentaje en peso de los elementos presentes en las uniones GMAW-P Brazing.

Probeta	Zona	Elemento	Fe	Cu	Al
C1-B	Interfase	%	38.77	22.23	3.83
C2-B	Interfase	%	65.23	38.72	5.86

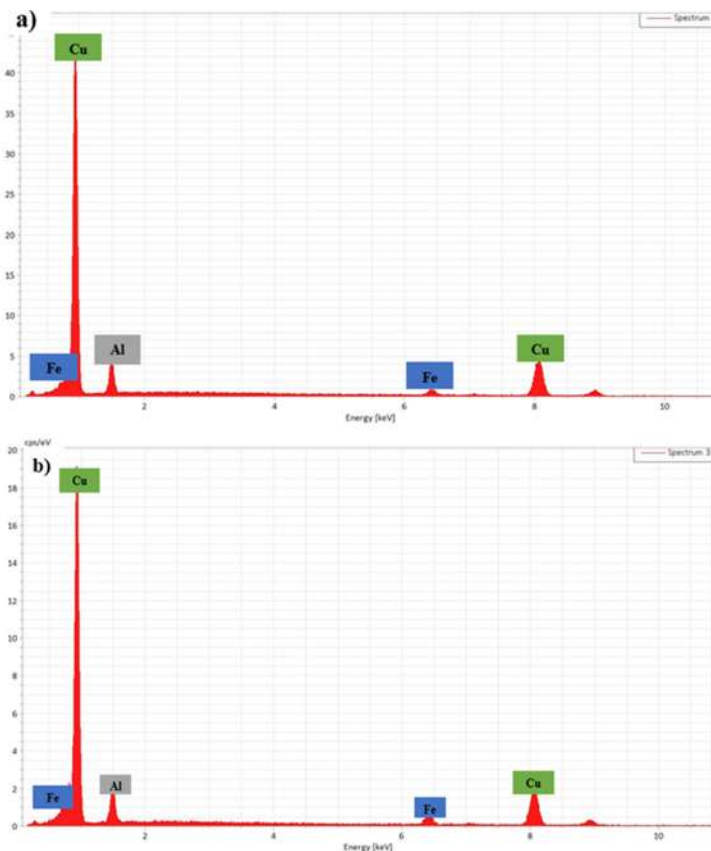


Figura 4.22 Análisis EDS en la interfase de las uniones GMAW-P Brazing, a) C1-B b) C2-B

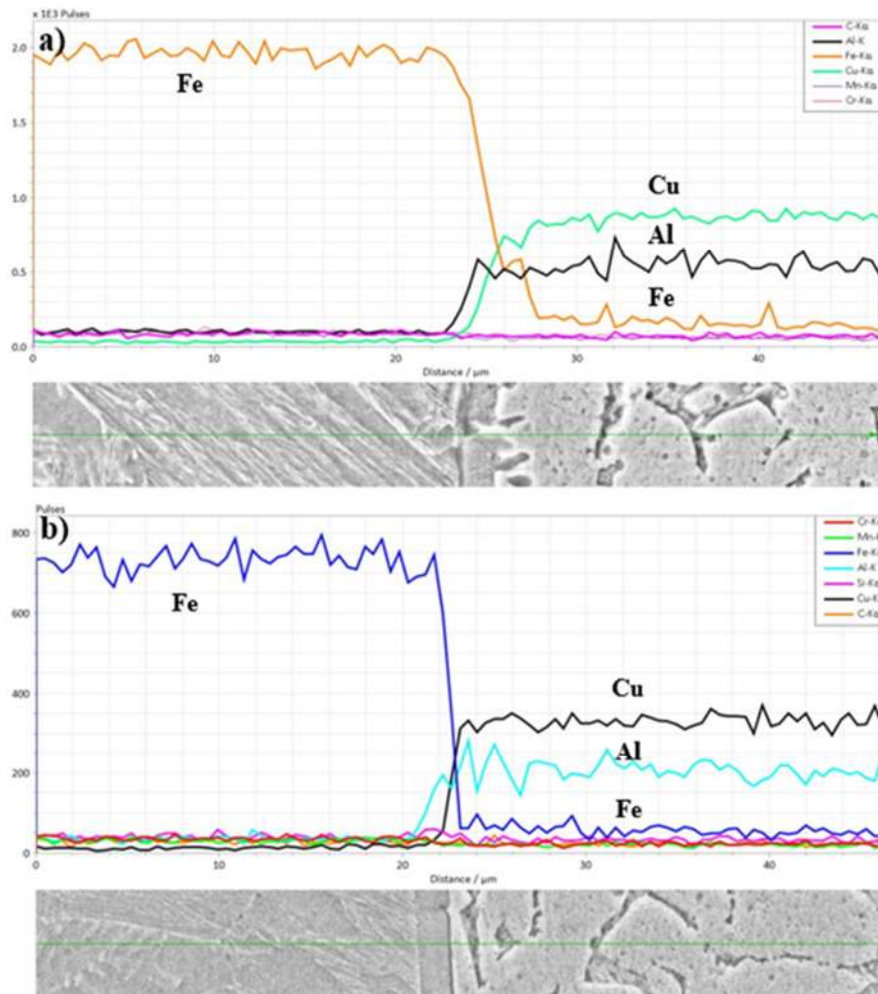


Figura 4.23 Barrido lineal en la unión GMAW-P Brazing, a) C.1-B b) C.2-B

4.3 Análisis de ensayos mecánicos

4.3.1 Perfiles de dureza de las uniones

Los perfiles de microdureza está determinado por la microestructura correspondiente, que ha sido discutido como dependiente de los parámetros de soldadura, la composición química del acero y la microestructura inicial. Los parámetros de soldadura como es la velocidad de soldadura afectan el calor aportado, que tiene un gran efecto en las propiedades después de la soldadura [45]. En la Figura 4.24 se muestran los perfiles de microdureza para las uniones. La Figura 4.24a) representa el proceso GMAW-P, en donde la máxima dureza que se presenta es de 440 HV_{0.1} y se ubica en

la zona de la ZAT cercana a la ZF, con esto se confirma la transformación bainítica que observamos en la Figura 4.11 y 4.12. La dureza en la ZF de fusión promedio es de 350 HV_{0.1} que se confirma la transformación ferrita acicular en nuestro cordón de soldadura para ambas condiciones tienen un comportamiento muy parecido. La Figura 4.24b) muestra el proceso GMAW-P Brazing, donde en la zona de fusión la dureza promedio para ambas condiciones es de 193 HV_{0.1} esto se debe al metal de aporte de Cu-Al que es material suave y dúctil [54]. En la interfase donde comienza la ZAT la máxima dureza reportada es de 320 HV_{0.1}, en esta zona está presente el compuesto intermetálico de Fe-Cu-Al. La dureza en la ZAC aumenta alrededor de 345 HV_{0.1} a la fase de martensita y bainita que tiene esa zona. Se presenta mayor dureza en las uniones soldadas con el proceso GMAW-P que a las GMAW-P brazing y eso se debe al proceso de soldadura utilizado y metal de aporte.

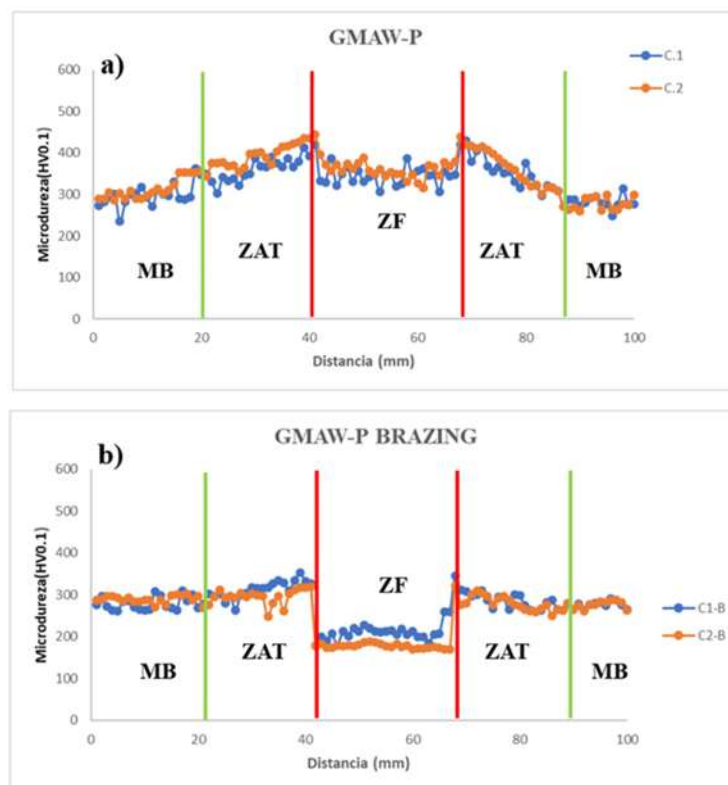


Figura 4.24 Perfiles de microdureza, a) GMAW-P b) GMAW-P Brazing.

4.3.2 Ensayos de tensión de las uniones

En la Figura 4.25 se observan las probetas ya ensayadas y las zonas de fractura en las diferentes condiciones, para el inciso a) se observan de vista frontal y el inciso b) de forma lateral. En la Tabla 4.6 se muestra los resultados de los ensayos de tensión de las uniones y la zona donde ocurrió la fractura. Todas las uniones fallaron en la zona de fusión y la máxima resistencia a la tensión se da en la probeta C.2-B que corresponde a la condición 2 del proceso GMAW-P Brazing y la menor resistencia fue en probeta C.2 que corresponde a la condición 2 del proceso GMAW-P. Singh y col, determinaron los modos de falla y crecimiento de grietas que se da en las uniones a traslape como se muestra en la Figura 4.26. El modo de falla que se dio en este trabajo es el número 2, donde Singh y col [21]. Lo describen como la grieta se inició desde la raíz y propagado a lo largo de la interfaz vertical.

Tabla 4.6 Resultados de ensayos de tensión en las uniones.

Probeta	Carga de ruptura (N/mm)	Zona de fractura
C.1	6640.22	Zona de fusión
C.2	5290.56	Zona de fusión
C.1-B	6901.80	Zona de fusión
C.2-B	9639.20	Zona de fusión

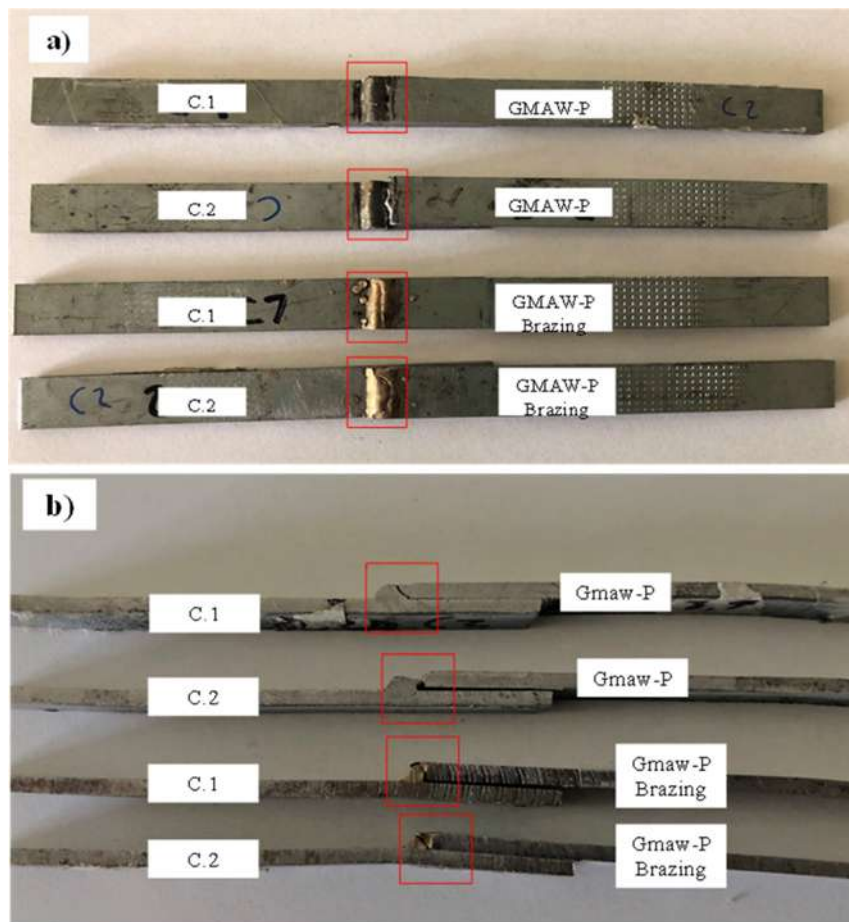


Figura 4.25 Probetas de tensión de las uniones, a) frontal y b) lateral.

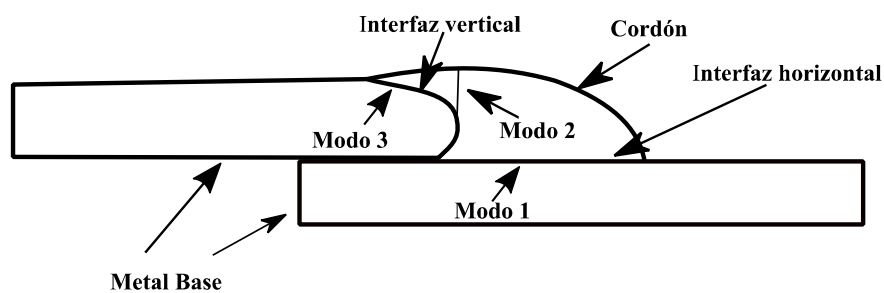


Figura 4.26 Modos de falla en el ensayo de tensión [54].

En la Figura 4.27 se muestra la gráfica carga vs alargamiento, la línea roja representa la condición 1 (C1) del proceso GMAW- P, la línea azul representa la condición 2 (C2) del mismo proceso, la línea negra a la condición 2 (C2-B) y la línea verde la condición 1 (C1-B) del proceso GMAW-P Brazing. Como se puede observar en la Figura 4.27 la mayor resistencia a la tensión la tienen las probetas soldadas con el proceso GMAW-P Brazing. Esta diferencia de resistencia en las probetas se debe a los diferentes defectos, fases y compuestos intermetálicos que se presentan en las uniones ya mencionados anteriormente en la caracterización microestructural. A partir de la gráfica carga vs alargamiento de la Figura 4.27 se observa que el tipo de fractura ocurrida en las uniones es del tipo dúctil, esta fractura se caracteriza por una deformación plástica durante la propagación de las grietas. Por otra parte, las fracturas frágiles, en metales, se caracterizan por la rápida propagación de la grieta, sin ninguna deformación plástica [55].

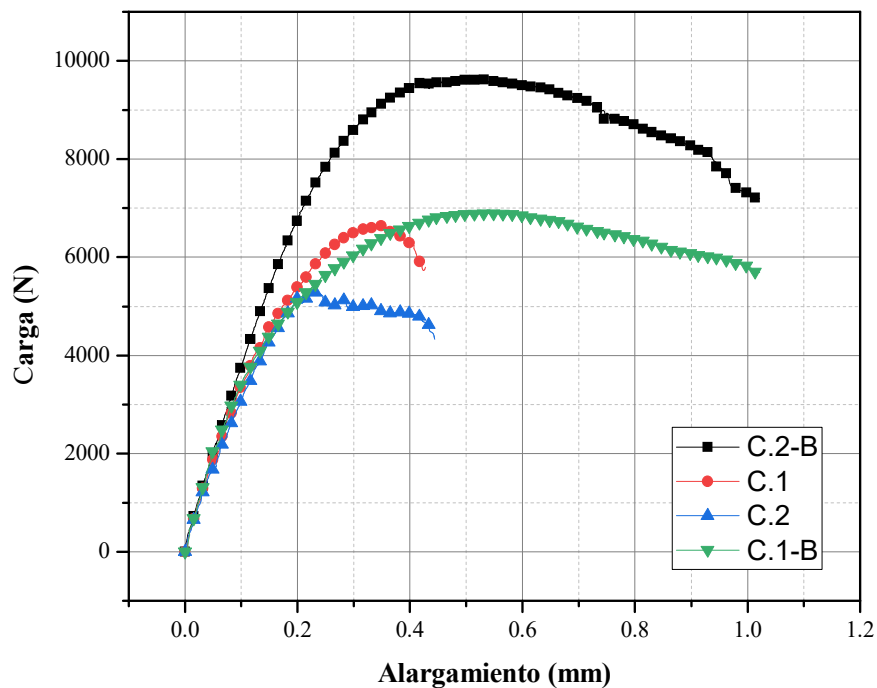


Figura 4.27 Gráfica de carga vs alargamiento de los ensayos de tensión de las uniones.

En la Figura 4.28 se muestran las imágenes obtenidas en el microscopio electrónico de barrido de las fracturas en el cordón de soldadura de las uniones soldadas con el proceso GMAW-P. En la Figura 4.28a) y Figura 4.28b) muestra la condición 1 (C1) y en círculos de color amarillo se observan microcavidades que son representativas de una fractura dúctil y de color rojo se puede observar un poro que se representa de color rojo [55]. Ese poro se debe a los gases atrapados que se quedan atrapados al momento de realizar la soldadura [56]. En la Figura 4.28c) y d) se muestra la condición 2 (C.2) donde en color amarillo se observan los microhuecos que son elementos de una fractura dúctil, que es resultado de una carga estática del ensayo de tensión, sin embargo en esta fractura se observan inclusiones de óxidos de Ti, Si y Mn que se alojan en los microhuecos de la fractura.

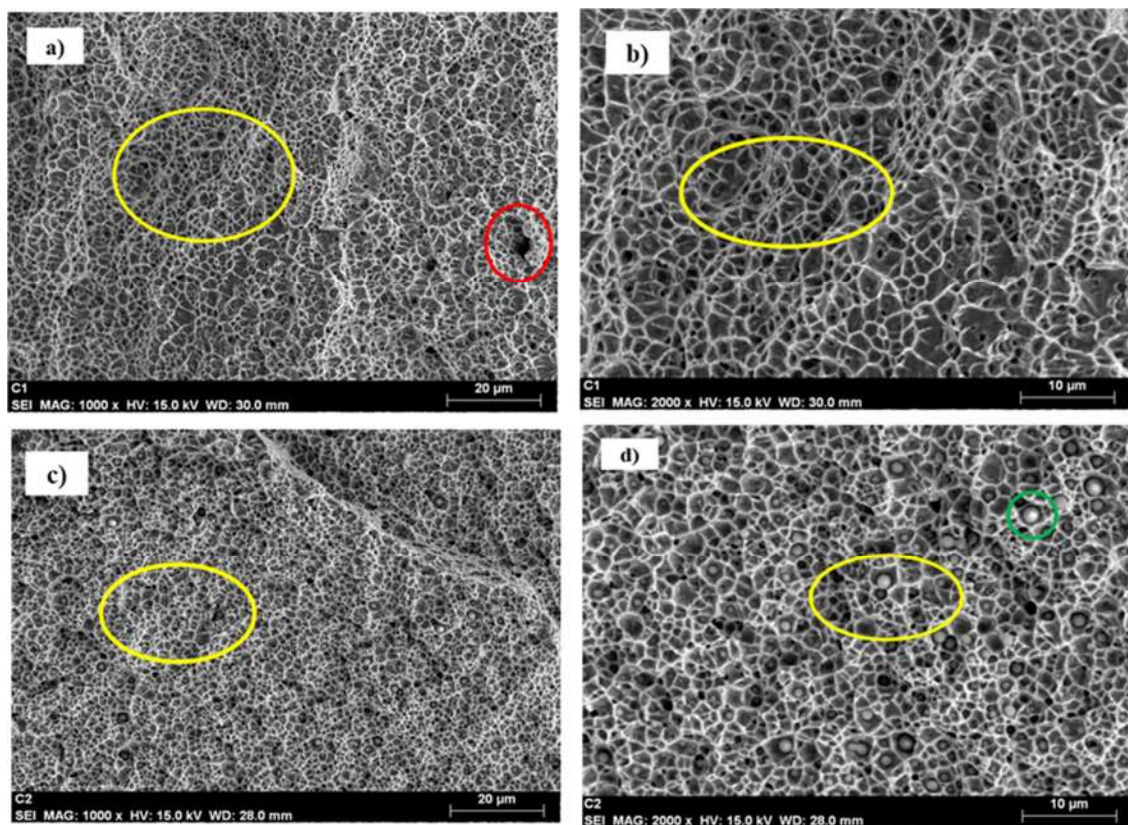


Figura 4.28 Micrografía de las fracturas de las uniones soldadas con proceso GMAW-P, observadas mediante MEB, a) C.1 a 1000x, b) C.1 a 2000x, c) C.2 a 1000x y d) C.2 a 2000x

En particular, esta última declaración ha sido apoyado por la investigación de Lee y col., en su trabajo se investigaron las transformaciones de fases en un cordón de un acero de bajo carbono y microaleado. Determinaron la velocidad de transformación de la ferrita acicular y la formación de inclusiones de óxidos de Ti, Si, Al y Mn en el cordón de soldara. La ferrita acicular en el cordón de soldadura es propensa a formar este tipo de inclusiones cuando hay elementos como el Ti, Si, Al y Mn en la pileta de soldadura a temperaturas arriba de 2000 °C. En la Figura 4.14 se muestra cómo se van formando las inclusiones en el cordón de soldadura en fusión a las velocidades de enfriamiento hasta llegar al a la solidificación. En el baño de soldadura se calienta a temperaturas tan altas como 2200 °C, y en acero líquido se disuelve oxígeno. El grado de disolución del oxígeno depende sobre las propiedades termodinámicas del metal líquido, gas, y fases de escoria [47]. A medida que el metal líquido de soldadura se enfría en el rango de temperatura 2000-1700 C (Figura 4.14. 1a), el oxígeno disuelto con los elementos del acero líquido reacciona para formar un óxido complejo inclusiones en el rango de tamaño de 0.1 a 1 μm . En el rango de temperatura de 1700-1600 °C (Figura 4.14 1b), se solidifica en ferrita- δ y se envuelven estas inclusiones de óxido en la matriz; y esta ferrita- δ se transforma a austenita. En la temperatura rango de 1600 a 800 °C (Figura 4.14 1c), se da el crecimiento de grano de la austenita. En el rango de temperatura 800-300 °C (Figura 4.14. 1d-g), la austenita se descompone en diferentes morfologías de ferrita acicular y bainita superior dependiendo la composición química del acero y el grado del metal de aporte [47].

En la Figuera 4.29 se observa una inclusión 5000x, se usaron las técnicas de electrones dispersados (EDS) y posteriormente un mapeo por elementos en el microscopio electrónico de barrido para confirmar la presencia de elementos como Ti, Mn, Si, Al y O. Los elementos mencionados anteriormente estan presente en nuestro metal base, sin embargo al utilizar el electrodo ER80S-D2 se caracteriza en tener presencia de elementos como Si y Mn que enriquece más la pileta de soldadura y el O se disocia en el acero líquido al realizar la pileta de soldadura.

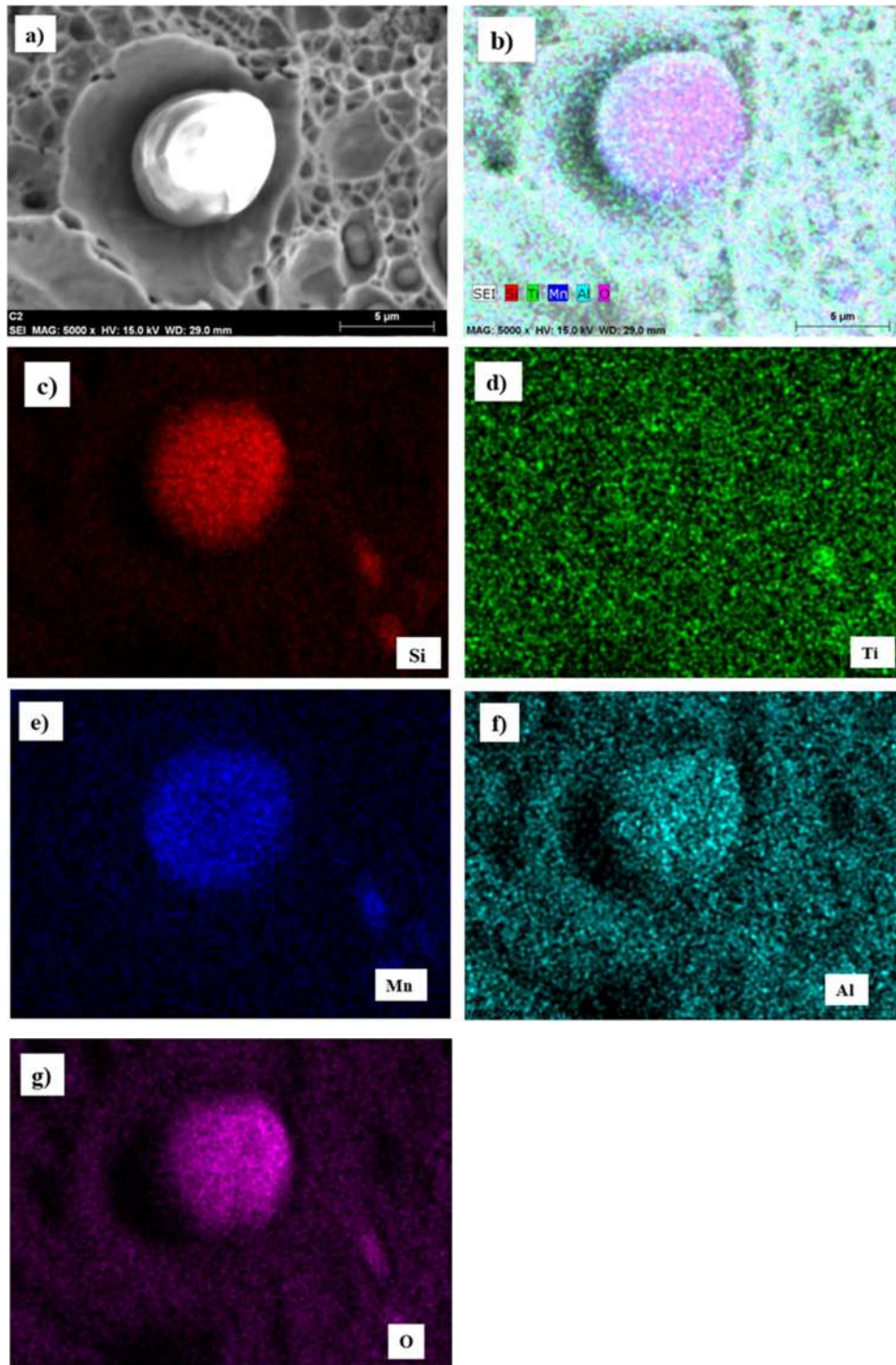


Figura 4.29 Micrografía del mapeo de los elementos presentes en la inclusión de la C2 a 5000x, tomada con MEB, a) micrografía de la inclusión, b) mapeo de todos los elementos) c) mapeo del Si, d) mapeo del Ti, e) mapeo de Mn, mapeo de Al y g) mapeo del O.

En la Figura 4.30 se muestra el análisis EDS de la condición (C2), donde se observa la presencia de elementos como Ti, Fe, Si, Mn, O y Al. Donde la presencia de Si, Mn y O se encuentra en mayor concentración.

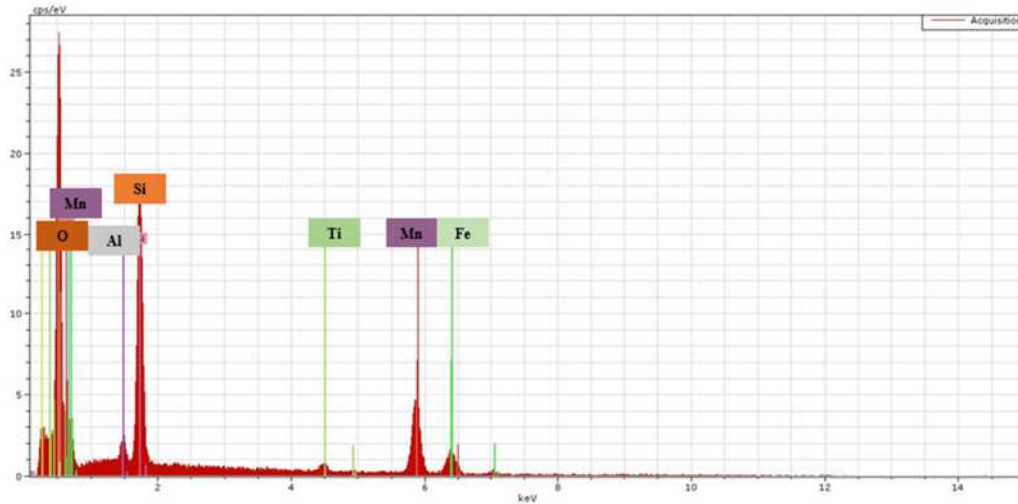


Figura 4.30 Análisis EDS de la inclusión.

Vezzù y col. [57] estudiaron la distribución de inclusiones de óxidos de Mn, Si y Ti en el cordón de soldadura de una matriz de ferrita acicular y determinaron que, aumentando el contenido de Ti, Si y Mn en la composición del cordón de soldadura conduce a incrementar la fracción volumétrica de inclusiones y al tamaño de inclusiones. Además, una composición más rica en Ti, Si y Mn parece afectar los mecanismos de desplazamiento o difusión de las inclusiones en el acero fundido durante la solidificación; menos rica las composiciones químicas dan como resultado una distribución menos homogénea inclusiones, es decir, zonas con menor concentración de las inclusiones se alternan con zonas donde las inclusiones son más dispersas. Por el contrario, mayores cantidades de Ti, Si y Mn dan como resultado inclusiones más grandes y distribuidas de manera más homogénea como lo confirma el análisis del vecino más cercano. Para la presente investigación en la condición 1 (C1) se hizo un menor aporte del electrodo y por eso en el cordón de soldadura hay una menor concentración de elementos como Si, Mn y Ti, y para la condición 2 (C2) sucede el caso contrario se hizo un mayor aporte del electrodo y en el cordón tenemos una concentración más rica de elementos de Si, Mn y Ti; por eso en la Figura 4.28b) se observa una zona más homogénea de inclusiones y de tamaño más grandes que en la C1.

La Figura 4.31 muestra las micrografías de las fracturas en el cordón de soldadura mediante el proceso de soldadura GMAW-P Brazing. En la Figura 4.31a) y b) muestran la condición 1 (C.1-B) a 1000x y 2000x. La Figura 4.29c) y d) muestran la condición 2 (C.2-B) a 1000x y 2000x, se observan en círculo color amarillo microcavidades que son representativas de una fractura dúctil. La iniciación de la grieta se da en intergranular y se va desarrollando con la carga estática del ensayo de tensión hasta llegar a la fractura [54, 55].

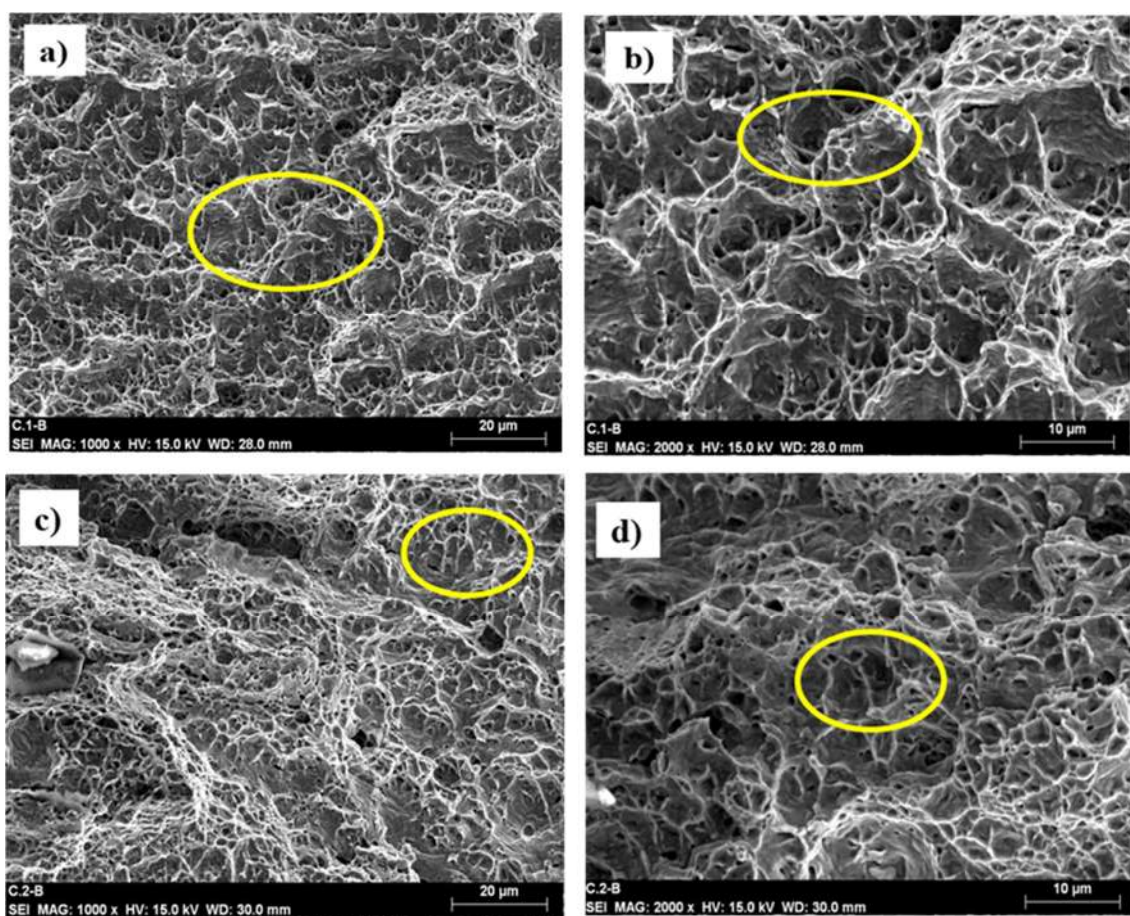


Figura 4.31 Micrografía de las fracturas de las uniones soldadas con proceso GMAW-P Brazing, observadas mediante MEB, a) C.1-B a 1000x, b) C.1-B a 2000x, c) C.2-B a 1000x y d) C.2-B a 2000x.

4.3.3 Ensayos de impacto

En la Figura 4.32 se observan las probetas después del ensayo de impacto y la zona donde el

percutor golpeo a la probeta. Las probetas ensayadas no presentaron fracturas ni agrietamiento por el percutor, solo se deformaron producto de la absorción de energía. La Figura 4.30a), b) representa la condición 1 (C1) y la condición 2 (C2) del proceso GMAW-P que se utilizó el electrodo ER80S-D2 y la Figura 4.30c) d) la condición 1 (C1-B) y condición 2 (C2-B) del proceso GMAW-P Brazing que se utilizó el electrodo ERCuAl-A2.

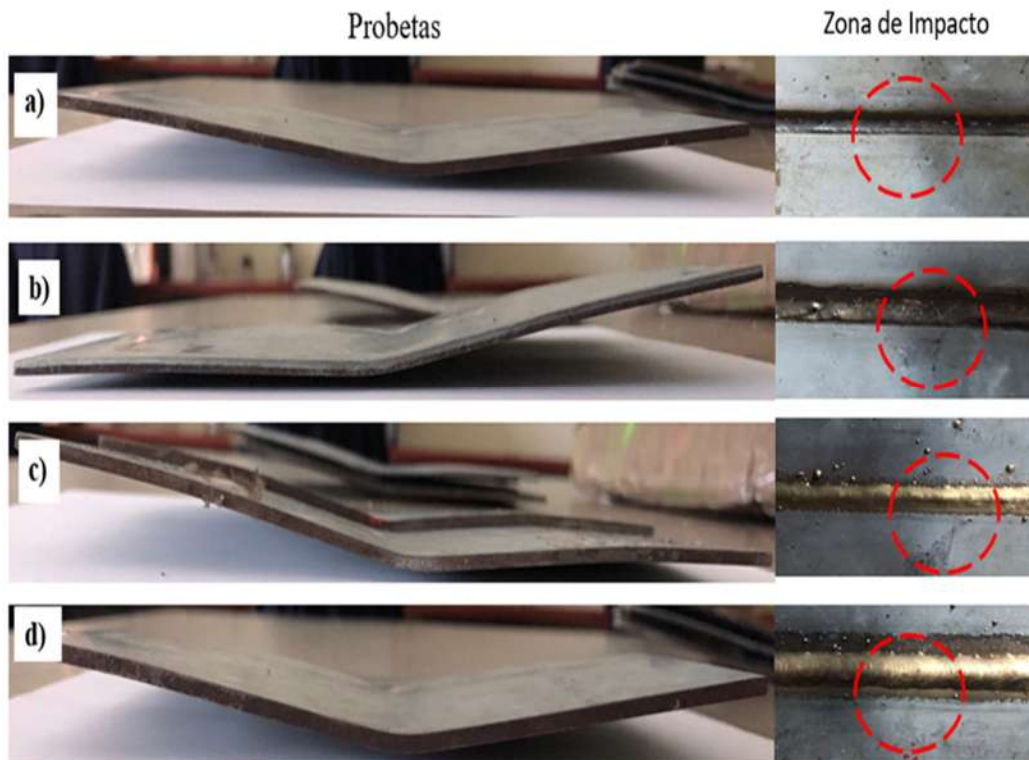


Figura 4.32 Probetas de ensayo de impacto, a) C1, b) C2, c) C1-B y d) C2-B.

En la Figura 4.33 muestra la gráfica de fuerza vs tiempo, este gráfico nos representa los rangos de fuerzas alcanzados justo en el tiempo donde el percutor hace el impacto con la probeta. Se puede observar que en la condición 1 (C1) del proceso GMAW-P es la condición que alcanza mayor fuerza y la que alcanza menor fuerza fue la condición 1 (C1-B) del proceso GMAW-P Brazing,

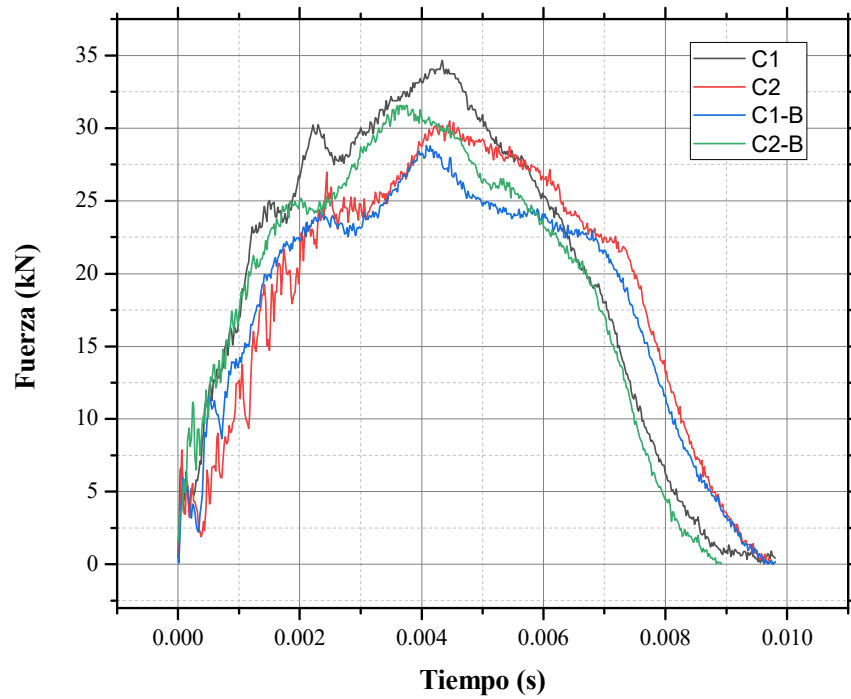


Figura 4.33 Gráfica fuerza vs tiempo de las uniones.

En la Figura 4.34 se observa la gráfica de fuerza vs desplazamiento y en la Tabla 4.7 se muestran los resultados de impacto. Donde el mayor desplazamiento se da en la condición 2 (C2-B) del proceso GMAW-P Brazing y el menor desplazamiento se da en la condición 1 (C1) del proceso GMAW-P.

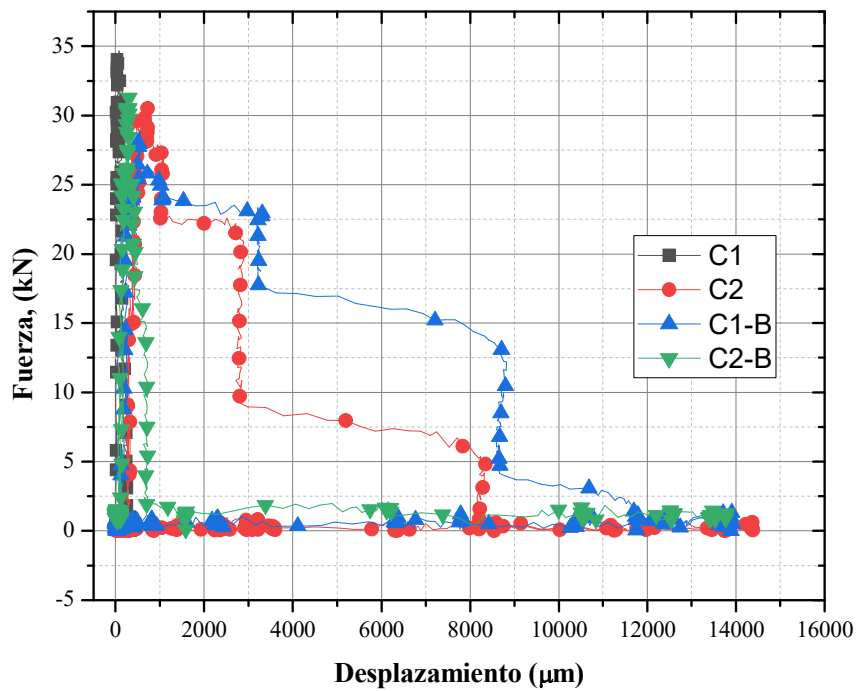


Figura 4.34 Gráfica fuerza vs desplazamiento.

Tabla 4.7 Resultados de ensayos de impacto en las uniones.

	C1	C2	C1-B	C2-B
Fuerza Max. (kN)	34.66512	30.50	28.81	31.57002
Tiempo (s)	0.00972	0.00972	0.00962	0.00892
Desplazamiento (µm)	61.731	91.87	99.5269	61.2473

Svennson y col. [58] fueron de los primeros autores que afirmaron cómo la formación de ferrita acicular en más de la mitad del cordón de soldadura parece ser la clave para mejorar la resistencia al impacto, debido al tamaño de grano que tiene estas fases. Sin embargo, en la presente investigación se observa que en la condición 2 (C2) al usar el electrodo de ER80S-D2 en el acero de fases complejas 780, se genera la fase de ferrita acicular en el cordón de soldadura que se caracteriza por tener buenas propiedades mecánicas como es la tenacidad, pero al utilizar el proceso de soldadura GMAW-P con alto aporte térmico se genera una zona afectada térmica

mayor, inclusiones, crecimiento de grano mayor y otros defectos como es la porosidad y grietas que disminuye las propiedades mecánicas de dichas uniones. En la condición 1 (C1) del proceso GMAW-P con bajo aporte, se generan menos defectos y por eso aumenta su tenacidad. El área bajo el pico de las gráficas de fuerza vs tiempo en un ensayo de impactos nos representa la capacidad de energía que absorbe el material ensayado [59].

Otro factor que afecta en el ensayo de impacto vertical es el tamaño de grano y las dimensiones del cordón de soldara. En las uniones un tamaño de grano refinado en la ZAT mejora las propiedades mecánicas de los materiales como es la tenacidad. En la soldadura el tamaño de grano se relaciona con el aporte térmico, que para bajo aporte térmico el tamaño de grano es menor y para alto aporte térmico el tamaño de grano será mayor en la ZAT [29, 60].

Para la unión soldada bajo la condición 1 (C1-B) del proceso GMAW-B se caracterizó un tamaño de grano pequeño, una ZAT menor y una dimensión del cordón menor en comparación a la condición 2, sin embargo, la condición 2 (C2-B) presentó un tamaño de grano mayor, una ZAT mayor y una dimensión del cordón mayor. La dimensión del cordón de soldadura favorece la tenacidad en las uniones soldadas del acero CP 780 con el metal de aporte ER-CuAl-A2.

CAPÍTULO 5 CONCLUSIONES

De acuerdo con los resultados obtenidos del estudio del proceso de soldadura GMAW pulsado empleando un electrodo ER80S-D2 y ER CuAl-A2 durante la experimentación del presente trabajo se ha llegado a las siguientes conclusiones:

1. Se presenta mayor la evaporación de Zn en la superficie utilizando un proceso de soldadura como es el GMAW-P en comparación con el proceso GMAW-P Brazing, que genera una menor evaporación.
2. Las fases encontradas en la zona de fusión fueron de ferrita acicular y en la zona afectada térmicamente fue una combinación de martensita tipo listón y bainita superior para las uniones soldadas con el electrodo ER80S-D2. En el cordón de soldadura se encontraron defectos como grietas y poros provocados por el recubrimiento de Zn; que generan una disminución en las propiedades mecánicas.
3. En las uniones soldadas con el electrodo ERCuAl-A2 se dio una fusión parcial del metal base y en la zona de fusión se dio el crecimiento dendrítico rico en Cu, en la zona afectada térmicamente se encontró una combinación de fases de martensita, bainita y ferrita. Entre la zona de fusión y zona afectada térmicamente se encontró una interfase de un compuesto intermetálico de Cu, Al y Fe que mejora las propiedades mecánicas de la unión.
4. La mejor resistencia a la tracción se dio en la condición 2 del proceso con GMAW-P Brazing en comparación con las del proceso GMAW-P.
5. La zona de la fractura de las probetas de tracción fue en la zona de fusión donde todas las probetas presentan una fractura dúctil. En la condición 2 (C2) del proceso de soldadura GMAW-P presenta inclusiones de óxidos de Mn, Si y Ti generadas por las temperaturas de dicho proceso.
6. La condición 1 (C1) del proceso GMAW-P y condición 2 (C2-B) del proceso GMAW-P Brazing fueron la mejor condición que presento mejores propiedades al ensayo de impacto.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Gould J.E, S.P. Khurana, T. Li; *Predictions of microstructures when welding automotive advanced high-strength steels*. **Welding Journal**. 43(8) 111-117, 2006.
- [2] Jody Shaw, Bernhard Engl. *Ultra-Light Steel Auto Body - Advanced Vehicle Concepts (ULSAB – AVC)*. En **Materials**. Carlos Espina. Ed. SAE International. 31-54, 2002.
- [3] López Cortéz and f. a. Reyes Valdés. *Understanding Resistance Spot Welding of Advanced High-Strength Steels*. **Welding journal**. 354, 36-40, 2008.
- [4] Víctor Hugo López Cortez. *Soldabilidad de aceros avanzados de alta resistencia AHSS tipo martensíticos mediante soldadura de puntos por resistencia RSW en componentes automotrices*. **M.C Tesis**. Corporación mexicana de investigación en materiales división de estudios de post- grado. México. 2009.
- [5] Peter J. Mooney, Managing. *Advanced High-Strength Steels*. En **Mechanical Metallurgy**. Stuart Keeler. Ed. Word auto Steel. 322-351, 2017.
- [6] Fonstin N. *Advanced High Strength Sheet Steel*. **International publishing switzerland**.221, 243-251, 2015.
- [7] A.R. Marder, “The metallurgy of zinc – coated steel”, **Progress in Materials Science**. 45, 193 –201.2000.
- [8] R.L Obrien. *Manual de soldadura*. *American Welding Society*. En **Welding**. M. J. Lucas. Ed Prentice Hall. 111-421, 1996.
- [9] Anonimo. “*Manual de instrucciones*”. [En línea]
Disponible en:
< <https://www.esab.com.mx/mx/sp/index.cfm>> [Consultada en 3 de noviembre 2020].
- [10] N. Eustathopoulos F. Hodaj. En *The wetting process in brazing*. **Welding and Other Joining Technologies**. O. Kozlova. Ed Woodhead Publishing. 3-30, 2013.
- [11] Klas Weman and Gunnar Linder. *MIG-Welding Guide*. En **Mig Welding**. Ed Woodhead Publishing Limited. 25-54, 2006.
- [12] Jose Luddey Marulanda. *Procesos de soldadura por transferencia de metal en frío*. **Scientita**

- et Technica**. 38, 427-432, 2008.
- [13] S. Selvi, A. Vishvakshnan, E. Rajesekar. *Cold metal transfer (CMT) technology*. **Defence Technology**. 14, 28-44, 2018.
- [14] Granja M. Hidalgo V. *Proceso de soldadura GMAW para aceros ordinarios al carbón, aceros inoxidable y aluminio*. **Revista Politécnica**. 32, 43–50. 2013.
- [15] Frutos M. A. *Diseño e implementación de una máquina de impacto vertical*. **Tesis Maestría**. Centro de Investigación e Innovación Tecnológica. Instituto Politécnico Nacional. México 2016.
- [16] American Society for Testing and Materials, E208-06. *Standard Test Methods for Conducting Drop-Weight Test to Determine Nil-Ductility Transition Temperature of Ferritic Steels, United States*, 2012.
- [17] E. De Bruycker, B.C. De Cooman, M. De Meye. *Galvanizability of Complex Phase High Strength Steel*. **Materials Technology – Coating**. 75(2), 147-152, 2012.
- [18] Min Kuo. Dave Anderson. R. Carlson. *Gas Metal Arc Welding of Advanced High-Strength Steel*. En **Great Desings in Steel**. Richard Carlson, Mike Palko. ArcelorMittal. 221-238, 2016.
- [19] Mahadev Shome and Muralidhar Tumuluru. *Metal inert gas (MIG) brazing and friction stir spot welding of advanced high-strength steels (AHSS)*. **Research & Development**. 27,137-146, 2015.
- [20] Miklós Berczeli¹ and Zoltán Weltsch¹. *Experimental Studies of Different Strength Steels MIG Brazed Joints*. **Periodica Polytechnica Transportation Engineering**. 41(1), 13-18, 2019
- [21] Jaivindra Singha Kanwer Singh Arorab, Nikhil Shajanb. *Role of bead shape and dispersed intermetallic phases in determining the strength of CMT brazed DP780 lap joints*. **Journal of Manufacturing Processes**. 44(3), 207–215, 2019.
- [22] Í. Acara, V. Siksika, F. Varola. *Investigation of Mechanical Properties of Butt Joints of DP800 Thin Zinc-Coated Steel Plates, CMT-Brazed Using Different Current Intensities*. **Ed. Special issue of the 3rd International Conference**. S. Aslanlarb. Department of

Metallurgical and Materials Engineering. 850-854, 2017.

- [23] Faruk Varol, Erman Ferik, Ugur Ozsarac and Salim Aslanlar. *Influence of current intensity and heat input in Metal Inert Gas-brazed joints of TRIP 800 thin zinc coated steel plates. **Materials and Design.** 52, 1099–1105, 2013.*
- [24] American Society for Testing and Materials, E407-07, *Standard Practice for Microetching Metals and Alloys*, 2015.
- [25] American Society for Testing and Materials, E384-17, *Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials*, 2017
- [26] American Society for Testing and Materials, E8, *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*, 2017.
- [27] American welding society, D9.1M, *Sheet Metal Welding Code*, 2000.
- [28] American welding society, D8.8, *Specification for Automotive Weld Quality- Arc Welding of Steel*, 2007
- [29] American welding society, A.28:2020, *Specification for Low-Alloy Steel Electrodes and Rods for Gas Shielded Arc Welding*, 2020.
- [30] American welding society, A5.7/A5.7M:2007, *Specification for copper and copper - alloy bare welding rods and electrodes*, 2017.
- [31] American welding society, D8.9:1997, *Recommended Practices for Test Methods for Evaluating the Resistance Spot Welding Behavior of Automotive Sheet Steel Materials*, 1997.
- [32] Hilditch TB, De Souza T, Hodgson PD. *Properties and automotive applications of advanced high-strength steels (AHSS). **Welding and joining of advanced high strength steels (AHSS)***. In: Shome M, Tumuluru M.Ed. Woodhead Publishing Series in Welding and Other Joining Technologies. 9-28.2015.
- [33] K. C. P. S.G. Hong. *Evolution on precipitates in the Nb-Ti-V microalloyed HSLA steels during. **Technical Research Laboratories.** 1(48), 1201-1206, 2002.*
- [34] Poliak, E., Pottore, N. S, Skolly, R. M., Umlauf, W. P., & Brannbacka, J. C. *Thermomechanical processing of advanced high strength steels in production hot strip*

rolling. la metallurgia italiana, 2(1),1–8,2009.

- [35] Johannes Rehl , Klemens Mraczek, Andreas Pichler, Ewald Werner. *Mechanical properties and fracture behavior of hydrogen charged AHSS/UHSS grades at high- and low strain rate tests. Materials Science & Engineering*. 590(2), 360-357. 2014.
- [36] American Society for Testing and Materials, E-112. *Standard Test Methods for Determining Average Grain Size* ,2013.
- [37] American Society for Testing and Materials, E562-02. *Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count*. 2013.
- [38] Xiaoxiao Lia , Ali Ramazanib , Ulrich Prahla,c , Wolfgang Blecka.*Quantification of complex-phase steel microstructure by using combined EBSD and EPMA measurements*. En: **Materials Characterization**.124(2),179-178,2018.
- [39] A. kawalek, J. Rapalska-nowakowska, H. Dyja, B. Koczurkiewicz. *Physical and numerical modelling of heat treatment the precipitation-hardening complex-phase steel (cp)*. **Metalurgija**. 52 (1), 23-26.2013
- [40] Zheng Wang, Juanping Xu, Yu Ya.*The Influence of Microstructure on the Mechanical Properties and Fracture Behavior of Medium Mn Steels at Different Strain Rates*. **Materials**. 12, 1-18, 2019
- [41] Carlos Cardenas.*Effects of GMAW conditions on the tensile properties of hot rolled Complex Phase 780 steel*. En **Great desings in Steel**. Luis Hernandez ,Jaime Taha-Tijerina. Metalsa Quality as a way of life. 35-47, 2015.
- [42] Shinyeong Lee, Jin-Hwan Kim, Frédéric Barlat. *Multi-coefficient optimization of homogeneous anisotropic hardening model for AHSS*. **Materials science and engineering**. 6(51), 1-9, 2019.
- [43] Sumesh, A., Rameshkumar, K., Raja, A., Mohandas, K., Santhakumari, A. y Shyambabu, R. *Establishing Correlation Between Current and Voltage Signatures of the Arc and Weld Defects in GMAW Process*. **Mechanical engineering**.42(11), 31-44. 2017.
- [44] N. Kapustka, C. Conrardy, S. Babu, C. Albright. *Effect of GMAW Process and Material*

*Conditions on DP 780 and TRIP 780 Welds. The welding journal.*135, 135-142, 2008

- [45] Roncery L M, Weber S, Theisen W. *Welding of twinning-induced plasticity steels. Scripta Materialia.* 66(12), 997-1001, 2012.
- [46] Mujica L, Weber S, Pinto H, Thomy C, Vollertsen F. *Microstructure and mechanical properties of laser-welded joints of TWIP and TRIP steels. Materials Science and Engineering A.* 527: 2071–2078, 2010.
- [47] Sudarsanam Suresh Babu. *The mechanism of acicular ferrite in weld deposits. Current Opinion in Solid State and Materials Science.* 8, 267-278, 2004.
- [48] Sindo Kou. *Solidification and Liquation Cracking Issues in Welding. Welding.* 2(1), 37-42, 2003.
- [49] Saha D C, Chang I, Park Y D. *Heat-affected zone liquation crack on resistance spot welded AHSS steels. Materials Characterization.* 93, 40-51, 2014.
- [50] Jiyoung Yu, Dooyoung Kim. *Effects of welding current and torch position parameters on minimizing the weld porosity of zinc-coated Steel. Int J Adv Manuf Technol.* 23(2), 1-17, 2017.
- [51] Ahsan MRU, Kim YR, Ashiri R, Cho YJ, Eong CJ, Park YD. *Cold metal transfer (CMT) GMAW of zinc-coated steel. Sci Technol Weld Joi.* 95(4),120–132,2016.
- [52] Ahsan MRU, Kim YR, Kim CH, Kim JW, Ashiri R, Park YD. *Porosity formation mechanisms in cold metal transfer (CMT) gas metal arc welding (GMAW) of zinc coated steels. Sci Technol Weld Joi.* 21(3),209–215 4, 2016.
- [53] Seok-Hyun Honga , Jee-Hyun Kangb , Doyub Kima , Sung-Joon Kim. *Si effect on Zn-assisted liquid metal embrittlement in Zn-coated TWIP steels: Importance of Fe-Zn alloying reaction. Surface & Coatings Technology.* 393, 1-10, 2020
- [54] Jaivindra Singh, Kanwer Singh Arora, Dinesh Kumar Shukla. *Dissimilar MIG-CMT weld-brazing of aluminium to steel. Journal of Alloys and Compounds.* 783, 753-764, 2019.
- [55] César Marconi, Carlos Consigli, María José Castillo, Hernán Svoboda. *Efecto de los Parámetros de Proceso sobre las Propiedades Mecánicas de Uniones GMAW-Brazing de*

Acero DP 1000. En: **Soldagem & Inspeção**.25(34), 1-17, 2020.

- [56] D.L. Bagnoli, Kingshuk Banerji, Rafael Menezes Nunes “*Fractography handbook*”, En **Woohhead Publishing Ltd**, Ed. Cambridge England,37-450, 1987.
- [57] Simone Vezzù, Michele Scappin¹, Daniele Boaretto, Giulio Timelli. *On the Effect of Slight Variations of Si, Mn, and Ti on Inclusions Properties, Microstructure, and Mechanical Properties of YS460 C-Mn Steel Welds*. **Metallography, Microstructure, and Analysis**.2, 1-12, 2019.
- [58] L.E. Svensson, B. Gretoft. *Microstructure and impact toughness of C-Mn weld metals*. **Weld. J.** 69(12), 454–461, 1990.
- [59] N. Jones. *Impact loading of ductile rectangular plates*. **Thin-Walled Structures**. 50, 68-75, 2012.
- [60] Xu W.W. Wang Q.F. Pan T. SU H. Yang. *Effect of Welding Heat Input on Simulated HAZ Microstructure and Toughness of a V-N Microalloyed Steel*. **Journal of Iron and Steel Research, International**. (14) 5,234-239, 2007.

