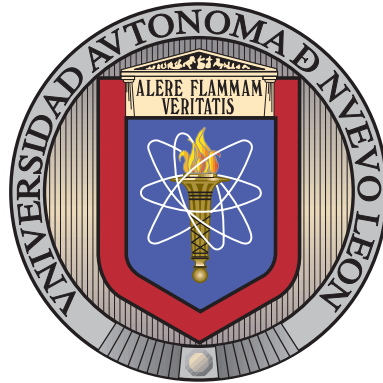


UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



ESTUDIO DE LA SOLDABILIDAD Y CINÉTICA DE
CORROSIÓN DE ACEROS AVANZADOS DE ALTA
RESISTENCIA SOLDADOS POR EL PROCESO
GMAW

POR

SIMÓN LIMÓN MALDONADO

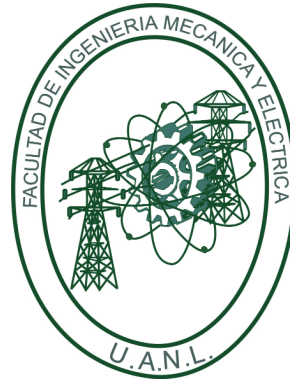
COMO REQUISITO PARCIAL PARA OBTENER EL GRADO DE
MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA
CON ORIENTACIÓN EN MATERIALES

JULIO DE 2021

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



ESTUDIO DE LA SOLDABILIDAD Y CINÉTICA DE
CORROSIÓN DE ACEROS AVANZADOS DE ALTA
RESISTENCIA SOLDADOS POR EL PROCESO
GMAW

POR

SIMÓN LIMÓN MALDONADO

COMO REQUISITO PARCIAL PARA OBTENER EL GRADO DE
MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA
CON ORIENTACIÓN EN MATERIALES

JULIO DE 2021

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica
Posgrado

Los miembros del Comité de Evaluación de Tesis recomendamos que la Tesis "Estudio de la soldabilidad y cinética de corrosión de aceros avanzados de alta resistencia soldados por el proceso GMAW", realizada por el estudiante Simón Limón Maldonado, con número de matrícula 970642, sea aceptada para su defensa como requisito parcial para obtener el grado de Maestría en Ciencias de la Ingeniería con orientación en Materiales.

El Comité de Evaluación de Tesis

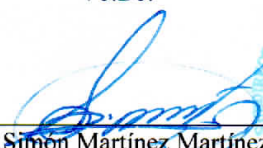
Dra. Dora Irma Martínez Delgado
Director

Dr. Albero Javier Pérez Unzueta
Revisor

Dra. Martha Patricia Guerrero Mata
Revisor

MC Carlos Alberto Cárdenas Elizondo
Revisor

Vo.Bo.


Dr. Simón Martínez Martínez
Subdirector de Estudios de Posgrado



Institución 190001

Programa 614544

Acta Núm. 3995

Ciudad Universitaria, a 31 de enero de 2022.

A mi esposa e hija, que son mi motor, mi inspiración, mi motivación.

AGRADECIMIENTOS

Agradecimientos

A mi esposa e hija que compartieron su tiempo conmigo en este proyecto, por su comprensión y apoyo, por estar ahí para mí y ser mi fuente de inspiración y motivación.

A mi asesora de tesis, la doctora Dora Irma Martínez Delgado por aceptarme como tesista y permitirme desarrollar este proyecto bajo su tutela, por la excelencia en calidad humana que siempre mostro, por estar siempre al pendiente y dispuesta a brindarme su apoyo, por todos los consejos y enseñanzas.

A Metalsa por brindarme la confianza y la oportunidad de desarrollar este proyecto, el material y los servicios de laboratorio. A Carlos Alberto Cárdenas Elizondo por identificar el área de oportunidad y marcar la dirección hacia dónde dirigirnos, por gestionar lo necesario para la realización de este proyecto, por todo el apoyo y la disponibilidad. Al equipo del laboratorio de Metalsa, a José Noe Sepúlveda Hernández por el apoyo y el conocimiento aportado.

A Plásticos y Alambres S.A. de C.V., a Ricardo Cantú por extenderme la mano y abrirme las puertas de su empresa, por darme la oportunidad de conocer este sector de la industria tan interesante, por el material, los equipos y servicios que pusieron a mi disposición, a Víctor Manuel Ventura Sobrevilla por estar siempre al pendiente, por todo el conocimiento y los consejos que me dio, por ponerme en el camino y guiarme, por poner en marcha y hacer realidad este proyecto. Al departamento de

laboratorio de pruebas de soldadura, Himelito Huerta, Gerasio, por todo lo que me enseñaron en la práctica de soldadura, por su apoyo, excelencia y calidad, a Hermilio por toda la ayuda que me brindaron.

A Estudios y Análisis de Materiales S.A. de C.V., Al ingeniero Noé Campos Riojas por todo el apoyo y conocimiento que compartió conmigo, por permitirme hacer uso de las instalaciones, equipos y servicios, a Gilberto Cruz Guerrero por su apoyo y todo el conocimiento que me compartió, a Eduardo Ochoa, Jorge Guerra y a todo el equipo que hizo posible esta tarea.

A mi comité de tesis por el tiempo que dedicaron a la revisión de este proyecto.

Al doctor Marco Antonio L. Hernández por permitirme el uso de la cortadora.

A la Facultad de Ciencias Físico Matemático, a la doctora Nora Elizondo Villarreal, a Eleazar por su ayuda con el difractor de rayos X.

A la Universidad Autónoma de Nuevo León y a la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica por aceptarme en el programa. Y el apoyo otorgado.

Al programa de posgrado en materiales, a todos los maestros que compartieron su conocimiento y dejaron su gran aporte en mi formación académica.

A mis compañeros del posgrado, por compartir conmigo esta aventura y que llegaron para convertirse en amistades de vida, al “equipo chido de materiales”.

Al CONACYT por la beca para mi periodo en el posgrado.

RESUMEN

Simón Limón Maldonado.

Candidato para obtener el grado de Maestría en Ciencias de la Ingeniería con orientación en Materiales.

Universidad Autónoma de Nuevo León.

Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica.

Título del estudio: ESTUDIO DE LA SOLDABILIDAD Y CINÉTICA DE CORROSIÓN DE ACEROS AVANZADOS DE ALTA RESISTENCIA SOLDADOS POR EL PROCESO GMAW.

Número de páginas: 120.

SÍNTESIS. Se realizó un estudio por parte de la Universidad Autónoma de Nuevo León, a través del Programa Doctoral en Ingeniería de Materiales en conjunto con la empresa Metalsa y la empresa Plásticos y Alambres S.A. de C.V., con la finalidad de saber si puede emplearse un alambre de soldadura de 483 MPa (70 ksi) para uniones de aceros martensíticos de 1.2 GPa de resistencia máxima en tensión, en soldadura de filete a traslape por GMAW (Gas Metal Arc Welding, por sus siglas en inglés) y cumplir con las especificaciones de normas propias de la industria.

La presente tesis se enfoca al estudio de la soldabilidad y cinética de corrosión de una unión de láminas delgadas de acero martensítico de 1.2 GPa de resistencia máxima en tensión, en soldadura de filete en traslape utilizando un alambre conforme con la denominación AWS ER70s-6 (American Welding Society, por sus siglas en inglés).

Este estudio reproduce los parámetros normales de producción en planta a nivel laboratorio. La finalidad de este estudio es determinar si es conveniente utilizar un alambre de soldadura con esfuerzo ultimo a tensión inferior al del material base.

El alambre Soldamatic MW-160 es fabricado por la empresa PYASA (Plásticos y Alambres S.A. de C.V.), que cumple con especificaciones de AWS ER70s-6 (American Welding Society, por sus siglas en inglés), resultó atractivo para el estudio de soldabilidad y cinética de corrosión ya que por sus propiedades mecánicas, en específico, la resistencia última a tensión de 483 MPa (70 ksi), demuestra el contraste con las propiedades mecánicas del acero martensítico necesario para probar el estudio, y da pie a la factibilidad de su uso en producción, tal como lo reportan estudios hechos por las empresas involucradas.

Las dimensiones de las placas son 510 mm X 120 mm X 2.5 mm, el calibre del alambre de soldadura es 1.143 mm.

Se siguió la metodología descrita en la norma SEP 1220-5 (SEP: Stahl Eisen Prüfblätter, por sus siglas en alemán) para determinar los parámetros necesarios para el estudio, tratando de ajustarlos a los parámetros normales de producción para hacer el estudio lo más cercano a condiciones de producción en planta.

Se caracterizaron las uniones mediante pruebas de esfuerzo a tensión, perfiles de microdureza, microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido, difracción de rayos X, pruebas de polarización potencio dinámica y espectroscopía de impedancia electroquímica.

Firma del asesor: _____
Dra. Dora Irma Martínez Delgado

ÍNDICE GENERAL

Agradecimientos	VI
Resumen	VIII
1. Introducción	1
1.1. Estado del arte	3
1.1.1. Condición de desigualdad en el material de aporte para el proceso GMAW	5
1.2. Objetivos	6
1.2.1. Objetivo general	6
1.2.2. Objetivos específicos	6
1.3. Hipótesis	7
2. Marco teórico	8
2.1. Aceros en la industria automotriz	8
2.2. Clasificación de los aceros avanzados de alta resistencia	9
2.2.1. Aceros doble fase	11

2.2.2. Aceros con Plasticidad inducida por Transformación (TRIP Steels)	12
2.2.3. Aceros Ferríticos/bainíticos (FB)	12
2.2.4. Aceros con Plasticidad Inducida por Maclaje (TWIP)	13
2.2.5. Aceros de fase compleja (Complex Phase CP)	13
2.2.6. Aceros martensíticos	14
2.3. Soldadura	16
2.3.1. Soldadura por arco metálico bajo protección de gas (GMAW)	18
2.3.2. Transformaciones de fase debido al proceso de soldadura . . .	20
2.3.3. Alambre de relleno de soldadura	23
2.4. Corrosión en la industria automotriz	24
2.4.1. Clasificación de los tipos de corrosión	25
2.4.2. Tipos de corrosión mas comunes en uniones de soldadura por fusión	26
2.5. Metodos electroquímicos	30
2.5.1. Espectroscopia de impedancia electroquímica	30
2.5.2. Polarización potencio-dinámica	36
3. Procedimiento experimental	42
3.1. Materiales	42
3.1.1. Material base	42
3.1.2. Alambre de soldadura	43

3.2. Preparación de las muestras	44
3.2.1. Definición de los límites de calidad	44
3.2.2. Determinación de los parámetros de soldadura para los límites de calidad.	45
3.3. Pruebas de impedancia y polarización potencio-dinámica	50
3.3.1. Preparación de las muestras para el análisis de la tasa de co- rrosión	50
3.3.2. Preparación de la celda electroquímica	53
3.4. Prueba de tensión a esfuerzo cortante	55
3.5. Prueba de microdureza	58
3.6. Difracción de rayos X	60
3.7. Preparación de muestras para caracterización microestructural	60
4. Análisis de resultados	63
4.1. Tensión a esfuerzo cortante	66
4.2. Microdureza	69
4.3. Tasa de enfriamiento y microestructura	70
4.4. Microestructura	73
4.5. Difracción de rayos X	75
4.6. Cinética de corrosión	77
4.6.1. Polarización potenciodinámica	77
4.6.2. Espectroscopía de impedancia electroquímica	80

5. Conclusiones y Recomendaciones	84
5.1. Conclusiones	84
5.2. Recomendaciones	86
A. Resultados de las técnicas electroquímicas	88
B. Resultados de pruebas de tensión	98

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

Las normativas marcan la tendencia hacia donde se orienta la industria. En la actualidad la preocupación por el medio ambiente ha provocado que gobiernos y organismos internacionales como la Organización de las Naciones Unidas emitan regulaciones, y establezcan normas específicas, ejerciendo presión sobre las partes involucradas en la industria automotriz para reducir las emisiones de CO_2 al ambiente [1]. Esto tiene un impacto directo en la tendencia a mejorar la eficiencia en el consumo del combustible, en consecuencia, se ha hecho un esfuerzo en reducir el peso en los componentes de los automóviles.

Además de las normativas para reducción de emisiones de CO_2 al ambiente, como la NOM-163-SEMARNAT-ENER-SCFI-2013, vigente en México, las normativas de seguridad rigen a cada sector de la industria [2].

Cada gobierno aprueba sus propias normas, algunas son adoptadas de comisiones internacionales, en particular la industria automotriz tiene sus propias regulaciones emitidas por comités formados por manufactureras, proveedores, e intermediarios con la finalidad de estandarizar el intercambio de información entre ellos.

Con la implementación de aceros avanzados de alta resistencia se ha logrado la reducción de peso en componentes estructurales. El comité formado por las principales empresas manufactureras de la industria automotriz y proveedores de la misma,

publicó la guía de documentación y pruebas para la soldadura de lámina delgada de acero SEP-1220 (SEP: Stahl Eisen Prüfblätter, por sus siglas en alemán). En esta norma se especifican las condiciones y procedimientos necesarios para determinar la soldabilidad de laminas de acero delgadas, en la parte 1, sección 2, acuerdos generales, se especifica que para materiales de aporte es necesario utilizar un espécimen que sea aprobado por las partes involucradas.

Esto implica que cada manufacturera tenga sus propios criterios, por ejemplo FORD en su estándar Especificación de Soldadura -WSBCPA-1B310-ABGMAW - Gas Metal Arc Welding hace una distinción en cuanto al alambre de soldadura que se debe utilizar, para aceros que tienen un esfuerzo máximo a tensión de hasta 750 MPa especifica que se debe utilizar un alambre de grado AWS ER70s-6 y por encima de 750 MPa se necesitan hacer pruebas e investigación.

Por convención se utiliza un material de aporte que por lo menos tenga la misma resistencia que el material base, pero debido al gran avance que se ha dado en la manufactura de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS por sus siglas en inglés), se debe tener en consideración al elegir el alambre adecuado que las propiedades del material de aporte no se pueden igualar a las del material base por los mismos procesos de fabricación a los que fue sometido. Por lo tanto, el material de aporte se fabrica con alto contenido de elementos aleantes para compensar esto, lo que crea un alto nivel de heterogeneidad en la unión, cambiando el nivel de desempeño [3]. Los AHSS experimentan cambios en las propiedades en la zona afectada por el calor tras el proceso de soldado, esto debido a los cambios provocados en la microestructura, lo cual repercute en el desempeño final del material.

Otra consecuencia directa de la disminución del espesor en las laminas de acero para la reducción de peso en las partes estructurales es la influencia que tiene la corrosión en la susceptibilidad del material a fallas provocadas por las cargas presentes en el funcionamiento de los automóviles, utilizar material con espesores cada vez más delgados implica que la carga total se efectúe en un área menor, lo que podría

conducir a una falla si el material ya ha sido afectado por efecto de la corrosión.

Este estudio propone evaluar la soldabilidad y la cinética de corrosión de uniones soldadas por GMAW (Gas Metal Arc Welding, por sus siglas en ingles), entre un acero martensítico con una resistencia última a la tensión de 1.2 GPa y un alambre de soldadura con denominación Soldamatic MW160 acorde con AWS ER70s-6 (American Welding Society, por sus siglas en ingles), esto para determinar si es adecuado para el uso en combinación con este tipo de acero.

1.1 ESTADO DEL ARTE

El proceso de soldadura implica la exposición a cambios de temperatura en la zona de unión, produciendo un tratamiento térmico en el material base y la fundición del material de aporte, este tratamiento térmico provoca una modificación en la estructura cristalina del material y por consiguiente en sus propiedades mecánicas. El proceso de soldadura por arco metálico y protección de gas (GMAW, por sus siglas en ingles) es uno de los procesos mas utilizados en la industria debido a que ofrece ventajas como bajo nivel de salpicaduras, alta velocidad de soldadura y perfiles de penetración ajustables [4][5].

Diversos estudios [6][7][8][9] se han realizado para investigar la influencia del calor de entrada sobre el grado de refinamiento de la microestructura que da lugar a la modificación de las propiedades mecánicas. Cuando se incrementa el calor de entrada puede influir en el crecimiento de grano en la zona afectada por el calor disminuyendo así la dureza del material en esa zona [10] y la tenacidad [11].

A baja velocidad de soldadura, hay una mayor entrada de calor y se incrementa la energía del límite de grano y por consiguiente el crecimiento del grano [8]. Además de esto, un incremento en el calor de entrada promueve la transformación de martensita a bainita [12] y la formación de martensita en listones [13]. Un bajo nivel de calor de entrada promueve la formación de martensita con alto contenido de carbono y esto lleva a la fragilización del material [14].

El porcentaje de contenido de elementos desoxidantes en el material de aporte, como el silicio y el manganeso influyen en la cantidad de oxígeno presente en la soldadura (óxidos de silicio y manganeso). Los elementos activos presentes en la superficie (oxígeno $>0.006\%$ en peso) pueden modificar el gradiente de temperatura de la tensión superficial a uno positivo lo cual invierte el flujo de Marangoni, esto provoca que el lugar de solidificación de las islas de óxidos se forme hacia el pie del cordón para alambres con alto contenido de Si y Mn y en el centro para alambres con bajo contenido de Si y Mn [15].

Además, la presencia de estas islas de silicato influye en la formación de traslape en frío [16]. Se ha detectado que la presencia de oxígeno en la superficie del material base en forma de óxido [17] y el uso de CO_2 [18][19], como gas de protección son 2 de las fuentes que aportan a la reacción con los elementos aleantes del material de aporte.

Una mezcla adecuada de gases de protección disminuye la cantidad de oxígeno que reacciona con los elementos aleantes además de optimizar la tasa de deposición de soldadura reduciendo el tiempo del proceso, lo cual influye en la cantidad de calor transferido y a su vez en la velocidad de enfriamiento de la soldadura. Una mezcla de Ar- CO_2 permite soldar a una mayor tasa de deposición [20].

De acuerdo a ESAB [21] el uso de una mezcla de 75% argón-25% CO_2 incrementa el esfuerzo de tensión a 583 MPa en el metal de aporte ER70s-6 de la soldadura GMAW, además de incrementar la dureza en comparación del uso de CO_2 por si solo. Especificaciones para el gas están señaladas en AWS A5.36/A5.36M. Los requerimientos para este proceso son mencionados en AWS D1.3.

1.1.1 CONDICIÓN DE DESIGUALDAD EN EL MATERIAL DE APORTE PARA EL PROCESO GMAW

Se ha especificado la importancia de otras propiedades (como la elongación) al momento de la selección del material de aporte en uniones en condiciones de heterogeneidad. Bajo esfuerzo a tensión, las dos partes de la unión se deforman elásticamente hasta que la soldadura alcanza el límite elástico. Después ambos continúan deformándose, solo que la soldadura lo hace plásticamente y el metal base elásticamente hasta que alcanzan un nivel de tensión en el que ambos se deforman plásticamente, de aquí la importancia de la capacidad de elongación del material de aporte [3].

El uso de consumibles con límite elástico inferior al del material base tiene ventajas como la reducción del riesgo de agrietado en frío debido a la reducción de esfuerzos residuales [22]. Esto aunado al diseño del radio del filete para reducir la concentración de esfuerzos en la geometría final de la soldadura [23], además de la adición de níquel y molibdeno al material de aporte [24] y el uso de la relación 1:5% , incremento del 5% en elongación contra un decremento del 1% en esfuerzo a la tensión. T. Nilsson [25] comparó diferentes grados de AHSS (aceros DP) soldados con un alambre de soldadura de resistencia a la tracción de 560 MPa y 890 MPa y obtuvo una diferencia mínima en los resultados de la resistencia a la tracción de la soldadura entre ambos alambres de soldadura para los aceros DP.

Moore y colaboradores [26] estudiaron la influencia de la relación de superposición y el ancho de soldadura en la tenacidad a la fractura y compararon los resultados con la soldadura homogénea, determinaron que conforme el ancho de la soldadura se incrementa, el comportamiento de las uniones disimilares se asemeja al de la unión homogénea.

1.2 OBJETIVOS

1.2.1 OBJETIVO GENERAL

Determinar la resistencia mecánica y cinética de corrosión del acero avanzado de alta resistencia Martensítico 1.2 GPa, soldado con un material de aporte AWS ER70s-6 utilizando el proceso GMAW a través de ensayos mecánicos, caracterización microestructural y técnica potencio-dinámica e impedancia electroquímica.

1.2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Realizar una caracterización microestructural de las fases presentes en el metal de aporte y la zona adyacente a la zona afectada por el calor, que influyen directamente sobre las propiedades mecánicas de la unión.
- Determinar la cinética de corrosión de la unión y del metal base en el acero martensítico 1.2 GPa, mediante las pruebas de impedancia y polarización potencio-dinámica.
- Determinar si es viable la utilización de este material de aporte en base a resultados de pruebas mecánicas.
- Determinar correlaciones entre los resultados para determinar la metodología de soldadura para el acero estudiado en un proceso piloto de soldadura en planta industrial.

1.3 HIPÓTESIS

Se pueden obtener uniones soldadas de filete a traslape de aceros martensíticos de alta resistencia soldados por GMAW con alambres de soldadura de 483 MPa (70 ksi) con alto contenido de silicio y manganeso con buena resistencia a la corrosión, baja incidencia de defectos y hasta un 40 % por encima de la resistencia última a tensión del alambre de soldadura en los rangos de 6 a 12 m/min de alimentación de alambre con 1 m/min de avance.

CAPÍTULO 2

MARCO TEÓRICO

2.1 ACEROS EN LA INDUSTRIA AUTOMOTRIZ

El acero es la pieza central de la fabricación automotriz, ha estado presente en esta industria por un largo tiempo, hoy en día, la preocupación por el medio ambiente y la necesidad de reducir la huella de carbono, han llevado a esfuerzos para reducir el peso de los vehículos para mejorar la eficiencia del combustible [27][28][29][30]. Además de esto, el otro gran desafío en la industria automotriz es mejorar la seguridad mediante la mejora de la capacidad de choque [31] [32].

Este hecho ha creado una tendencia hacia el desarrollo de nuevos aceros con propiedades y características mejoradas mediante la ingeniería de las fracciones volumétricas de los microconstituyentes de martensita, austenita, ferrita y bainita (mediante procesos termomecánicos y/o agregando grandes cantidades de elementos aleantes [1]), debido a esto, los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) son la respuesta a las necesidades actuales en la industria automotriz [33][34].

Este nuevo tipo de aceros se clasifican principalmente en 3 grupos de acuerdo a su esfuerzo a tensión y porcentaje de elongación [1] , primera generación, segunda generación y tercera generación de AHSS, y son la alternativa a los aceros de baja

resistencia (aceros suaves y aceros libres de intersticiales) y de alta resistencia convencionales (HSS) que incluyen a los aceros de carbono-manganeso (CMn), aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA) y los endurecidos por horneado (BH).[35]

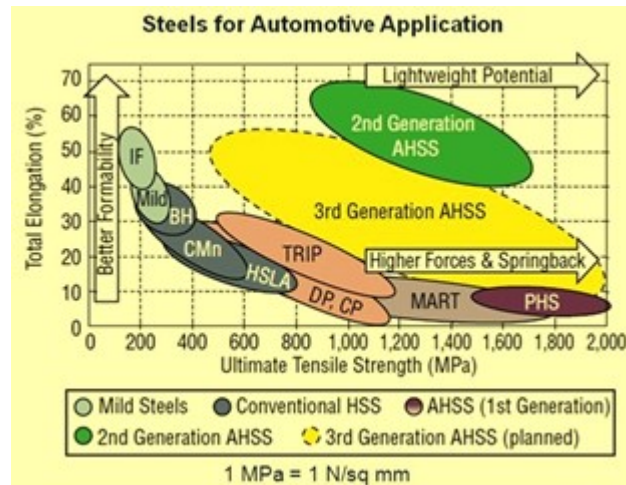


FIGURA 2.1: Aceros para aplicaciones automotrices [35].

2.2 CLASIFICACIÓN DE LOS ACEROS AVANZADOS DE ALTA RESISTENCIA

Los aceros de primera generación de AHSS están basados en una microestructura de ferrita, poseen buena resistencia, pero baja ductilidad, aceros martensíticos, aceros de doble fase (DP) y aceros TRIP conforman este grupo y son la evolución de los aceros de alta resistencia y baja aleación [36] [33].

La segunda generación de AHSS está basada en una microestructura de austenita, tiene una mejor relación resistencia-ductilidad que la primera generación, sin embargo, la alta cantidad de adición de elementos aleantes como el manganeso y el níquel aumentó el costo de producción de este acero y trajo otros problemas como la mala soldabilidad [36].

La tercera generación de aceros AHSS tiene una mejor relación resistencia-ductilidad que los aceros de primera generación y han superado los problemas relacionados con la segunda generación de AHSS[37]. Esta generación trata de cumplir con 4 requerimientos de la industria, una fracción volumétrica elevada de austenita, bajo contenido de carbono para eficientar la soldabilidad, bajo contenido de elementos aleantes para garantizar un bajo costo y el metodo de procesado consistente con los metodos actuales [1].

Los aceros con una ductilidad superior al 20 % combinado con niveles de resistencia finales superiores a 2 GPa se pueden obtener adaptando las propiedades mecánicas de estos materiales. Otra ventaja de este grupo de aceros es que se puede producir a un costo menor que la segunda generación de AHSS [38].

Además de la microestructura (aceros multifase que pueden contener ferrita, bainita, martensita y/o austenita retenida [39][1], algunas veces enriquecidos con precipitados [40] ver Fig.2.2), estos aceros obtienen sus propiedades mecánicas sobresalientes mediante diferentes métodos, estos involucran el método de conformado, mecanismos de endurecimiento [41][42] como el endurecimiento por solución sólida, endurecimiento por precipitación, refinamiento de grano y transformaciones de fase.

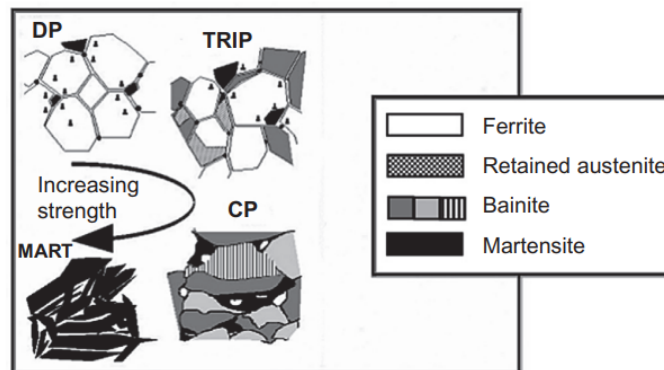


FIGURA 2.2: Microestructuras típicas de algunos AHSS [34]. *DP = Dual Phase por sus siglas en inglés; *TRIP = Transformation Induced Plasticity por sus siglas en inglés; *MART = Martensitic steel por sus siglas en inglés; *CP = Complex Phase por sus siglas en inglés.

Existen diferentes requerimientos dependiendo del uso que se le da al material. La figura 2.3 muestra el uso de los AHSS según sus propiedades mecánicas.

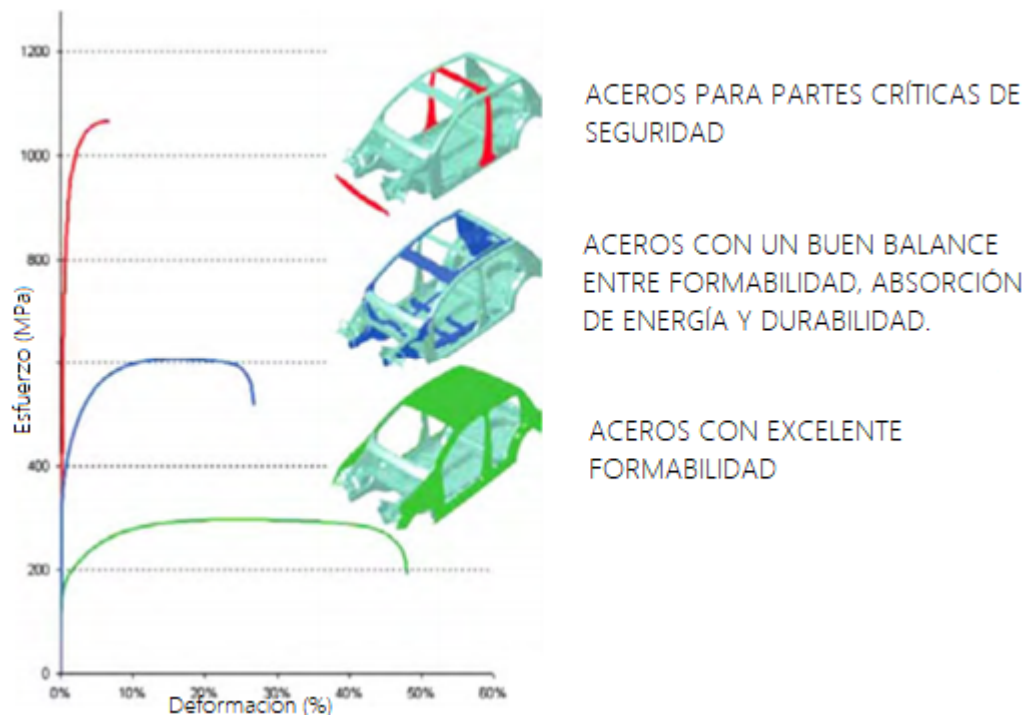


FIGURA 2.3: Esfuerzo vs deformación de AHSS y las aplicaciones en la estructura del auto [43].

2.2.1 ACEROS DOBLE FASE

Los aceros doble fase (dual phase DP) son aceros que contienen en su microestructura 2 fases, la fase principal es una matriz de ferrita y una segunda fase que adquiere forma de islas de martensita (entre 10% y 40% en fracción de volumen [1]). Son aceros muy utilizados en la industria automotriz [44]. La microestructura de estos aceros se produce mediante enfriamiento controlado de la fase austenita para productos laminados en caliente, para aceros laminados en frío se producen controlando el enfriamiento de la austenita y ferrita de dos fases. La fracción volumétrica de la martensita determina el nivel de fuerza de este acero. Este tipo de acero tienen un rango de esfuerzo último a tensión entre 420 y 1030 MPa y rangos de elongación

entre 5 % y 28 % [1].

2.2.2 ACEROS CON PLASTICIDAD INDUCIDA POR TRANSFORMACIÓN (TRIP STEELS)

La microestructura de los aceros Aceros con Plasticidad inducida por Transformación (TRIP Steels) está compuesta por austenita retenida(entre un 5 y un 20 % [1]) incrustada en una matriz primaria de ferrita, además de fases duras como martensita y bainita que están presentes en cantidades variables.

Durante la deformación, la dispersión de las segundas fases duras en la ferrita blanda crea una alta tasa de endurecimiento por trabajo, como se observa en los aceros DP. Sin embargo, en los aceros TRIP, la austenita retenida también se transforma progresivamente en martensita al aumentar la deformación, lo que aumenta la tasa de endurecimiento por trabajo a niveles de deformación más altos.

2.2.3 ACEROS FERRÍTICOS/BAINÍTICOS (FB)

Estos aceros tienen una microestructura de bainita y ferrita. La ferrita es asociada a la alta capacidad de alargamiento. Se endurecen con refinamiento de grano y endurecimiento de segunda fase con la bainita. Debido a su buena soldabilidad, los aceros FB se consideran para aplicaciones específicas sobre pedido. Estos aceros también se caracterizan por un buen comportamiento de choque y buenas propiedades de fatiga [43].

2.2.4 ACEROS CON PLASTICIDAD INDUCIDA POR MACLAJE (TWIP)

Estos aceros presentan una microestructura casi por completo de austenita debido al alto contenido de manganeso (17 %-24 %). Una gran cantidad de deformación es inducida por la formación de maclas, que a su vez producen endurecimiento. Los aceros TWIP combinan una resistencia extremadamente alta con una capacidad de estiramiento extremadamente alta. El valor del coeficiente de endurecimiento por deformación aumenta a un valor de 0.4 a una deformación de ingeniería aproximada del 30 % y luego permanece constante hasta que tanto el alargamiento uniforme como el total alcanzan el 50 %. La resistencia a la tracción es superior a 1000 MPa. El coeficiente de endurecimiento por deformación proporciona una medida del incremento en la resistencia de los materiales debido a la deformación plástica. La tendencia a formarse deformaciones localizadas disminuye en relación al incremento de este exponente [43].

2.2.5 ACEROS DE FASE COMPLEJA (COMPLEX PHASE CP)

Son aceros que están compuestos por una muy fina microestructura de ferrita con un alto volumen de fases duras, contienen pequeñas cantidades de martensita, austenita retenida y perlita dentro de la matriz de ferrita/bainita. La precipitación de elementos microaleantes como Ti, Nb y V producen un alto refinamiento de grano, además de tener muchos de los aleantes que se usan en aceros DP y TRIP.

Estos aceros se refuerzan mediante refinamiento de grano, precipitación, transformaciones de fase y mecanismos de solución sólida. En la matriz de ferrita-bainita ocurre deformación por el deslizamiento de dislocaciones y las fases duras (perlita, austenita retenida y martensita) provocan un aumento en los niveles de esfuerzo al

obstruir los deslizamientos de dislocaciones [1].

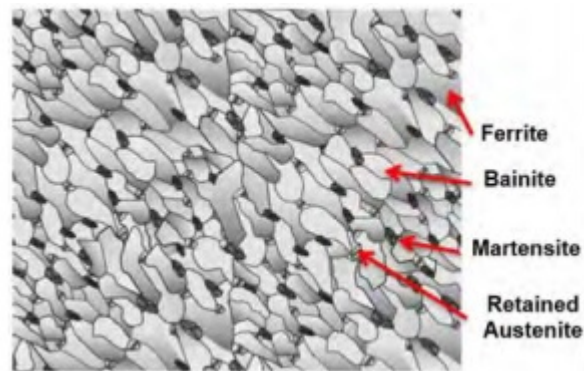


FIGURA 2.4: Representación esquemática de la microestructura en aceros CP [43].

Este tipo de aceros se caracterizan por una alta absorción de energía, una alta capacidad de deformación residual y una buena ductilidad en los bordes en láminas delgadas. Es por esto que entre los usos que se le dan en la industria automotriz estan:

CP 600/900, refuerzos del pilar B, Rieles del bastidor

CP 680/780 Rieles de bastidor, componentes de chasis, vigas transversales

CP 750/900, refuerzo del túnel, Refuerzos del pilar B

CP 800/1000 Soportes de suspensión trasera, viga del guardabarros

CP1000 / 1200 Refuerzos del riel del bastidor trasero, exterior del balancín

CP1050 / 1470 Paneles basculantes, vigas de parachoques

2.2.6 ACEROS MARTENSÍTICOS

Estos aceros se caracterizan por tener una matriz de martensita con cantidades pequeñas de ferrita y/o bainita. Se obtiene endurecimiento al alearse con carbono, Mn, Mo, Cr, Si, B y V.

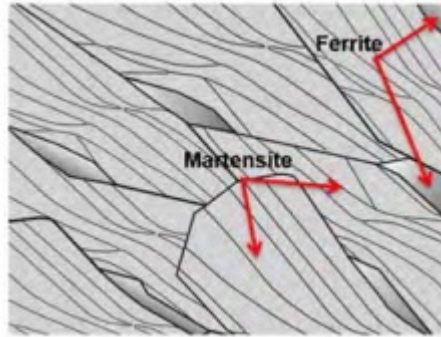


FIGURA 2.5: Representación esquemática de la microestructura presente en aceros martensíticos [43].

En el proceso de fabricación del acero martensítico la austenita que existe durante el laminado en caliente o el recocido se transforma casi por completo en martensita durante el enfriamiento desde una temperatura superior a A_3 (austenita) hasta temperatura ambiente en la mesa de salida o en la sección de enfriamiento de la línea de recocido continuo. Esta transformación sucede a una estructura con carbono en solución sólida. Esta estructura también se puede desarrollar con tratamiento térmico de postformado. En general se someten a un revenido posterior para mejorar la ductilidad y pueden proporcionar una conformabilidad adecuada incluso con resistencias extremadamente altas [1].

Específicamente, la martensita se forma durante el enfriamiento rápido de la austenita, átomos de carbono se quedan atrapados durante la transformación de la estructura cristalina fcc a bcc. Comienza cuando la austenita llega a la temperatura de inicio de martensita (M_s) y termina cuando esta alcanza la temperatura de finalización de martensita (M_f). También se puede producir mediante la aplicación de esfuerzos, por deformación plástica. Esta transformación hace que el resultado sea una microestructura frágil con baja resistencia a la fractura y baja capacidad de procesarse por deformación.

Para aceros martensíticos existen usos específicos en miembros estructurales. MS 950/1200 Travesaños, vigas de intrusión laterales, vigas de parachoques, refuer-

zos de parachoques

MS 1150/1400 Exterior basculante, vigas de intrusión laterales, vigas de parachoques, refuerzos de parachoques

MS 1250/1500 Vigas de intrusión laterales, vigas de parachoques, refuerzos de parachoques

2.3 SOLDADURA

La soldadura es un proceso mediante el cual dos o más materiales se unen mediante la aplicación de calor y/o presión. Se puede agrupar en 2 categorías principales, soldadura por fusión y soldadura de estado sólido [1]. La soldadura por fusión es un proceso en el que se unen permanentemente dos materiales, un metal base y un metal de aporte. La soldadura por gas, soldadura por arco y soldadura por haz de alta energía, son los tipos más comunes de soldadura [45].

Factores como la templabilidad, calor de entrada, composición química del material de aporte y velocidad de enfriamiento, determinan la microestructura que se obtiene en el cordón de soldadura[46]. El término templabilidad se refiere a la capacidad de un acero para obtener la transformación martensítica[47], esta tiene una relación directa con la composición química y se utilizan los cálculos de carbono equivalente para predecir la microestructura en la zona afectada por el calor en función de la velocidad de enfriamiento desde una determinada temperatura [48].

Las tres características más importantes de una soldadura por fusión son:

Intensidad de la fuente de calor

Rango de entrada de calor por unidad de longitud de soldadura

Efectividad del mecanismo para proteger la soldadura de la atmósfera

La soldabilidad determina que tan bien se retienen, las mismas propiedades del material base, resistencia a la corrosión y resistencia a la oxidación, en los materiales afectados por la soldadura [49].

La variación de la temperatura durante el proceso de soldadura afecta a las microestructuras durante la fusión del metal de soldadura, crea tensiones residuales y causa distorsiones durante la solidificación. La composición química de la soldadura cambia debido a la evaporación de elementos de aleación, absorción de hidrógeno y otros gases [50].

Una soldadura se puede dividir en 3 zonas: el metal de soldadura, la zona afectada por el calor y el metal base. En la figura 2.6 se muestra la nomenclatura para las diferentes zonas de las uniones soldadas. Las propiedades del metal de soldadura son el resultado de la interacción con gases cerca de la zona de soldadura y fases líquidas no metálicas, así como la elección del material de aporte, el proceso de soldadura y el programa [49].

En el caso de los AHSS, estos son fabricados mediante ciclos térmicos no tradicionales, al exponerse a altas temperaturas durante la soldadura, las propiedades mecánicas de los componentes microestructurales cambian, alterando el comportamiento mecánico afectando el desempeño estructural [1].

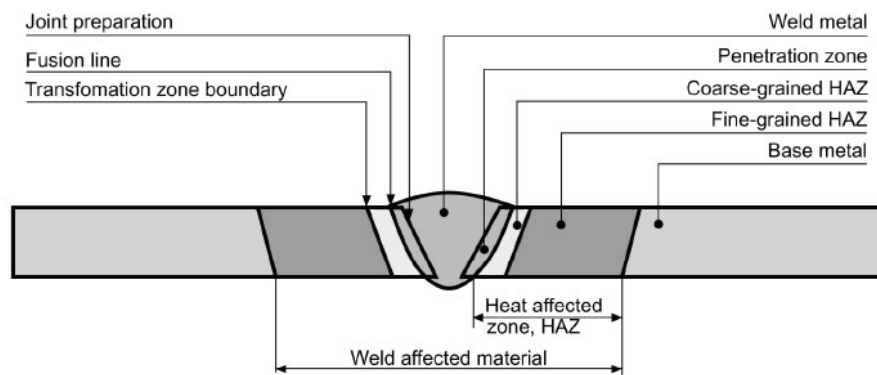


FIGURA 2.6: Nomenclatura de las zonas y límites en la zona afectada por el calor [49].

Por otro lado, las propiedades de la zona afectada por el calor se determinan por

la composición del material base, y la cantidad de energía térmica que se transfiere durante la soldadura.

En la soldadura por arco eléctrico, existen numerosos tipos de juntas, pero solo dos tipos de soldadura, una soldadura de filete y una de ranura. La figura 2.7 muestra los tipos de soldadura más comunes. La soldadura de filete ofrece la ventaja de no requerir ninguna preparación especial de la junta porque la geometría de la junta proporciona las características adecuadas para colocar la soldadura. Las soldaduras de ranura facilitan la creación de soldaduras de penetración total que a menudo se requieren en aplicaciones críticas.

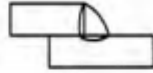

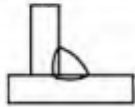
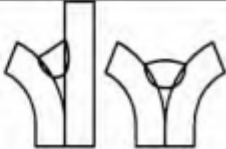
Joint Type	Weld Type	Combination of Weld and Joint Type
Lap	Fillet	
Lap	Single/Double-Sided Slot Weld	
T-Joint	Fillet Weld	
Corner/Butt	Flare Bevel/Flare V-Groove Weld	

FIGURA 2.7: Uniones y soldaduras típicas en soldadura por arco [43].

2.3.1 SOLDADURA POR ARCO METÁLICO BAJO PROTECCIÓN DE GAS (GMAW)

El proceso de soldadura por arco metálico de gas utiliza un arco eléctrico generado entre un electrodo de metal de relleno (que es alimentado continuamente) y el cordón de soldadura, que genera el calor necesario para generar la fusión mediante la

fundición del extremo del alambre de relleno y la zona superficial del material base [51][52], se puede observar un diagrama del proceso en la figura 2.8. En este proceso, el electrodo de metal de relleno está protegido de las impurezas del medio ambiente con un gas de protección. Es un proceso semiautomático en el que el soldador puede controlar sólo la velocidad de desplazamiento y la dirección, así como la posición de la antorcha [53][52].

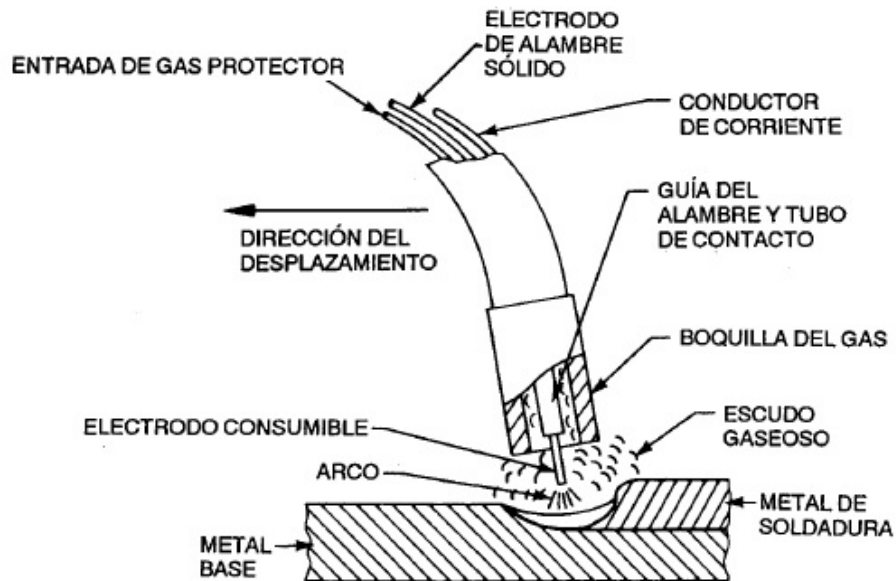


FIGURA 2.8: Proceso de soldadura por arco metálico y gas [43].

Este proceso es utilizado en la industria automotriz principalmente en partes del chasis donde es importante asegurar la fuerza y rigidez de la unión [54], así como la unión de materiales disimilares [55]. Consumibles como el ER70s-3 con bajo contenido de Si utilizando una protección de 90 % Argón y 10 % de dióxido de carbono se han reportado que producen soldaduras aceptables [54].

2.3.2 TRANSFORMACIONES DE FASE DEBIDO AL PROCESO DE SOLDADURA

2.3.2.1 MECANISMOS DE TRANSFORMACIÓN

Los aceros pueden tener una gran variedad de microestructuras, esto se debe a que los átomos se pueden mover de diferentes maneras para alcanzar la misma transición alotrópica.

La transformación se puede llevar a cabo mediante 2 mecanismos, reconstructivo, mediante el rompimiento de todos los enlaces y reacomodo de los átomos en un patrón alternativo y por cizalladura, en el cual ocurre una deformación homogénea del patrón original hacia una nueva estructura cristalina.

Los productos del mecanismo de transformación reconstructiva son la ferrita alotrópica, ferrita idiomórfica, ferrita masiva y perlita. Los productos del mecanismo de transformación por desplazamiento son la ferrita Widmanstätten, la bainita y la ferrita acicular y la martensita.

2.3.2.2 CRECIMIENTO DENDRÍTICO

Depende de la composición y la tasa de enfriamiento por consiguiente del calor de entrada. Un metal de soldadura puede solidificar ya sea en modo celular o dendrítico. La mayoría de los metales experimentan micro segregación de elementos aleantes y residuales conforme el metal solidifica. Esta micro segregación es asociada con la formación de las dendritas. Las dendritas primarias crecen en el líquido, y repelen los elementos aleantes que son más solubles en el metal líquido, estos elementos difunden en el líquido remanente, que en consecuencia baja el punto de fusión.

A medida que los granos crecen el área líquida se vuelve mas pequeña y los solutos se concentran cerca de la interfase líquido-sólido, interrumpiendo el crecimiento del grano. Esto provoca que en los granos se formen estructuras que crecen de forma

lateral que es la forma usual de las dendritas.

De cada grano se pueden formar simultáneamente varias dendritas y estas tendrán la misma orientación cristalográfica. Esto resulta en una estructura con dendritas en un ambiente rico en soluto que causa que la microestructura se vea con grano grueso cuando se observa a baja magnificación. Pero si se observa con alta magnificación se distingue la estructura dendrítica, con el espaciamiento entre los brazos se relaciona la tasa de solidificación, así como la segregación. Entre menor sea la distancia entre los brazos dendríticos fue más rápida la solidificación.

El calor de entrada se relaciona directamente con la tasa de enfriamiento, así como en el tamaño de grano del metal de soldadura. Entre mas calor se suministre, el tamaño de grano es mayor, además la vibración y los agentes nucleantes también tienen influencia en el tamaño de grano.

2.3.2.3 MICROESTRUCTURA DE LA SOLDADURA

Existen constituyentes microestructurales que se encuentran comúnmente en las soldaduras de bajo contenido de carbono y baja aleación.

Ferrita primaria (ferrita poligonal). Poligonal o equiaxial a bajas tasas de enfriamiento; límite de grano alotriomorfo a altas tasas de enfriamiento.

Ferrita de placas laterales (ferrita Widmanstätten). Estructuras de placas laterales que crecen directamente de la ferrita poligonal o de los límites de grano alotriomorfos.

Ferrita acicular de grano fino. Producto intergranular de granos finos de ferrita entrelazados y separados por límites de grano de ángulos grandes y un aspecto de radio de 3:1-10:1.

Ferrita acicular de grano grueso. Producto intergranular formado a tasas de enfriamiento más bajas que la ferrita acicular con tamaño de grano mas grande y que puede ser asociado con carburos.

Ferrita con fase secundaria (ferrita en laminillas). Producto intragranular parecido a la bainita que se forma entre la ferrita acicular o estructuras de placas laterales.

Martensita. Martensita en bandas.

Para aceros de bajo contenido de carbono y baja aleación se conoce que bajo condiciones de enfriamiento que se dan durante el proceso de soldadura es de alrededor de 1-30 K/s de 800 a 500°C. La evolución de la microestructura consiste en transformación de austenita (A) a diferentes formas de fases de ferrita

En la figura 2.9 se muestra la variación de la microestructura con respecto a la temperatura alcanzada durante el proceso de soldadura. En el diagrama $Fe - Fe_3C$ se muestra la temperatura a la que ocurren estos cambios. La zona A es el metal de

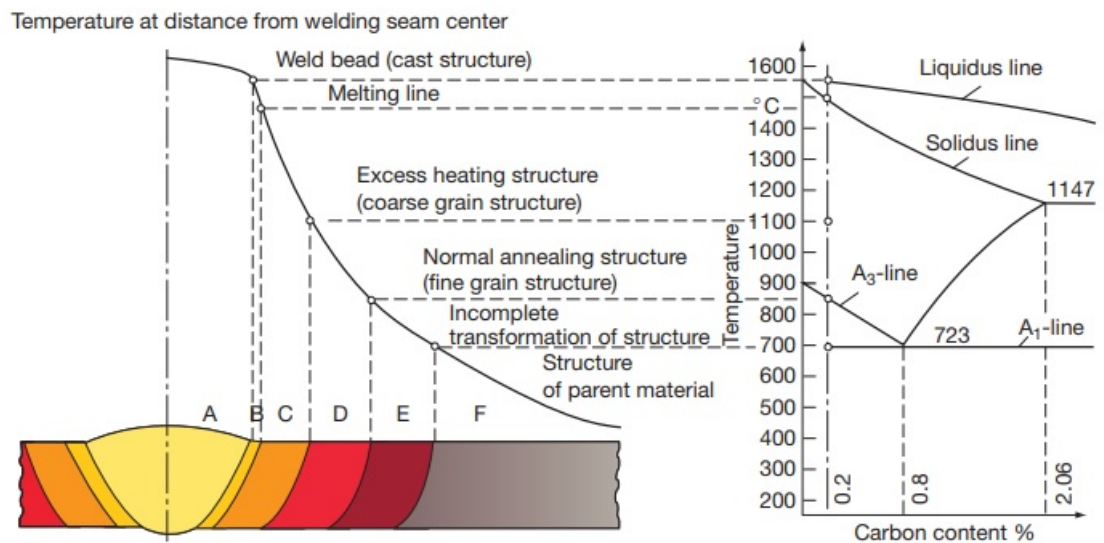


FIGURA 2.9: Variación de la microestructura con la distancia con respecto al centro del cordón de soldadura [56].

aporte que ha sido completamente fundido, la zona B es la línea de fusión, la zona C es la más cercana a la línea de fusión, se produce un crecimiento de grano debido a la temperatura alcanzada cercana a la temperatura de fusión; la templabilidad aumenta debido a esto y se hace propensa a la transformación en martensita. La zona D tiene transformación a austenita pero no alcanza una temperatura lo suficientemente alta para que se produzca el crecimiento de grano, la templabilidad se incrementa

ligeramente pero no significativamente, sin embargo a una velocidad de enfriamiento lo suficientemente alta y con la cantidad adecuada de elementos aleantes se puede presentar transformación en martensita. La zona E abarca desde la línea A_1 que es la temperatura mínima a la que se puede encontrar austenita hasta la línea A_3 en esta zona existe un revenido que resulta en la transformación de los granos de martensita en partículas de cementita muy fina en una matriz de granos de ferrita, La zona F es el material base que no tiene cambio debido a la baja temperatura alcanzada. El ancho de cada zona es resultado del calor de entrada que influye sobre la velocidad de enfriamiento.

2.3.3 ALAMBRE DE RELLENO DE SOLDADURA

Norma AWS A5.18: “Especificación de electrodos y varillas de acero al carbono para soldadura bajo protección gaseosa”. Esta especificación corresponde a los alambres sólidos (continuos o en varilla) usados en los procesos de soldadura bajo protección gaseosa, a saber: GMAW; GTAW y PAW [57]. El sistema de clasificación de los alambres que componen es descrito a continuación:

ERXXS-YER: Indica que se dé un consumible que puede usarse tanto como un electrodo (E) o una varilla (R).

XX: Señala la mínima resistencia a la tracción (en incrementos de 10.000 psi) del metal de aporte puro depositado con el alambre en cuestión, ensayado según los lineamientos dictados en la especificación.

S: Indica que se trata de un metal de aporte sólido (S) o compuesto (C).

Y: Indica la composición química del alambre sólido o la composición química del metal de soldadura depositado con un electrodo compuesto.

Los alambres de soldadura sólidos ER70S-6 y ER70S-3 de AWS A5.18 se reco-

miendan para estructuras de chasis. El alambre sólido ER80S-D2 de AWS también se puede utilizar si se requiere un metal de soldadura de mayor resistencia [58].

Una característica de la junta soldada por GMAW es que la resistencia a la tensión estática cambia en consecuencia con el comportamiento de resistencia del acero de metal base. Sin embargo, el reblandecimiento de la zona afectada por el calor (HAZ) en el AHSS influye en la eficiencia de la unión. Por lo tanto, aceros como acero al boro y los aceros martensíticos tienen un reblandecimiento en la zona afectada por el calor (HAZ) más notable y, por lo tanto, una menor eficiencia de unión [59].

2.4 CORROSIÓN EN LA INDUSTRIA AUTOMOTRIZ

La corrosión es el deterioro de un material que resulta de una reacción química o electroquímica con el medio en el que se encuentra [60][61][62][63][64] y es el reflejo de la tendencia de los materiales por alcanzar su estado más estable. También se le puede definir como metalurgia extractiva en sentido inverso[65].

La manufactura de automóviles implica el uso de una gran cantidad de materiales diferentes, que son unidos entre sí por diferentes medios, la unión de estos materiales con diferentes composiciones químicas y propiedades hacen de estas uniones ser propensas a diferentes tipos de corrosión [66].

Se asocia generalmente con estructuras soldadas dado que la microestructura, las propiedades y la composición del material de la soldadura y la ZAC difieren de las del material base. La corrosión se inicia en general cuando se crea una celda galvánica entre los carburos u otros precipitados (cátodo) y las fases presentes en el acero (ánodo), el mecanismo difiere de acuerdo con la distribución, el tamaño y la forma del par galvánico [67].

Entre las zonas con mayor posibilidad de ataque corrosivo debido a las características de fabricación de una estructura, se destacan las salpicaduras de soldadura,

discontinuidades e imperfecciones y cavidades que permitan la retención de humedad y contaminantes, así como áreas de difícil acceso para el pintado, uniones bimetálicas o pares galvánicos, zonas de retención de agua, humedad, contaminantes en general, también las zonas con un mal diseño en la unión de piezas metálicas, bordes o filos agudos, diferencias de estructura metalográfica en la soldadura y por último la presencia de esfuerzos mecánicos[68].

En los AHSS estos se forman entre las zonas de fase martensítica y las regiones que contienen ferrita tras el proceso de soldadura [42].

En general la corrosión tiene preferencia a formarse en la periferia de la zona de soldadura que limita con la ZAC. El chasis y la parte inferior del auto son las más susceptibles al daño mecánico, los mecanismos de corrosión que se observan se deben a daños causados por parte de impacto de piedras y hendiduras.

En general, el automóvil es susceptible a muchas formas de corrosión, dependiendo de la zona y función que desempeñe, por ejemplo, el chasis está expuesto comúnmente a corrosión uniforme, corrosión por picaduras, agrietamiento por esfuerzos, falla de recubrimiento, y en las uniones por la formación de pares galvánicos y corrosión intergranular [66].

Se presenta en materiales con diferente potencial electroquímico que están en contacto en un medio corrosivo, esto provoca que se genere un flujo de electrones y por lo tanto una corriente eléctrica [61]. En los aceros avanzados de alta resistencia se asocia la susceptibilidad a la fragilización por hidrógeno con el esfuerzo de cedencia [69] [70].

2.4.1 CLASIFICACIÓN DE LOS TIPOS DE CORROSIÓN

Los tipos de corrosión se pueden agrupar en 2 categorías principales:

- Uniforme
- No uniforme

La corrosión uniforme es la más común a nivel general, se caracteriza por presentarse de forma distribuida en la superficie del material.

La corrosión no uniforme se caracteriza por presentarse como un ataque localizado [71], las formas de corrosión más comunes en la soldadura se encuentran dentro de este grupo [72].

2.4.2 TIPOS DE CORROSIÓN MAS COMUNES EN UNIONES DE SOLDADURA POR FUSIÓN

Las distintas microestructuras formadas dependen principalmente de las velocidades de enfriamiento y las temperaturas máximas en cada región, por lo que el comportamiento de corrosión puede ser bastante diferente para cada área de la soldadura. Las fases metaestables metalúrgicas, como la bainita y la martensita, exhiben mayor dureza y susceptibilidad a la corrosión debido a la presencia de mayores defectos en la red cristalina y tensiones residuales. Se reportado que los aceros templados y revenidos son mas susceptibles al agrietamiento inducido por hidrógeno debido a factores como la dureza y el nivel de hidrógeno que se absorbe durante la soldadura[73]. En un estudio se analizaron las fases presentes tras el proceso de soldadura y se determinó su susceptibilidad a la corrosión teniendo como resultado: perlítica, bainítica, martensítica y martensítica templada en orden de menor a mayor [67].

Aparte de la microestructura, los defectos de la soldadura como exceso de metal de aporte, socavación, la superposición, la penetración excesiva y la ranura llena incompleta pueden afectar comportamiento de componentes mecánicos soldados frente a la corrosión. Estos defectos de soldadura proporcionan sitios de concentración de esfuerzos, picaduras o corrosión por grietas [74].

El ciclo de calentamiento y enfriamiento que ocurre durante el proceso de soldadura afecta la microestructura y la composición de las superficies de las soldaduras y el

metal base adyacente [42]. Además cuando se unen metales con diferente coeficiente de expansión térmica se producen microfisuras y agrietamiento en caliente.

En consecuencia, la resistencia a la corrosión de las soldaduras autógenas y las soldaduras realizadas con metal de aporte puede ser inferior al del metal base templado [53] debido a:

Micro segregación

Precipitación de fases secundarias

Formación de zonas no mezcladas

Recristalización y crecimiento de granos en la zona afectada por el calor. (ZAC)

Volatilización de elementos de aleación de la piscina de soldadura fundida

Contaminación del baño de soldadura solidificado

Entre las formas de corrosión que más se presentan en las uniones de soldadura por fusión se encuentran:

- Corrosión por picadura
- Corrosión intergranular
- Corrosión asistida por esfuerzos
- Corrosión microbiológicamente inducida

2.4.2.1 CORROSIÓN POR PICADURA

La corrosión por picadura es un tipo de corrosión localizada que se caracteriza por la aparición de poros en la superficie del material que crecen en la dirección de la fuerza de gravedad, es un proceso auto catalítico por medio del cual ocurre una

disolución del metal anódico dentro del poro. En cuanto comienza el crecimiento del poro la reacción promueve un mayor crecimiento de este. Las reacciones electroquímicas ocurren de tal manera que el reactivo catódico se agota en el entorno local del poro lo que hace que la reacción catódica se mueva a la superficie expuesta donde el reactivo es más abundante [75]. Se presenta con mayor frecuencia en los aceros inoxidable debido al rompimiento de la capa pasiva debido a la interacción con cloruros [61].

Algunos de los factores que influyen en la corrosión por picadura es la heterogeneidad en la superficie, la presencia de tensiones residuales, inclusiones, precipitaciones de fases secundarias, recristalización[76], fronteras de grano segregadas por soluto, etc [77].

2.4.2.2 CORROSIÓN INTERGRANULAR

Es otro tipo de corrosión localizada que se localiza en los límites de grano, la causa de este tipo de corrosión son las impurezas en los límites de grano o la acumulación de algún elemento aleante en los límites de grano o el decremento de este[64]. Se observa principalmente en la zona afectada por el calor. En los aceros con alto contenido de cromo se presenta tras la precipitación de carburos de cromo en los límites de grano austeníticos como el Cr_{23}C_6 provocando el empobrecimiento de cromo en la matriz austenítica de la zona alrededor de los carburos. En casos extremos los granos se separan del metal a causa de la corrosión de esta capa con poco cromo [61].

2.4.2.3 CORROSIÓN ASISTIDA POR ESFUERZOS

Este tipo de corrosión se manifiesta como agrietamientos localizados que son el resultado de la combinación de esfuerzos de tensión y un medio corrosivo. Los esfuerzos residuales en la ZAC pueden acelerar el ataque por corrosión y agrietarse a lo largo de los límites de granos sensibilizados

2.4.2.4 CORROSIÓN INDUCIDA MICROBIOLÓGICAMENTE

Es un tipo de corrosión parecida a la corrosión por picadura, la diferencia con esta es la presencia de tubérculos de residuos biológicos y productos corrosivos sobre el hoyo. Este tipo de corrosión ocurre preferencialmente en la fase de ferrita.

2.4.2.5 FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO

La fragilización por hidrogeno se refiere a un tipo de corrosión que provoca la degradación de las propiedades mecánicas debido a la absorción y adsorción de hidrogeno [70], también se caracteriza por presentarse bajo esfuerzos de tensión [78]. Diversos factores como la microestructura, tasa de deformación, concentración de hidrogeno, tensiones residuales, inclusiones, precipitados específicos, defectos provocados por el proceso de fabricación, los cambios provocados por la soldadura.[79] [70], contenido de aleantes y el tipo de martensita[80].

Los principales mecanismos responsable de la fragilización por hidrógeno son el mecanismo de descohesión inducida por hidrógeno (HEDE), Emisión de dislocaciones inducida por adsorción (AIDE) y la plasticidad localizada inducida por hidrógeno (HELP) [81] [82]. En específico, en los AHSS los factores principales que contribuyen a la fragilización son la estabilidad de la fase de austenita y la segregación de

hidrógeno asociado en los límites de fase, grano y maclas afectando las concentraciones de micro esfuerzos y el contenido de hidrógeno difusible local, propiciando el mecanismo HELP [83].

La temperatura influye en la fragilización por hidrogeno debido a la posición y movilidad del hidrogeno en el acero. A medida que la temperatura aumenta, la movilidad del hidrogeno aumenta y por el contrario, si la temperatura disminuye el hidrogeno tiende a segregarse hacia regiones dilatadas en la red cristalina [84]. Esto en conjunto con una concentración de hidrogeno de un mínimo de 0.5 ppm hace que los AHSS martensíticos con un rango de resistencia a la tensión de 900-1400 MPa hacen que sean mas susceptibles a la fragilización por hidrogeno [82]. También se reportado que bajo esfuerzos a tensión por debajo de 850 MPa los AHSS son prácticamente inmunes a la fragilización por hidrogeno a menos que contengan mas de 10 ppm[70].

De los AHSS los aceros martensíticos son altamete propensos a la fragilización por hidrógeno [85][86], el hidrógeno difunde hacia sitios con alta concentración de esfuerzos y defectos microestructurales, por lo general presentes en grandes cantidades en este tipo de acero.

2.5 METODOS ELECTROQUÍMICOS

2.5.1 ESPECTROSCOPIA DE IMPEDANCIA ELECTROQUÍMICA

2.5.1.1 TERMINOS GENERALES

La impedancia es una medida de la oposición al paso de una corriente cuando se aplica un voltaje, esta posee tanto magnitud como ángulo de fase.

La impedancia es diferente para análisis de circuitos de corriente directa y para corriente alterna, para corriente alterna se aplica una señal sinusoidal de manera que se obtiene una magnitud y un ángulo de fase.

Los fasores son representaciones graficas de números complejos con una parte real y una imaginaria que se usan para representar una oscilación, en forma polar se pueden representar con una magnitud y un ángulo de fase determinado. Estos se utilizan en análisis de corriente alterna. Además, también se pueden representar en forma rectangular.

La señal sinusoidal tiene una frecuencia angular que depende de la frecuencia del sistema donde $w = 2\pi f$, la frecuencia es la entrada del sistema.

Un periodo es el tiempo que tarda en repetirse una señal, y la frecuencia (Hz) es el número de veces que se repite un periodo por unidad de tiempo.

La impedancia se expresa en números complejos, tiene una parte real que corresponde a una resistencia y una parte imaginaria que corresponde a una reactancia, que puede ser capacitiva o inductiva.

La reactancia es una oposición que presenta un elemento pasivo al paso de una corriente.

En el sistema se podría encontrar una resistencia en la cual el fador intensidad y el fador tensión están en fase, en este caso la impedancia del sistema es igual a la resistencia.

En un inductor hay un desfaseamiento entre los fasores, si se aplica una señal sinusoidal se genera una corriente atrasada un determinado número de grados con respecto al voltaje. En un capacitor la corriente se adelanta con respecto al voltaje.

De los datos obtenidos, se pueden encontrar 2 zonas de análisis, el rango de frecuencias bajas donde se pueden observar fenómenos de transferencia de masa, adsorción, defectos como porosidades, o la doble capa electroquímica. Por otro lado,

en los rangos de frecuencias altas se observan los fenómenos relacionados con los recubrimientos y las capas de óxidos.

Una vez que se obtienen la frecuencia, la impedancia y el ángulo de fase, se pueden representar los datos de impedancia mediante graficas de Nyquist (donde se puede evaluar la resistencia de un material), y diagramas de Bode donde se representa la frecuencia contra la magnitud de la impedancia.

En los diagramas de Bode la resistencia a la solución es representada por la parte baja de la impedancia y la parte alta representa la resistencia a la polarización mas la resistencia a la solución.

2.5.1.2 PRINCIPIOS DE LA TÉCNICA DE ESPECTROSCOPÍA DE IMPEDANCIA ELECTROQUÍMICA.

Un proceso electroquímico a menudo puede ser modelado por elementos de circuitos lineales como resistencias, condensadores e inductores [87] [88]. Por ejemplo, la reacción de corrosión en sí a menudo puede ser modelado por una o más resistencias. La teoría de circuitos de CA en términos de circuitos análogos se puede utilizar para modelar el proceso de corrosión electroquímica [89].

La corriente continua se puede ver como corriente generada en el límite de frecuencia cero. En condiciones de corriente continua, por ejemplo, frecuencia cero, la ley de Ohm se puede escribir como:

$$E = IxR$$

En este caso, el factor de proporcionalidad que relaciona la corriente con el voltaje se compone solo de una o más resistencias reales. Cuando la frecuencia no es cero, como ocurriría con la imposición de un voltaje o corriente dependiente de una frecuencia,

la ley de Ohm se convierte en:

$$E = IxZ$$

Bajo estas condiciones el factor de proporcionalidad está compuesto por todos los elementos que pueden impedir u oponerse a la corriente. La magnitud de la resistencia u oposición a la corriente creada por algunos de estos elementos, por ejemplo, condensadores e inductores, depende de la frecuencia. La magnitud de la oposición creada por la resistencia es independiente de la frecuencia.

La técnica se puede describir más fácilmente en términos de una respuesta a una señal de entrada dependiente de la frecuencia [90], es decir, a un electrodo se le aplica una señal de potencial y se mide su respuesta en corriente a diferentes frecuencias [65].

La medición consiste en aplicar una serie de corrientes de CA y medir la respuesta de potencial de CA o aplicando una serie de potenciales de CA y midiendo la respuesta de corriente. Luego, la impedancia se calcula dividiendo el potencial por la corriente en cada frecuencia.

Cuando una onda senoidal o cosenoidal de voltaje se aplica a través de un circuito compuesto solo por una resistencia, la corriente resultante también es una onda senoidal o cosenoidal de la misma frecuencia sin cambio de ángulo de fase, pero con una amplitud que difiere en una cantidad determinada por el factor de proporcionalidad. Los valores de la tensión de entrada y la corriente de salida están relacionados por la ecuación $E = IxR$. Por otro lado, si el circuito consta de condensadores e inductores, la corriente resultante no solo difiere en amplitud, sino que también se desplaza en tiempo. Tiene un cambio de ángulo de fase. Este fenómeno se muestra en la Fig.2.10

El uso de senos y cosenos es complicado desde el punto de vista matemático. El análisis vectorial proporciona un método conveniente para describir el circuito

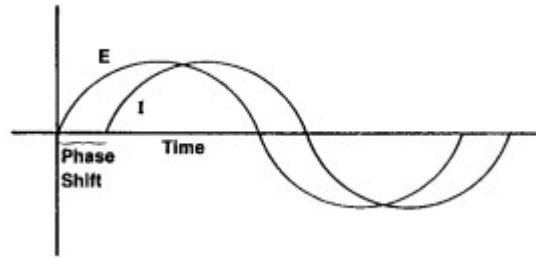


FIGURA 2.10: Señales sinusoidales de voltaje y corriente AC.[89]

análogo en términos matemáticos. La relación entre dicho análisis vectorial y números imaginarios o complejos proporcionan la base para el análisis de impedancia electroquímica. Una corriente o voltaje sinusoidal se puede representar como un vector rotando como se muestra en la Fig.2.11

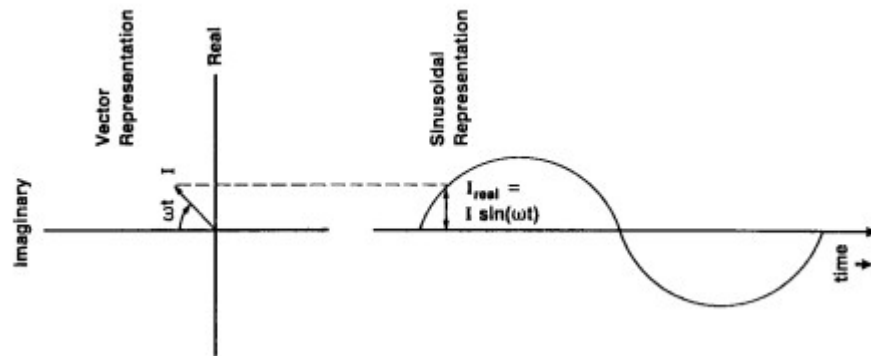


FIGURA 2.11: Relación entre la corriente alterna sinusoidal y la representación vectorial giratoria.[89]

En esta figura, el vector de corriente gira a una frecuencia angular constante $f(Hz)$ o ($radianes/s = 2\pi f$). En la figura 2.11, el componente x define la corriente en fase. Por lo tanto, se convierte en el componente real” del vector giratorio. El componente Y se desplaza fuera de fase por 90° . Por convención, se denomina componente “imaginario” del vector giratorio. La descripción matemática de los dos componentes es

$$\text{Corriente real} = I_x = |I| \cos(\omega t)$$

$$\text{Corriente imaginaria} = I_y = |I| \sin(\omega t)$$

$$|I|^2 = |I_x|^2 + |I_y|^2$$

El voltaje se puede representar como un vector giratorio similar con su propia amplitud E y la misma velocidad de rotación V .

Como se muestra en la figura ??, cuando la corriente está en fase con el voltaje aplicado, los dos vectores coinciden y giran juntos. Esta respuesta es característica de un circuito que contiene solo una resistencia. Cuando la corriente y el voltaje están desfasados, los dos vectores giran a la misma frecuencia, pero están desplazados por un ángulo llamado ángulo de fase. Esta respuesta es característica de un circuito que contiene condensadores e inductores además de resistencias.

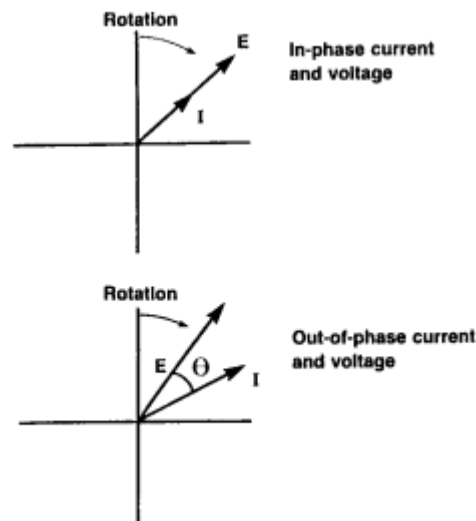


FIGURA 2.12: Rotación en fase y fuera de fase de corriente y vectores de voltaje.[89]

En el análisis de impedancia electroquímica, uno ve uno de los vectores desde el marco de referencia del otro. Por tanto, el punto de referencia gira y no se ve la dependencia temporal de las señales. Además, tanto los vectores de corriente como de voltaje se refieren al mismo marco de referencia. El vector de voltaje se divide por el vector de corriente para producir el resultado final en términos de impedancia, como se muestra en la figura 2.13. La impedancia es el factor de proporcionalidad entre el voltaje y la corriente.

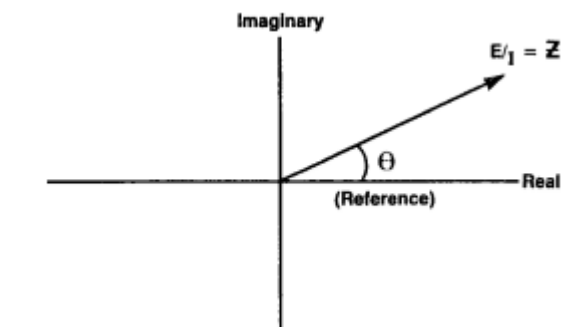


FIGURA 2.13: Vector de impedancia [89].

El resultado de la técnica EIS se puede representar mediante diagramas de Nyquist y diagramas de Bode.

El diagrama de Nyquist muestra la parte imaginaria contra la parte real. La parte imaginaria se representa como un número negativo. Como es un modo de graficar la respuesta en impedancia a cada frecuencia, cada punto representa estos valores siendo los del lado izquierdo las respuestas a frecuencias altas y las del lado derecho las respuestas a frecuencias bajas [90].

2.5.2 POLARIZACIÓN POTENCIO-DINÁMICA

Es una técnica que permite obtener información sobre los electrodos como la tasa de corrosión, susceptibilidad a la corrosión por picaduras, pasividad y el comportamiento catódico de un sistema electroquímico.

Los componentes necesarios para que ocurra un proceso electroquímico son un ánodo, un cátodo, un medio de conducción iónico y eléctrico.

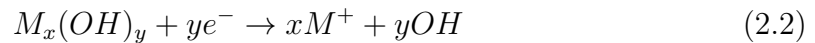
El medio de conducción iónico es la solución en la que están sumergidos los electrodos del sistema, y el medio de conducción eléctrico se proporciona por medio del potencióstato, mediante el cual se controla la fuerza que impulsa las reacciones electroquímicas del electrodo de trabajo. La magnitud de esta fuerza los procesos electroquímicos que se dan en el ánodo y el cátodo, así como la velocidad con la que estos ocurren. El flujo de los electrones se da en dirección del ánodo al cátodo

a través del medio eléctrico. El ánodo se considera que tiene polaridad negativa y el cátodo, positiva, dentro del sistema. La reacción de oxidación se presenta en el ánodo, y para reacciones en metales se representa con una reacción como;



Donde M representa el metal o aleación, M^{x+} el ion y xe^{-} el número de electrones transferidos en el proceso.

Por otro lado, la reacción de reducción de un óxido o un hidróxido se presenta en la superficie del cátodo, la reacción representativa es;



Como resultado de este análisis se pueden observar 2 secciones principales, la rama catódica y la rama anódica.

En la figura 2.14 se observa una representación esquemática de la curva de polarización anódica.

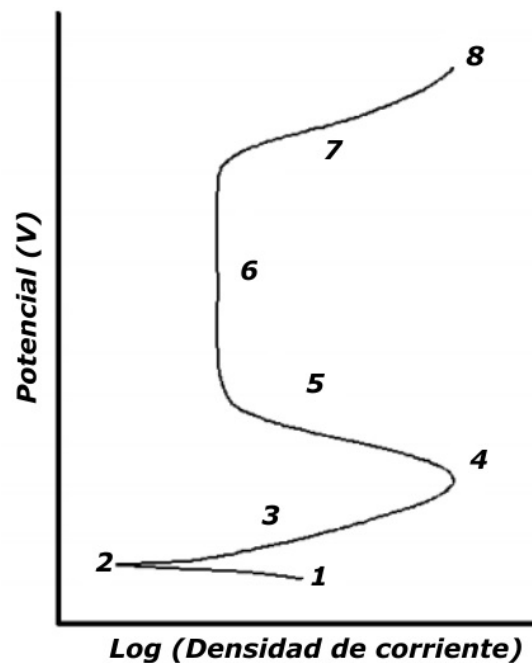


FIGURA 2.14: Imagen representativa de la rama anódica. Adaptada de [91].

Comenzando por el punto 1, el escaneo avanza en dirección hacia el potencial positivo hasta llegar al punto 8, el punto 2 señala el potencial de circuito abierto, donde la suma de las velocidades de reacción anódica y catódica es cero. Conforme aumenta el potencial llegamos a la región activa indicada por el punto 3. Esta zona es donde se da la oxidación de los metales como reacción dominante. El punto 4 señala el potencial de pasivación. Después de este punto, en el punto 5 la densidad de corriente disminuye conforme aumenta el potencial hasta llegar a una densidad de corriente donde el material se pasiva (punto 6). El potencial se sigue incrementando hasta llegar al punto 7 conocido como el potencial de ruptura, una vez alcanzado este punto la corriente se incrementa rápidamente (punto 8), es en este potencial donde se puede generar corrosión por picaduras.

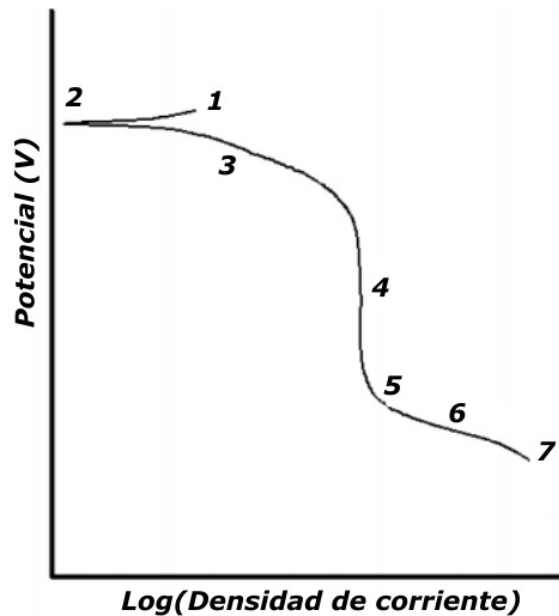


FIGURA 2.15: Imagen representativa de la rama catódica. Adaptada de[91].

En el caso de la rama catódica (figura 2.15) comenzando en el punto 1 y haciendo el recorrido en dirección hacia el potencial negativo, el potencial de circuito abierto se encuentra señalado por el punto 2, en el punto 3 se presenta la reacción de reducción de oxígeno, y se tiene una densidad de corriente limitante que regula el límite en la velocidad con la que ocurre la reacción dependiendo de la velocidad con la que el oxígeno se difunde en la solución. Tras alcanzar este límite, punto

4, la densidad de corriente permanece estable hasta alcanzar un potencial en el que se genera otra reacción catódica en el punto 5. Cuando el potencial se vuelve más grande, la reacción se convierte en dominante, esta reacción se puede deber a la reducción de especies en el ambiente como el desprendimiento de hidrógeno. También puede incrementarse la corriente si existe el suficiente potencial para reducir el óxido en la superficie del electrodo.

En un análisis potenciodinámico la corriente representa la tasa con la que se llevan a cabo las reacciones en el sistema. La tasa de corrosión general se puede medir a través de mediciones de la resistencia a la polarización. La polarización es una expresión del cambio relativo en las energías de activación tanto para la disolución como para la deposición, cuando el equilibrio es perturbado por los efectos de resistencia y concentración. La polarización puede ser positiva(anódica) o negativa(catódica), de acuerdo a si la corriente neta es una corriente de disolución o deposición respectivamente [92].

Se puede clasificar la polarización en dos tipos: por activación y por concentración[46].

La polarización por activación se refiere a un proceso electroquímico el cual está controlado por la secuencia de reacciones que suceden en la interface del metal y el electrolito, el hidrógeno atómico primero se adsorbe o se pone en contacto con la superficie antes de que inicie la reacción, debe existir como resultado del hidrógeno. Dos átomos de hidrógeno se combinan para formar una molécula. Estas moléculas de hidrógeno se combinan para formar una burbuja de hidrógeno gas. Como en todo proceso, la velocidad de reducción de los iones de hidrógeno se controla por la etapa más lenta.

La polarización por concentración se refiere a las reacciones electroquímicas las cuales están controladas por la difusión en el electrolito. Aquí el número de iones hidrógeno en solución es pequeño, y la velocidad de reducción está controlada por la difusión de los iones hidrógeno hacia la superficie del metal [93].

De acuerdo a la norma ASTM G106 [89] un escaneo de potencial pequeño es aplicado a una muestra de metal. Se registran las corrientes resultantes. La resistencia de polarización, R_p , de un electrodo de corrosión es definido a partir de la ecuación 2.3 como la pendiente de un potencial contra la densidad de corriente.

$$R_p = \left(\frac{\delta \Delta E}{\delta i} \right)_{i=0, dE/dt \rightarrow} \quad (2.3)$$

La densidad de corriente viene dada por i . La densidad de corriente de corrosión, i_{corr} , está relacionada con la resistencia a la polarización por el Coeficiente Stern-Geary, B .

$$R_{corr} = 10^6 \frac{B}{R_p} \quad (2.4)$$

La dimensión de R_p es $ohm - cm^2$, i_{corr} es $\mu A/cm^2$ y B es en V . El coeficiente Stern-Geary está relacionado con la pendiente de la reacción anódica, b_a , y catódica, b_c , las pendientes de Tafel según la ecuación 2.5.

$$B = \frac{b_a b_c}{2.303(b_a + b_c)} \quad (2.5)$$

Las unidades de las pendientes de Tafel son $V/decada$.

La velocidad de corrosión, CR , en mm/yr se puede determinar a partir de la ecuación 2.6 en la que EW es el peso equivalente de la especie corrosiva en gramos y ρ es la densidad del material corrosivo en g/cm^3

$$CR = 3.27 \times 10^{-3} \frac{i_{corr} EW}{\rho} \quad (2.6)$$

La resistencia a la polarización disminuye con el tiempo de exposición al proceso por lo que se utiliza para representar la cinética de corrosión del metal [94]. La corrosión metálica suele ser un proceso electroquímico. Los procesos electroquímicos requieren ánodos y cátodos en contacto eléctrico, así como una vía de conducción iónica a través de un electrolito. El flujo de electrones entre el área anódica y el área catódica cuantifica las tasas de las reacciones de oxidación y reducción. El seguimiento de esta

corriente proporciona los medios para evaluar la cinética del proceso de corrosión.

CAPÍTULO 3

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

3.1 MATERIALES

3.1.1 MATERIAL BASE

Para este estudio se utilizó un AHSS martensítico 1200 de 2.5 mm de espesor donado por la empresa METALSA, el material se cortó en guillotina para obtener placas de 510 mm X 120 mm de acuerdo con la norma SEP 1220-5.

Se utilizaron 2 guillotinas para hacer los cortes, la primera es una guillotina marca NAVA de modelo genérico (fig. 3.1) las placas obtenidas de este corte se utilizaron para hacer un primer estudio de penetración de soldadura, la segunda es una guillotina marca BIMEX modelo CS-3200X12, las placas obtenidas de este corte se utilizaron para hacer un segundo estudio de penetración de soldadura y para soldar los cupones del estudio.



FIGURA 3.1: (a) Guillotina marca NAVA utilizada para el corte de las placas del primer estudio de penetración. (b) Proceso de corte de las placas a medida 120 mm x 510 mm. (c) Guillotina marca BIMEX utilizada para el corte de las placas del segundo estudio de penetración y coupons del estudio final. (d) Proceso de corte de las placas a medida 120 mm x 510 mm.

3.1.2 ALAMBRE DE SOLDADURA

Se utilizó un alambre de soldadura Soldamatic MW160 (fig. 3.2) de diámetro de 1.143 mm certificado bajo la norma AWS A5.28 ER70s-6 donado por la empresa PYASA.

Se realizó un análisis de composición química de 2 muestras de material base identificadas como MB1 y MB2, además de 2 muestras de soldadura identificados como W1 y W2. Este estudio se realizó de acuerdo con la norma ASTM E-415 a temperatura ambiente con un espectrómetro de emisión óptica CYPL-E-153. Los resultados se muestran en la tabla 3.1.

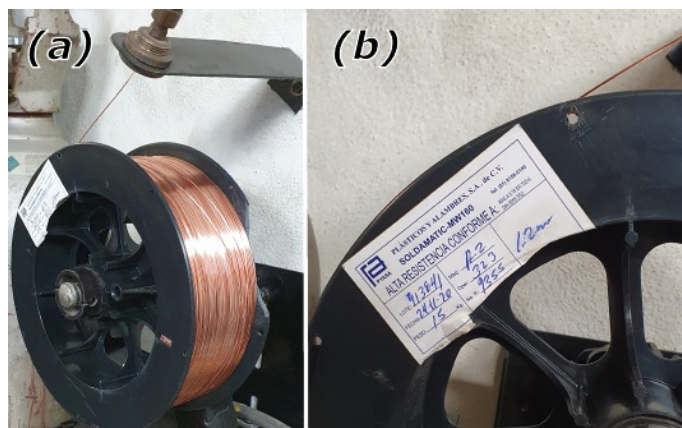


FIGURA 3.2: (a) Alambre de soldadura Soldamatic MW160 utilizado para el estudio. (b) Identificador del alambre.

TABLA 3.1: Composiciones químicas del material base y el alambre de soldadura.

ID	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al	Nb	Ti	V
MB1	0.103	0.059	1.61	0.013	0.002	0.201	0.027	0.036	0.004	0.044	0.013	0.027	0.010
MB2	0.099	0.059	1.60	0.012	0.002	0.200	0.027	0.035	0.004	0.044	0.013	0.027	0.010
W1	0.091	0.552	1.48	0.011	0.004	0.080	0.021	0.026	0.075	0.015	0.012	0.009	0.005
W2	0.097	0.494	1.48	0.011	0.003	0.093	0.021	0.028	0.068	0.017	0.011	0.010	0.005

3.2 PREPARACIÓN DE LAS MUESTRAS

3.2.1 DEFINICIÓN DE LOS LÍMITES DE CALIDAD

Límite de calidad mínimo. Se define como la velocidad de alimentación del alambre más baja con la que se puede producir un cordón de soldadura donde la placa superior alcanzó la fusión completa y en la placa inferior se alcanzó una penetración (p) de por lo menos un 10% del espesor de la placa. La garganta de la soldadura (a) debe ser por lo menos un 70% del espesor de la placa más delgada.

Límite de calidad máximo. Se define como la velocidad de alimentación del alambre mas alta con la que se puede obtener un cordón de soldadura que no pro-

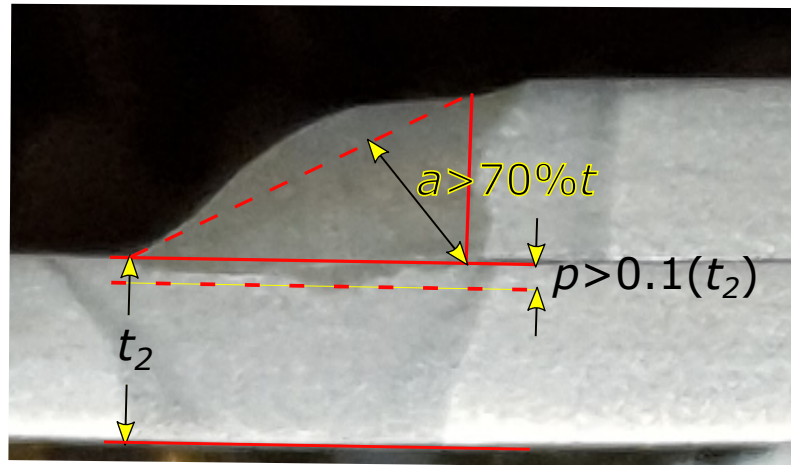


FIGURA 3.3: Sección transversal del cordón de soldadura que muestra las condiciones para el límite inferior de calidad.

duzca convexidad en el reverso de la placa inferior.

3.2.2 DETERMINACIÓN DE LOS PARÁMETROS DE SOLDADURA PARA LOS LÍMITES DE CALIDAD.

Se realizaron ensayos de soldadura en una estación robótica para soldar Motoman YASKAWA modelo MH00024-A00 ubicada en el laboratorio de pruebas de soldadura de la empresa Plásticos y Alambres, S.A. de C.V. , para obtener los parámetros adecuados con los que se obtienen uniones con especificaciones correspondientes al límite mínimo y máximo de calidad.

Para estos ensayos se utilizó un mecanismo de sujeción con el objeto de minimizar la distorsión de las placas provocado por el calor suministrado durante la soldadura. De esta manera se obtuvieron cordones con características similares y se disminuyó la variación en el gap que causa la distorsión.

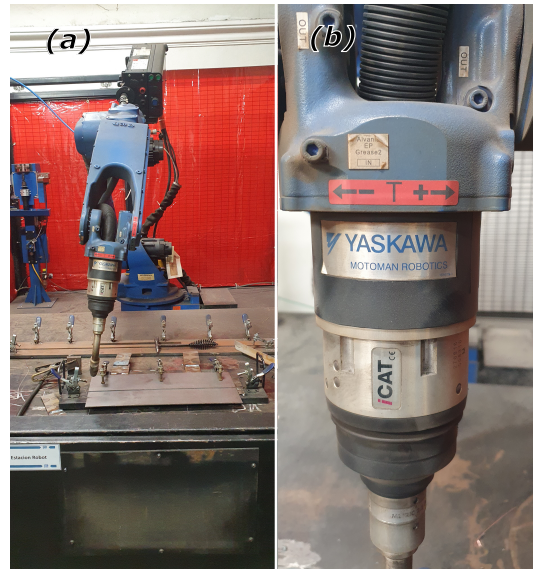


FIGURA 3.4: (a) Estación robótica para soldar Motoman YASKAWA modelo MH00024-A00. (b) Cabezal de la antorcha de la estación robótica.

El mecanismo de fijación se muestra en la figura 3.5. Es una base para sujetar las placas que tiene 3 pinzas horizontales colocadas con respecto al centro de la base con una separación de 200 mm en la parte posterior, y 2 pinzas horizontales en la parte de enfrente a cada lado. La base tiene dimensiones de 700 mm x 230 mm x 20 mm.



FIGURA 3.5: Base para soldar los cupones del estudio.

Se hicieron cordones de soldadura de 80 mm con separación entre éstos de 20 mm variando entre cada cordón la velocidad de alimentación del alambre para velocidades de avance de 0.50 m/min, 0.60 m/min, 0.65 m/min y 1 m/min.

Los ensayos se realizaron con parámetros que se mantuvieron constantes durante las pruebas. Estos parámetros se muestran en la tabla 3.2.



FIGURA 3.6: Imagen de cordones de soldadura de 80 mm con separación de 20 mm entre éstos.

TABLA 3.2: Parámetros constantes, primer estudio de penetración de soldadura.

Parámetros generales	
Diámetro del alambre	1.143 mm
Arco	Pulsado
Diámetro de la tobera	18 mm
Gas de protección	90/10 Ar/ CO_2
Caudal de gas protector	12 l/min
Posición de soldadura	PB(AWS 2F)
Gap	0
Inclinación de la antorcha	10 °
Angulo de la antorcha	35°
Extensión del alambre (stickout)	15mm
Tipo de unión	Soldadura de filete a traslape
Traslape	16 mm

Se realizó un análisis de penetración de las secciones transversales al eje del cordón de soldadura obtenidas de los ensayos. Se buscaron parámetros que produjeran cordones de soldadura con la menor porosidad superficial, sin socavamiento y baja cantidad de salpicaduras.

Se realizó un segundo ensayo para descartar las variaciones provocadas por posibles variaciones en las condiciones del estudio. Se modificaron parámetros para ajustar el perfil y obtener un mejor resultado, entre los parámetros que se modificaron, está el ángulo de inclinación de la antorcha que cambio para el ensayo en la velocidad de avance de 1 m/min de 35° a 45°, el stickout cambio de 15 mm a 17 mm para disminuir la variación en la entrada de calor a las piezas. Se selecciona-

ron 2 grupos de variables para realizalo, velocidad de avance del robot igual a 0.50 m/min y 1 m/min con variaciones en la velocidad de alimentación del alambre con incrementos de 0.5 m/min desde 4 m/min hasta el melt through.

Los parámetros del segundo estudio se muestran en la tabla 3.3

TABLA 3.3: Parámetros constantes, segundo estudio de penetración de soldadura.

Parámetros generales	
Diámetro del alambre	1.143 mm
Arco	Pulsado
Diámetro de la tobera	18 mm
Gas de protección	90/10 Ar/ CO_2
Caudal de gas protector	12 l/min
Posición de soldadura	PB(AWS 2F)
Gap	0
Inclinación de la antorcha	10 °
Angulo de la antorcha	45°
Extensión del alambre (stickout)	17mm
Tipo de unión	Soldadura de filete a traslape
Traslape	16 mm

Después de seleccionar los parámetros definitivos se hicieron coupons de soldadura con parametros basados en los resultados obtenidos de los estudios del perfil de penetración. Se soldaron cupones de acuerdo a la tabla 3.4. Se obtuvieron cordones de soldadura de forma continua e intermitente, el cordón de soldadura continuo tiene una medida de 480 mm mientras que los cupones con soldadura intermitente tiene 11 cordones de soldadura que miden 25 mm y tienen una separación entre ellos de 20 mm.

TABLA 3.4: Lista de muestras de los cupones soldados para el estudio.

Parámetros	Tipo de soldadura	Límite de calidad	Identificador
Vs=0.50 m/min; ángulo de antorcha = 35°	soldadura continua	mínimo	NC1* NC2* NC3 NC4
		máximo	NC5 NC6 NC7* NC8*
	soldadura intermitente	mínimo	N1S N2S* N3S NS4*
		máximo	NS5* NS6* NS7 NS8
Vs=1 m/min; ángulo de antorcha = 45°	soldadura continua	mínimo	PMC1* PMC2 PMC3* PMC4
		máximo	PMC5 PMC6* PMC7* PMC8
	soldadura intermitente	mínimo	PMS5* PMS6* PMS7 PMS8
		máximo	PMS1* PMS2 PMS3 PMS4*

*Probetas seleccionadas para pruebas destructivas.

3.3 PRUEBAS DE IMPEDANCIA Y POLARIZACIÓN POTENCIO-DINÁMICA

3.3.1 PREPARACIÓN DE LAS MUESTRAS PARA EL ANÁLISIS DE LA TASA DE CORROSIÓN

Se cortaron secciones transversales de 19 mm de longitud, de cada condición del estudio, se utilizó una cortadora Struers Labotom-5 de 3450 rpm con un disco METACUT 10-10R. Posteriormente se lijaron las muestras por toda la superficie para limpiarla y se atacó cada superficie con una solución de nital al 3% de concentración en peso para exponer el límite de cada zona e identificarlo para posteriormente aislarlo.

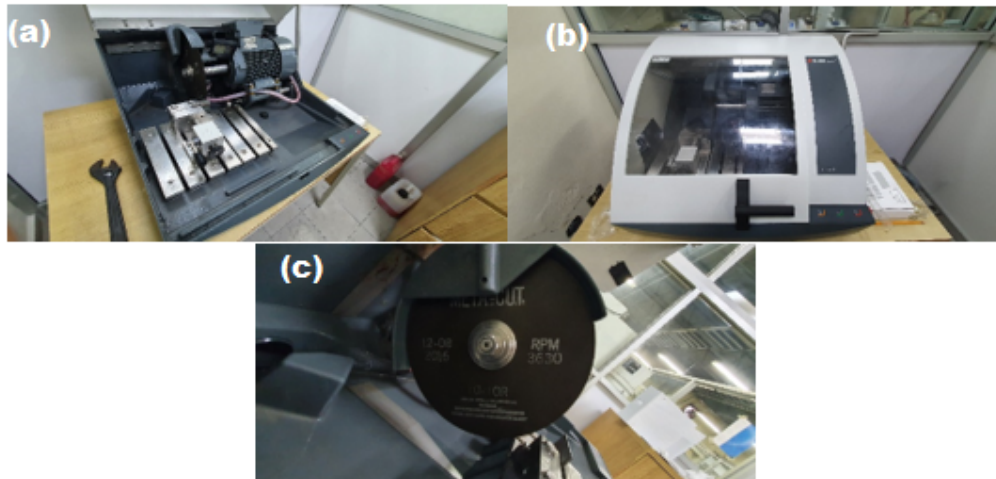


FIGURA 3.7: (a y b) Cortadora Struers Labotom-5. (c) Disco de corte METACUT 10-10R.

En la parte posterior se realizó una perforación con un taladro y una broca de 1/32 a una profundidad de aproximadamente 2 mm para facilitar la colocación del cable jumper dupont hembra-macho para protoboard. Posteriormente se le colocó una gota de estaño para fijar la unión y garantizar la continuidad del sistema.

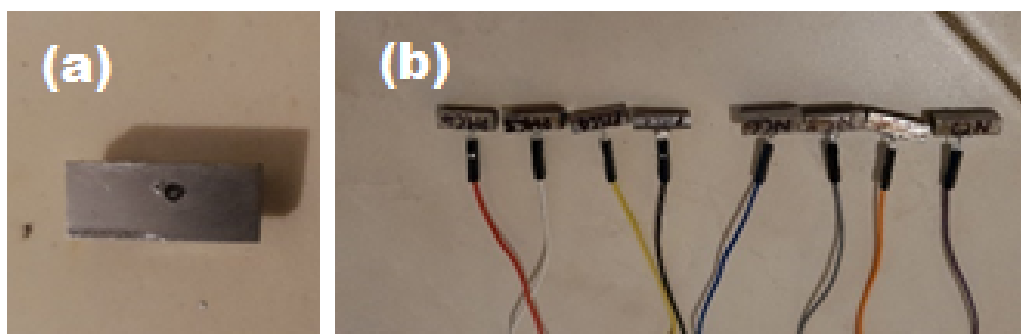


FIGURA 3.8: (a) Imagen de la perforación en la parte posterior de las muestras, (b) Muestras con el cable jumper soldado con estaño.

Estas muestras fueron embutidas en frío en una resina de acrílico para montaje de secado rápido en moldes de silicón, previamente se colocó talco en la superficie del molde para facilitar el desmolde de las muestras. Las muestras se desmoldaron después de 24 horas de secado a temperatura ambiente, se limpiaron de impurezas en agua y se lijaron para prepararlas para el estudio electroquímico.



FIGURA 3.9: Imagen de la preparación de las muestras en el molde de silicón.

Se utilizó una lija de carburo de silicio con tamaño de grano 180 para eliminar el exceso de resina que cubría la superficie a exponerse, posteriormente se usaron lijas 240, 320, 600, 1000 y 1200, después de eliminar las rayaduras de la superficie se pulieron con alúmina con tamaño promedio de partícula de 0.3 micrómetros. Tras el pulido, se tomó imagen de cada muestra en un stereoscopio, con una cámara marca OMAX modelo A3590U de 9 megapíxeles. Esta cámara tiene un adaptador fijo para microscopio de 0.50X marca OMAX modelo A3RDF50. La cámara se conectó a una computadora portátil marca HP con procesador AMD RYZEN 3, con tarjeta gráfica RADEON vega graphics AMD mediante un puerto USB2.0.



FIGURA 3.10: Camara OMAX modelo A3590U de 9 megapixeles con adaptador fijo para microscopio de 0.50X marca OMAX modelo A3RDF50.

Las imágenes se analizaron con el software de procesamiento de imagen Towp-View recomendado en las especificaciones de la cámara, se obtuvieron las áreas de exposición de cada muestra mediante este software.

TABLA 3.5: Área de exposición de los electrodos de trabajo.

Identificador	Área cm^2	Identificador	Área cm^2
NC3-W	0.7522	NC3-Z	0.7522
NC4-W	0.7549	NC4-Z	0.7549
NC5-W	0.5165	NC5-Z	0.5165
NC6-W	1.0496	NC6-Z	1.0496
PMC2-W	0.4291	PMC2-Z	0.4291
PMC4-W	0.6419	PMC4-Z	0.6419
PMC5-W	0.8716	PMC5-Z	0.8716
PMC6-W	0.5965	PMC6-Z	0.5965

Se utilizó una cubierta de algodón para conservar la superficie limpia y reducir el daño que se pudiera producir durante el traslado. Antes de iniciar el estudio electroquímico se volvieron a pulir para eliminar la formación de óxidos de la superficie de exposición.

3.3.2 PREPARACIÓN DE LA CELDA ELECTROQUÍMICA

Se preparo una celda electroquímica de 3 electrodos en 250 ml de solución electrolítica al 3.5% en peso de NaCl en agua destilada. Primero se obtuvieron 241.25 ml de agua destilada y se pesaron 8.75 gr de NaCl de grado laboratorio de alta pureza en una balanza, se mezcló con el agua destilada y se disolvió con la ayuda de un agitador de vidrio. Se colocó un electrodo de referencia Hg_2Cl_2 (calomelano), un electrodo auxiliar cilíndrico de platino y el electrodo de trabajo que en este caso son las muestras de soldadura, zona afectada por el calor y metal base.

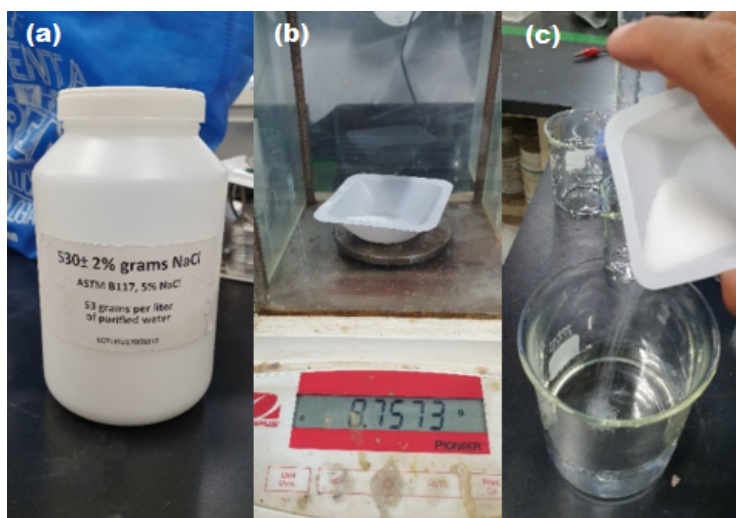


FIGURA 3.11: (a) NaCl de grado laboratorio. (b) balanza utilizada para el pesaje del NaCl. (c) incorporación del NaCl en el agua destilada.

El electrodo de referencia se limpio con agua destilada y posteriormente con solución electrolítica preparada al 3.5% en peso de NaCl, el electrodo auxiliar se limpio con alcohol etílico frotando un paño limpio para eliminar impurezas y posteriormente con agua destilada, el electrodo de trabajo se limpió con alcohol etílico frotando con un paño limpio y posteriormente con agua destilada. Las terminales de los tres electrodos se conectaron a un potenciostato/galvanostato Solartron SI1287 y las superficies de trabajo fueron sumergidas en la solución electrolítica a una dis-

tancia de 1 cm entre ellos y se dejaron reposar por 15 minutos previo a el inicio de las pruebas.

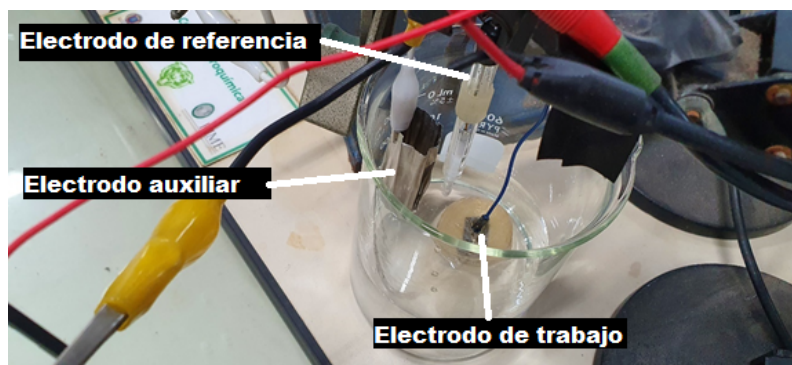


FIGURA 3.12: Arreglo de la celda electroquímica con tres electrodos. (a) Electrodo auxiliar. (b) Electrodo de referencia. (c) Electrodo de trabajo.



FIGURA 3.13: Electrodo auxiliar de platino con forma cilíndrica cerrada.

El software utilizado para el estudio electroquímico es CorrWare 2. La configuración de la celda se ajustó para cada muestra de la siguiente manera: Se realizó una prueba Open circuit durante 15 minutos para ver el rango de potencial de corrosión. Posteriormente se realizó la prueba de impedancia y posteriormente se realizó la prueba de polarización potenciodinámica.



FIGURA 3.14: Sistema potenciostato-galvanostato Solartron SI1287.

3.4 PRUEBA DE TENSIÓN A ESFUERZO CORTANTE

Se seleccionaron las muestras para pruebas mecánicas de acuerdo con la siguiente tabla:

TABLA 3.6: Selección de muestras para las pruebas mecánicas.

Identificador	Secciones	Prueba
PMC1	B, D, F, H y J	Tensión
	E	Microdureza Vickers
PMC6	B, D, F, H y J	Tensión
	E	Microdureza Vickers
NC1	B, D, F, H y J	Tensión
	E	Microdureza Vickers
NC8	B, D, F, H y J	Tensión
	E	Microdureza Vickers
PMS1	B, D, F, H y J	Tensión
	E	Microdureza Vickers
PMS6	B, D, F, H y J	Tensión
	E	Microdureza Vickers
NS2	B, D, F, H y J	Tensión
	E	Microdureza Vickers
NS5	B, D, F, H y J	Tensión
	E	Microdureza Vickers

Los cupones fueron divididos en secciones de 4.5 cm de longitud de acuerdo con la figura 3.15. Se fabricaron probetas de cada sección seleccionada, el proceso de maquinado fue mediante una fresadora para las probetas de las pruebas de esfuerzo de tensión a corte.

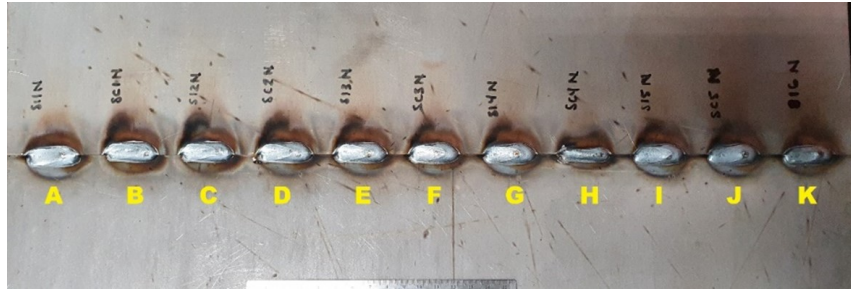


FIGURA 3.15: Identificación de las secciones de los cupones para el estudio de acuerdo con la tabla 3.6

Previo a esto se realizaron radiografías en los cupones seleccionados para pruebas destructivas con el fin de detectar posibles defectos como porosidad excesiva, agrietamientos o falta de fusión. Las radiografías se hicieron con una fuente portátil de iridio 192 con una vida de 19 Curies. La irradiación se realizó durante 5 minutos a una distancia de 42.5 cm de distancia hacia la muestra. Se utilizó un revelador marca AGFA G128 durante 1 minuto y posteriormente un fijador marca Agfa para después enjuagar con agua.

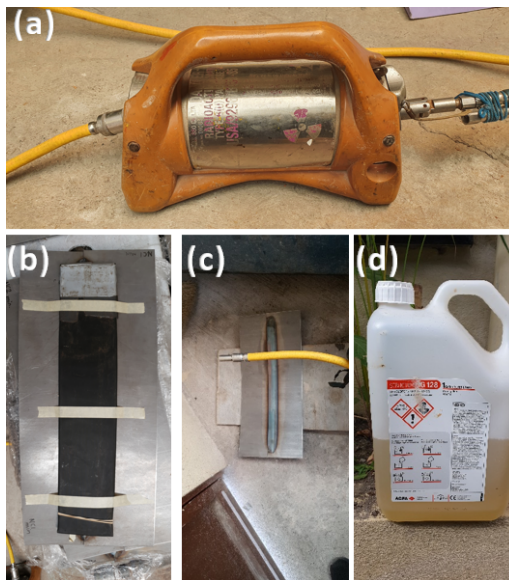


FIGURA 3.16: (a)Fuente de iridio 192 con vida de 19 curies. (b)Colocación de la película en parte posterior de las placas. (c) Colocación de la fuente de irradiación a 42.5 cm de distancia del blanco.(d)Revelador G-128.

Posteriormente se realizaron las pruebas de tensión en una máquina universal Zwick/Roell Z250. Esta máquina cuenta con una celda de carga máxima de 250

kN, mordazas hidráulicas para eliminar el riesgo de deslizamiento indeseable de las muestras, una cámara extensómetro óptico para detectar el adelgazamiento de las muestras, además de contar con ajuste automático de presión para probetas, tiene un mecanismo de ajuste que permite colocar probetas con eje irregular como lo son las probetas de soldadura de filete a traslape sin necesidad de soldar un aumento en ambos extremos para compensar el desfase del eje de un extremo con respecto al otro.



FIGURA 3.17: (a) Máquina universal Zwick/Roell Z250. (b) Imagen de probetas de cordón de soldadura continua. (c) Imagen de prueba en proceso. (d) Imagen de probetas de cordón de soldadura intermitente.

Previo a la prueba de cada probeta se lijaron los bordes para eliminar la rebaba producida durante el proceso de maquinado, este procedimiento se realizó para evitar dañar las mordazas de la máquina universal, así como para evitar deslizamiento por agarre inadecuado de las probetas.

Además de las probetas de soldadura, también se realizaron pruebas de tensión sobre el material base sin exposición al calor, se fabricaron 5 probetas de una sección del material base que no se expuso al calor, el corte de estas probetas se realizó con corte de agua.

Se realizó un segundo estudio de esfuerzo a tensión utilizando 2 variaciones del alambre de soldadura, Soldamatic MW160-3 (de acuerdo con ISO 14341:EN440G4Si1)

y Soldamatic MW180 (de acuerdo con AWS A5.28 ER80S-D2). Los parámetros utilizados se muestran en la tabla 3.7

TABLA 3.7: Parámetros para la soldadura con las variantes del alambre

Parámetros	NC9	NC10	NC11	PMC9
Inclinación de la antorcha	10 °	10°	10°	10°
Angulo de la antorcha	35°	35°	35°	45°
Alambre	MW180	MW180	MW160-3	MW180
Velocidad de avance	0.5 m/min	0.5 m/min	0.5 m/min	1.2 m/min
Alimentación del alambre	6.5 m/min	8.5 m/min	8.5 m/min	12.5 m/min

3.5 PRUEBA DE MICRODUREZA

Se prepararon muestras para este estudio de la sección E de acuerdo con la figura 3.15. Primero se cortaron secciones transversales de cada sección E con una cortadora Struers Labotom-5 y se embutieron en caliente. Se lijaron y se prepararon en acabado espejo para la prueba de microdureza Vickers, una vez en acabado espejo, fueron atacadas con nital al 3% para revelar los límites de cada sección, se neutralizaron con acetona y se secaron con aire. Previo a la prueba se realizaron 3 indentaciones sobre un patrón ELLIS 17215 con valor de dureza de 62.3 HV con un error máximo permitido de 2% para verificar la calibración del durómetro, se obtuvo un valor promedio de microdureza de 62.87 HV.

Las pruebas de microdureza se realizaron en un durómetro Wilson Hardness a 0.5 N durante 10 segundos, cada indentación se realizó con una distancia con respecto a la anterior de 0.250 mm de acuerdo con la norma ASTM E8 comenzando a una distancia de 3.5 mm desde el metal base con respecto a la zona afectada por el calor y terminando 3.5 mm después de la zona afectada por el calor. Las indentaciones se realizaron de acuerdo con la figura 3.19 a 1/3 de espesor desde la superficie superior, atravesando la soldadura de manera diagonal hasta 1/3 de espesor de la superficie inferior.

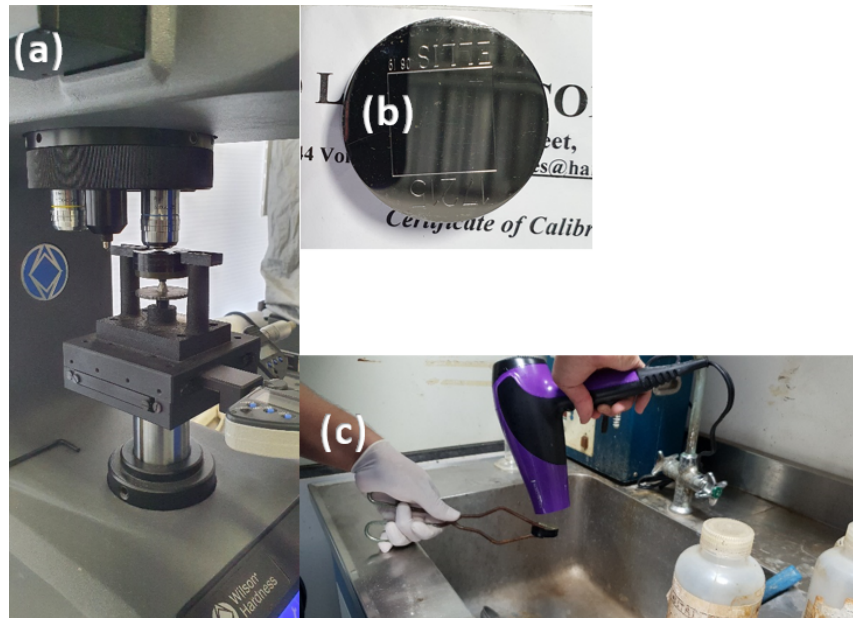


FIGURA 3.18: (a) Durómetro Wilson Hardness usado para las pruebas de microdureza Vickers a 0.5 N (b) Patrón para calibración de microdureza. (c) preparación de muestras, ataque con NITAL 3 %, neutralizado con acetona y secado para prueba de microdureza Vickers.

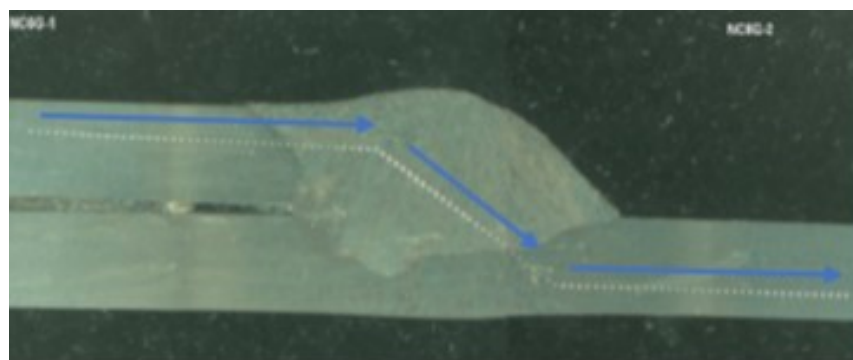


FIGURA 3.19: Imagen de la macrografía de la muestra NC6G que muestra la dirección y la posición en la que se realizaron las indentaciones para el estudio de microdureza.

3.6 DIFRACCIÓN DE RAYOS X

Se realizó un análisis por difracción de rayos x para caracterizar las fases presentes en la unión, para esto se utilizó un difractómetro de escritorio marca Rigaku tipo R01-29-0301 MiniFlex II con una fuente Cu ($\lambda = 0.154056nm$, 60kV, 2000W).

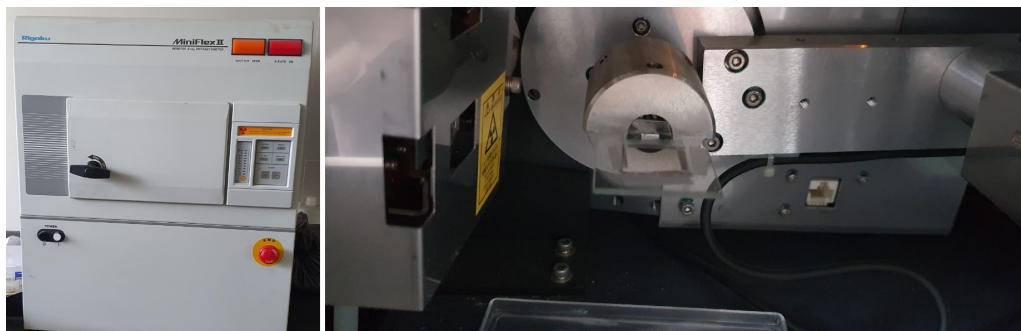


FIGURA 3.20: Izquierda.- Imagen del difractómetro de rayos x Rigaku. Derecha.- muestra colocada en un portamuestras dentro del difractómetro.

Se obtuvieron muestras con dimensiones de 20mm x 20mm x 1 mm de los cupones pmc4, pmc6, nc5, y mb. las muestras se pulieron para evitar que las reflexiones de los óxidos que se forman aparecieran en el difractograma. Los cupones pmc4 y nc5 son las muestras representativas de las condiciones de entrada de calor mínimo y máximo respectivamente. El análisis se realizó en un rango de 30° a 100°, con una velocidad de escaneo de 0.2°/s.

3.7 PREPARACIÓN DE MUESTRAS PARA CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL

Se obtuvieron muestras del área transversal de los cupones para el análisis por microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido. Las muestras se prepararon de manera similar a las utilizadas para el estudio electroquímico, fueron embutidas

en frío en una resina de acrílico para montaje de secado rápido en moldes de silicón, previamente se colocó talco en la superficie del molde para facilitar el desmolde de las muestras. Las muestras se desmoldaron después de 24 horas de secado a temperatura ambiente, se limpiaron de impurezas en agua y se lijaron para prepararlas para el estudio. Se pulieron hasta acabado espejo con lijas de carburo de silicio con tamaño de grano 180 para eliminar el exceso de resina que cubría la superficie a exponerse, posteriormente se usaron lijas 240, 320, 600, 1000 y 1200, después de eliminar las rayaduras de la superficie se pulieron con alúmina con tamaño promedio de partícula de 0.3 micrómetros.

Se analizaron las muestras por microscopía óptica con un microscopio metalográfico ZEISS Axiovert 40 mostrado en la imagen 3.21. Previo a este análisis, las muestras se atacaron con nital al 3% de concentración para revelar la microestructura.



FIGURA 3.21: Imagen del microscopio Zeiss Axiovert 40 Mat utilizado para el análisis de microscopía óptica.

Antes del estudio por microscopía electrónica de barrido (SEM por sus siglas en inglés), las muestras se atacaron con nital al 3% y se le adhirió cinta de carbono para hacer más conductiva la muestra y obtener mejores resultados, el estudio por SEM se realizó en un microscopio FEI NOVA NANOSEM 200 ubicado en las instalaciones del CIIDIT de la FIME.

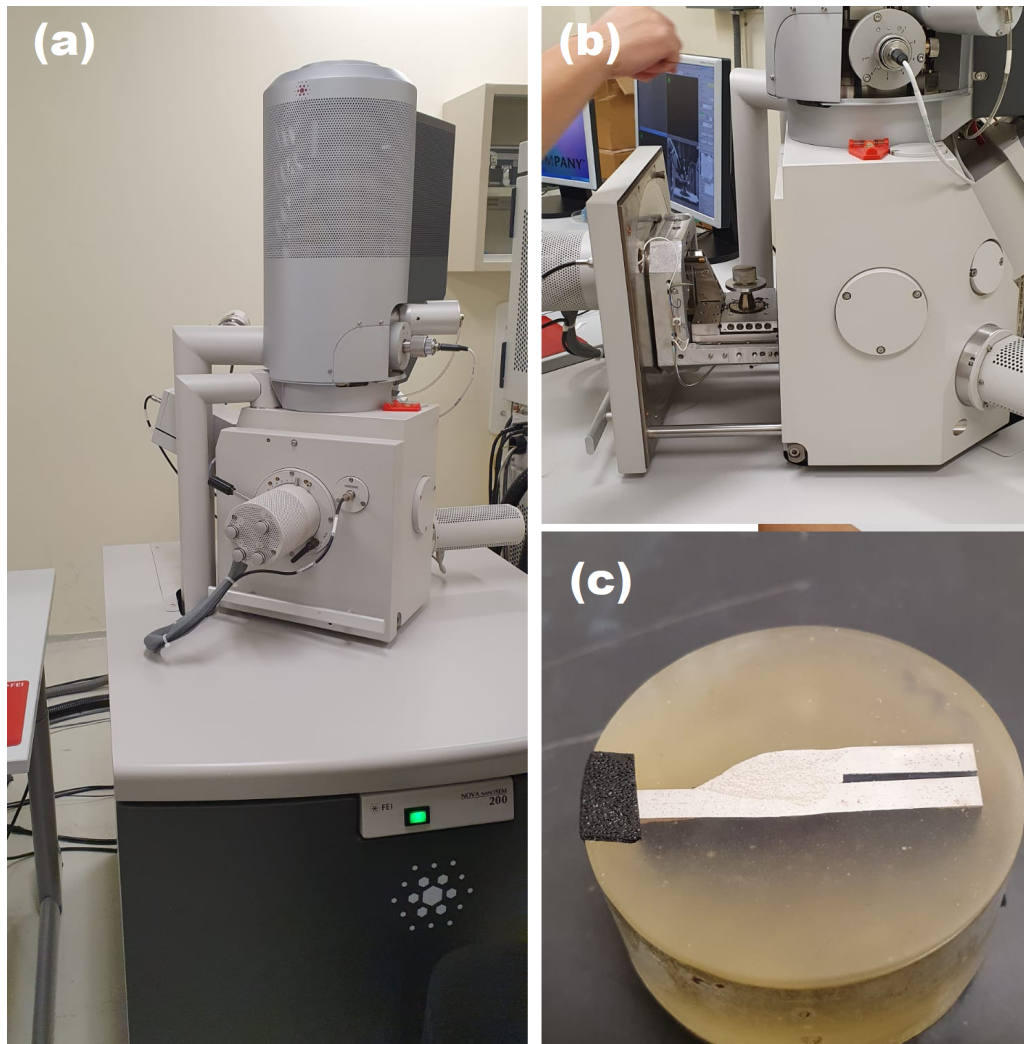


FIGURA 3.22: a)Imagen del microscopio FEI NOVA NANOSEM 200; b)Imagen de la muestraprevio al análisis en el SEM; c)Imagen de una muestra preparada para el análisis por microscopía.

CAPÍTULO 4

ANÁLISIS DE RESULTADOS

En este estudio se utilizó un mismo alambre variando los parámetros del experimento, obteniendo un cambio en la posición de las inclusiones no metálicas. La diferencia entre un resultado y otro es la estabilidad del arco, lo cual influyó en la interacción del gas de protección con la cantidad de material fundido. Produciendo variación en la cantidad de oxígeno disponible. La variación en el oxígeno disponible afecta la formación de las islas de silicato como ya había sido mencionado por Derrien et al. Ahsan et al 2016 atribuyeron el cambio en el flujo de Marangoni a la presencia de elementos aleantes en diferentes cantidades.

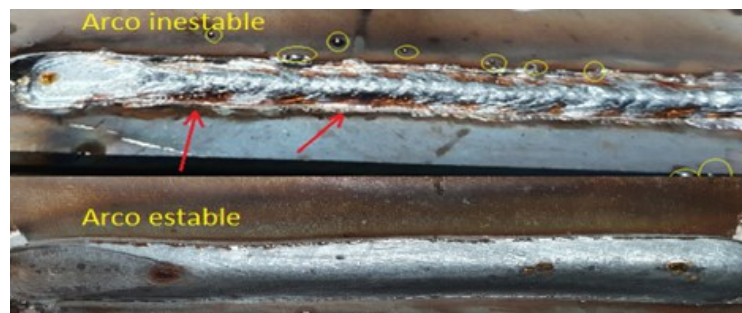


FIGURA 4.1: Efecto de la inestabilidad del arco en la formación de las islas de silicato. (a) Cordón de soldadura con el arco inestable, formación de las islas de silicato en los bordes del cordón. (b) Cordón de soldadura con el arco estable, formación de las islas de silicato en el centro del cordón.

Esto implica que en nuestro estudio se identificó la causa de la inclusión del

oxígeno en la soldadura como la inestabilidad en el arco. Ahsan et al publicaron en 2016 que el cambio en el flujo de Marangoni se debía a la diferencia entre la cantidad de elementos aleantes para sus muestras, en nuestro estudio solo se utilizó una composición química en el alambre, que al no tener variación podemos afirmar que no es el único factor que provoca este cambio, sino también la presencia de oxígeno disponible para reaccionar con los elementos aleantes.

Los resultados del primer estudio de penetración se utilizaron para modificar los parámetros para reducir los defectos de soldadura que salían de los requerimientos de calidad mínima. Del segundo estudio de penetración de soldadura se descartaron las variables que producían soldaduras defectuosas, y se seleccionaron 2 combinaciones de variables que satisfacían los requerimientos de la norma SEP-1220-5 y los que cumplían con las condiciones de producción que se tienen en Metalsa.

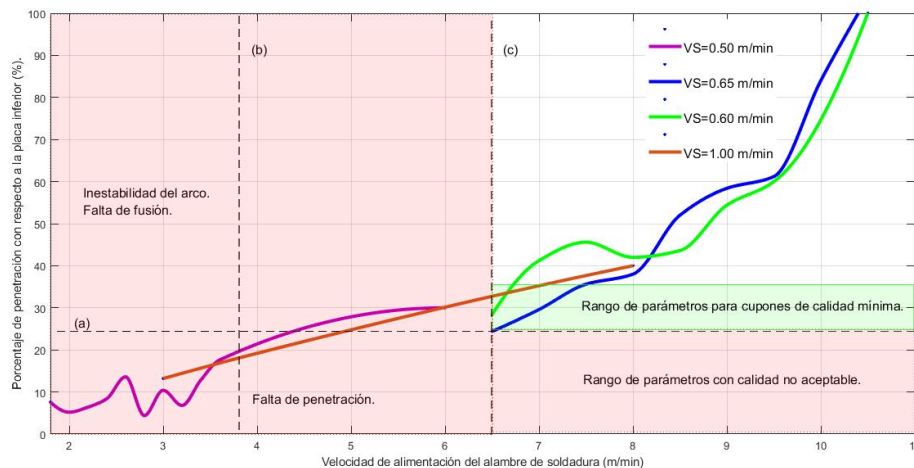


FIGURA 4.2: Estudio inicial de penetración. (a) Zona roja, resultados de parámetros con calidad no aceptable. (b) Zona verde, rango de parámetros con resultados en la calidad mínima.

Se corrió un tercer estudio de penetración para la velocidad de avance de soldadura de 1 m/min debido a que presentaba discontinuidad en el perfil de penetración. Se ajustó el stick out a 17.5mm para corregir la discontinuidad en la penetración de la soldadura.

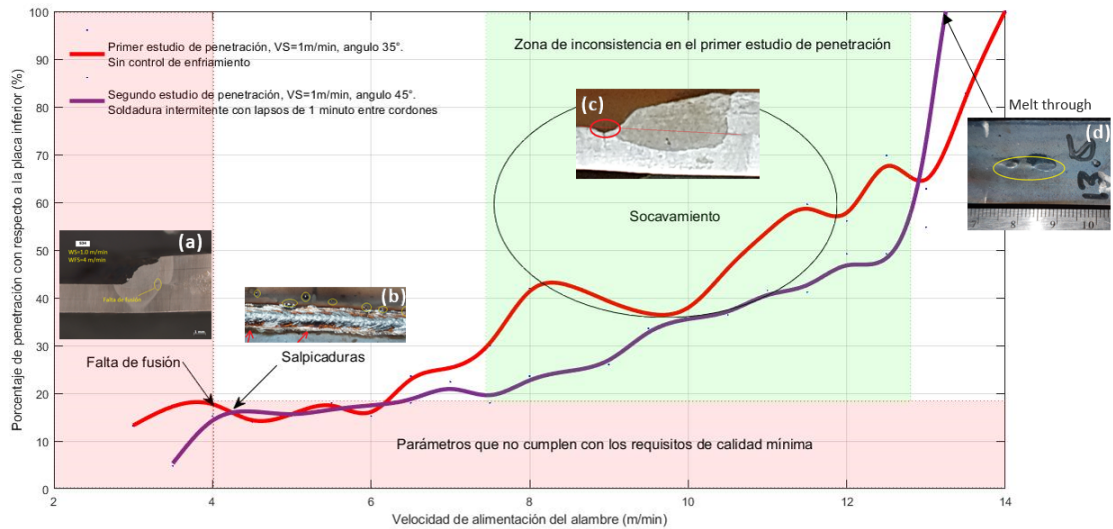


FIGURA 4.3: Comparación del segundo y tercer estudio de penetración para velocidad de avance de soldadura de 1 m/min, a 35° y 45° de inclinación de la antorcha, en modo push a 10° de ángulo de avance. (a) Sección transversal de un cordón con falta de fusión. (b) imagen de cordón de soldadura con salpicadura excesiva. (c) Sección transversal de un cordón de soldadura con socavamiento. (d) Parte posterior del cordón de soldadura mostrando Melt through.

La velocidad de alimentación del alambre influyo directamente en la inestabilidad del arco, a menor velocidad se produjeron soldaduras en las que se tenía falta de fusión, producción excesiva de islas de silicato y salpicaduras. El área de la zona afectada por el calor se incrementó en la soldadura con la menor velocidad de avance. Otro factor que afecto en el perfil de penetración es el ángulo de soldadura, que en rangos de velocidad intermedios hasta la penetración completa provoco socavamiento en la placa inferior y discontinuidad en la tasa de penetración de la soldadura, esta condición se eliminó al cambiar el ángulo de 35° a 45° además de un incremento en el stickout de 2 mm.

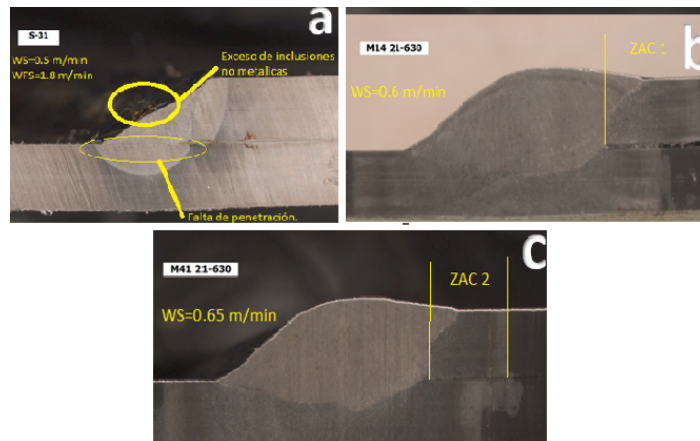


FIGURA 4.4: Secciones transversales del estudio de penetración para velocidades de avance: (a) $VS=0.5\text{m/min}$ mínima velocidad de alimentación del alambre para estabilidad del arco, con exceso de inclusiones no metálicas y falta de penetración. (b) $VS=0.6\text{ m/min}$ y $WFS=7.5\text{ m/min}$. (c) $VS=0.65\text{ m/min}$ y $WFS=7.5\text{m/min}$, comparación del tamaño de la zona afectada por el calor en relación a la velocidad de avance y su efecto sobre la entrada de calor.

4.1 TENSIÓN A ESFUERZO CORTANTE

Las probetas fabricadas con soldadura intermitente se fracturaron en la zona de soldadura mientras que las probetas fabricadas con soldadura continua se fracturaron en la zona afectada por el calor.

Las probetas de soldadura intermitente tuvieron un desempeño inferior en comparación con las probetas de soldadura continua. El esfuerzo último para las probetas de soldadura continua alcanzó valores de alrededor de 700 MPa, este resultado es similar al obtenido en un estudio anterior [25], en el que se trabajó con un alambre con resistencia última a la tensión de 570 MPa es decir 68 MPa por encima del utilizado en este estudio. En las probetas de soldadura intermitente se obtuvieron valores de esfuerzo último en un rango de 400 MPa a 600 MPa. Las probetas en las que hubo una mayor entrada de calor presentaron valores de esfuerzo de fractura más grandes, esto se puede atribuir a la presencia de porosidad en las probetas que recibieron menor entrada de calor, así como a la superficie y la geometría del perfil de penetración.

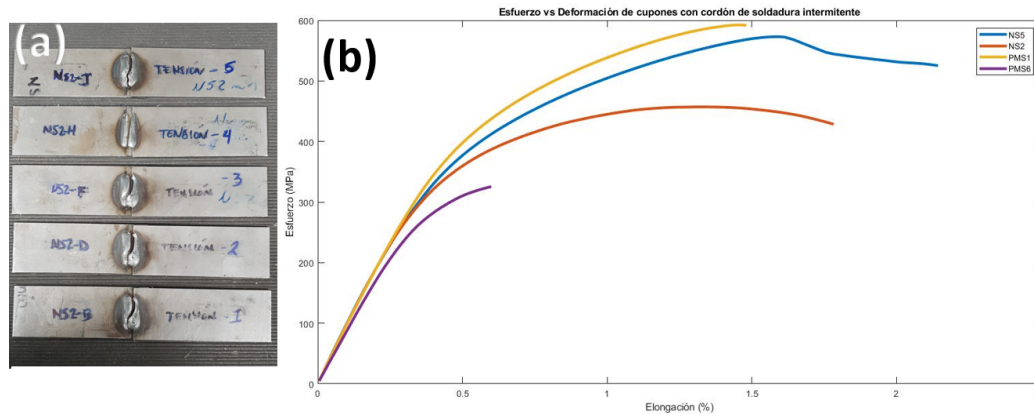


FIGURA 4.5: (a) Imagen de las probetas con falla en la soldadura, presente en este grupo de cupones. (b) Resultado de las pruebas de tensión en los cupones con soldadura intermitente.

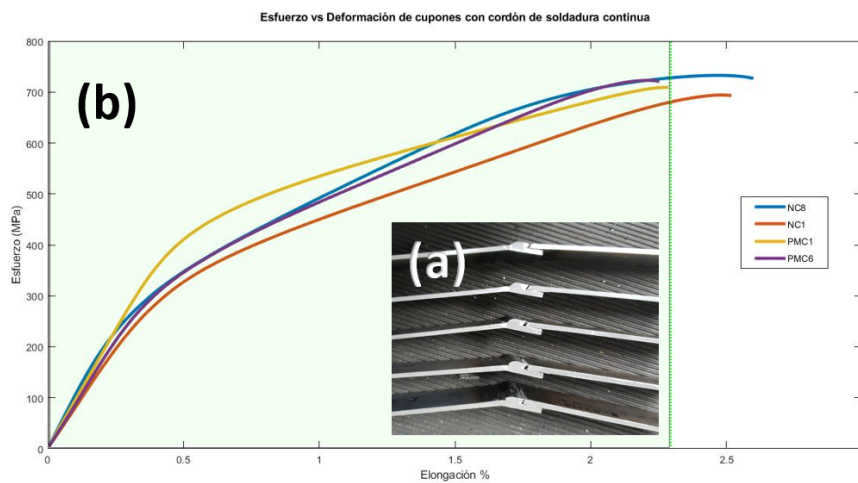


FIGURA 4.6: (a) Imagen de las probetas con falla en la zona afectada por el calor, presente en este grupo de cupones. (b) Resultado de las pruebas de tensión en los cupones con soldadura continua.

Las probetas del estudio de esfuerzo a tensión con el alambre alternativo alcanzaron valores de esfuerzo último similares a las probetas de soldadura continua con el alambre Soldamatic MW160, como se puede ver en la figura 4.7.

Las probetas del grupo de soldadura intermitente PMS 5, 6, 7 y 8 que son las soldaduras con mínima entrada de calor, presentan porosidad en la zona de fusión y en la ZAC. La mayor concentración de porosidad se encuentra en la zona de

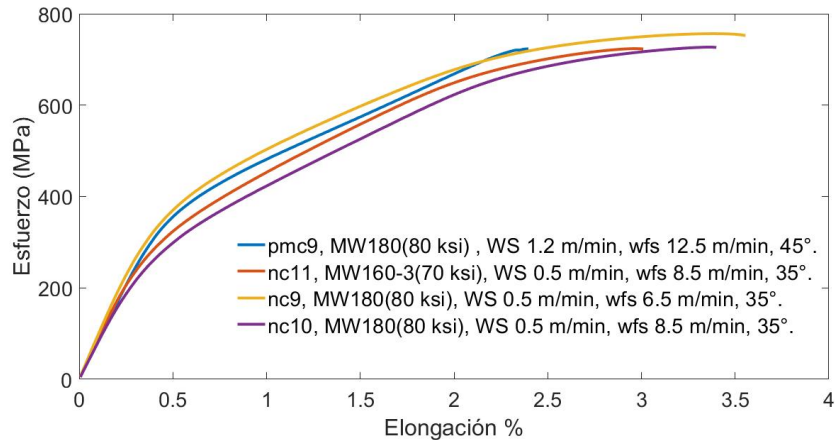


FIGURA 4.7: Resultado de las pruebas de tensión en los cupones con soldadura continua con alambre alternativo.

fusión como se muestra en la figura 4.8. En la parte de superior de la micrografía se muestra la zona afectada por el calor, en la parte inferior de la micrografía se muestra la zona de soldadura, se señalan en color amarillo la porosidad presente en su mayoría en la zona de soldadura, esta representa solo el 1.4% de la sección transversal, la distancia entre poros es mayor en cada caso que el diámetro del poro y el diámetro mas grande es de 21.68 micrómetros, por lo tanto esta porosidad esta dentro de la tolerancia permitida.

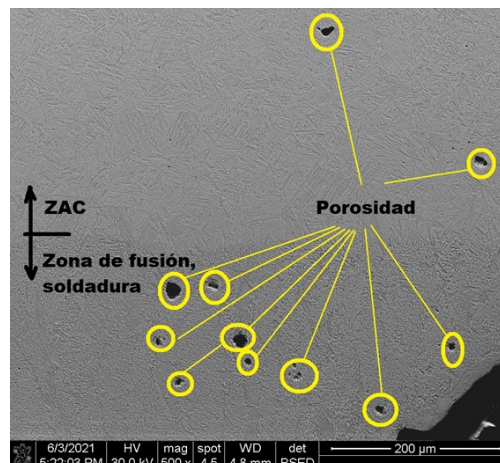


FIGURA 4.8: Micrografía de SEM BSED de la muestra PMS7 después de ser atacada con nital al 3% fabricada con los mismos parámetros que la muestra PMS6 utilizada para las pruebas de tensión.

4.2 MICRODUREZA

La figura 4.9 muestra los resultados del estudio de microdureza en las condiciones de calidad máxima y calidad mínima, el resultado de la muestra PMS8 representa las condiciones en las que se tiene una menor entrada de calor, la velocidad de avance en esta muestra es la máxima obtenida con la menor velocidad de alimentación del alambre, la zona de mínima dureza se presentó en la soldadura y presento un comportamiento similar a 3.75mm desde la línea de fusión (0). A diferencia de esta muestra, NC6 presenta una transición gradual en la perdida de dureza desde el material base hasta la zona de fusión. La entrada de calor modificó la microestructura del material. La figura 4.10 muestra la microestructura de la muestra PMS8, la figura 4.10(a) muestra la microestructura del metal base, en la figura 4.10(b) se muestra la transición del metal base a la ZAC pasando por una zona de microestructura refinada provocado por el recocido en consecuencia del calor suministrado. La figura 4.10(c) muestra la transición de la ZAC a la zona de fusión (ZF) pasando por una zona de grano grueso (CG) y la línea de fusión (LF).

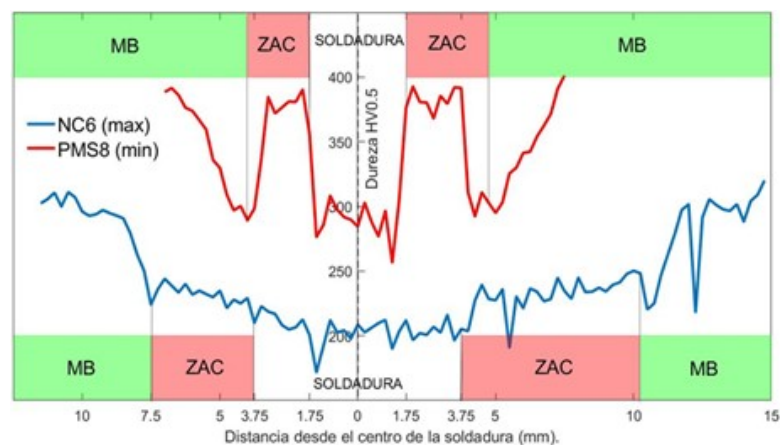


FIGURA 4.9: Comparación de los resultados de microdureza Vickers VH0.5 entre las muestras NC6 y PMS8 que son las muestras representativas de las condiciones de mayor y menor entrada de calor respectivamente.

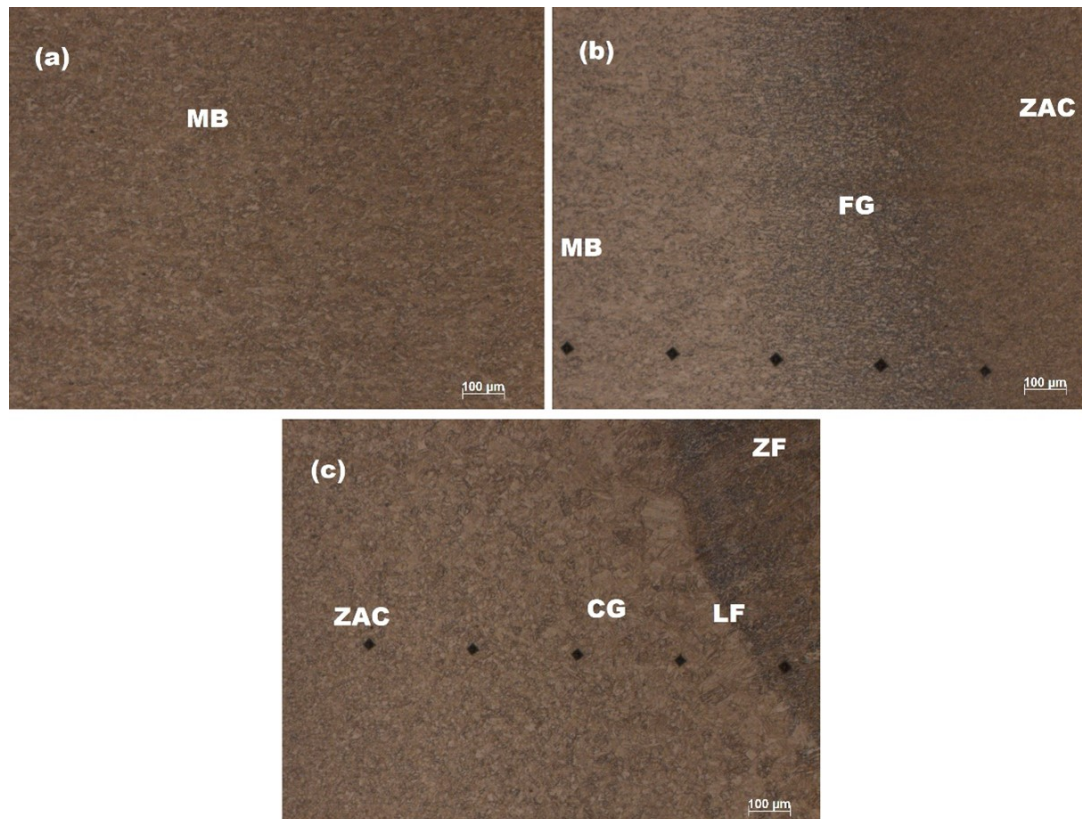


FIGURA 4.10: Micrografías de la microestructura en las diferentes zonas de la soldadura. (a) microestructura del metal base (MB). (b) Zona de transición entre el metal base y la zona afectada por el calor (ZAC). (c) Zona de transición entre la ZAC y la Zona de fusión.

4.3 TASA DE ENFRIAMIENTO Y MICROESTRUCTURA

Se utilizó el software JMatPro para obtener una relación aproximada de la evolución microestructural de la soldadura, la tasa de enfriamiento se obtuvo de una simulación del proceso realizada en ANSYS mediante un análisis térmico transitorio en el módulo de workbench ANSYS Mechanical.

La figura 4.11 muestra el modelo utilizado para el análisis térmico transitorio. Las curvas de enfriamiento se muestran en la figura 4.12 El rango importante de las curvas de enfriamiento para la aleación de la soldadura esta entre los 870 y 450 grados debido a que es el rango de temperatura para un acero con 0.1 % de contenido de carbono en el que la austenita transforma a otras fases dependiendo de la

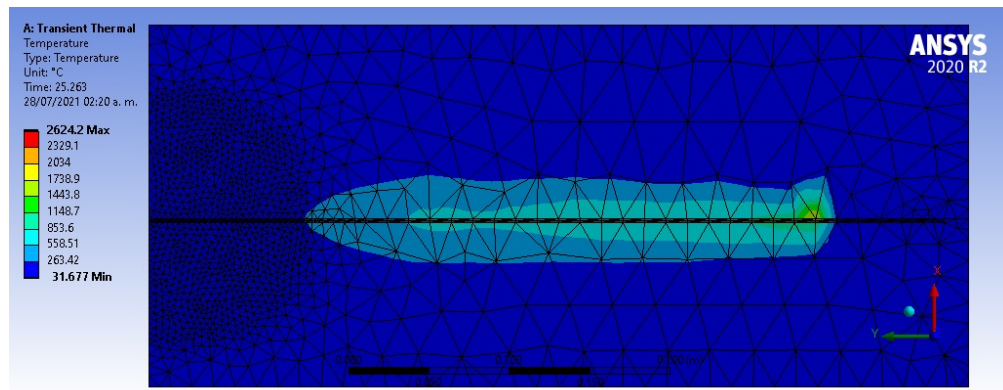


FIGURA 4.11: Imagen del modelo usado para simular la soldadura de las placas en ANSYS.

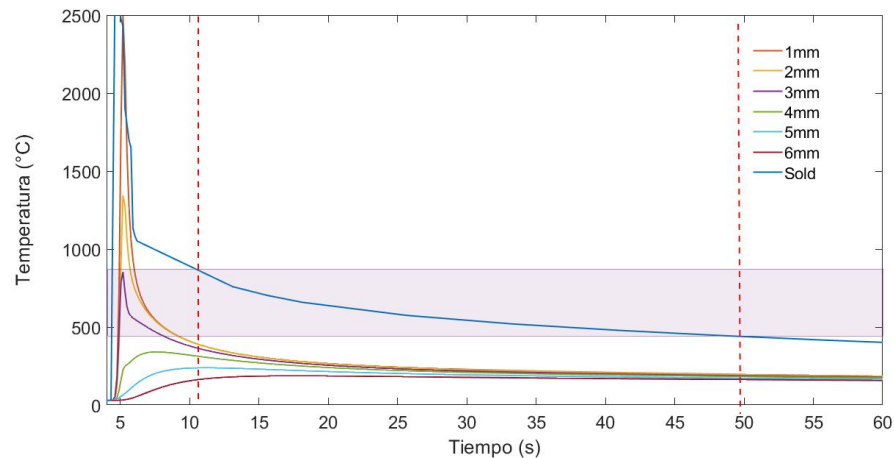


FIGURA 4.12: Simulación en ansys de las curvas de enfriamiento de las condiciones de entrada de calor mínimo a 0, 1 mm, 2 mm, 3 mm, 4 mm, 5 mm y 6 mm desde la soldadura.

velocidad de enfriamiento. De estas curvas se obtuvo la tasa de enfriamiento para la zona de soldadura que determinamos como $10.5 \text{ }^\circ\text{C/s}$ que concuerda con tasas de enfriamiento simuladas en otros trabajos.. Se utilizo esta tasa de enfriamiento para determinar las fases presentes en la microestructura de la soldadura mediante el software JMatPro. La figura 4.13 muestra las fases presentes de acuerdo con la composición química y la tasa de enfriamiento obtenida del cálculo previo.

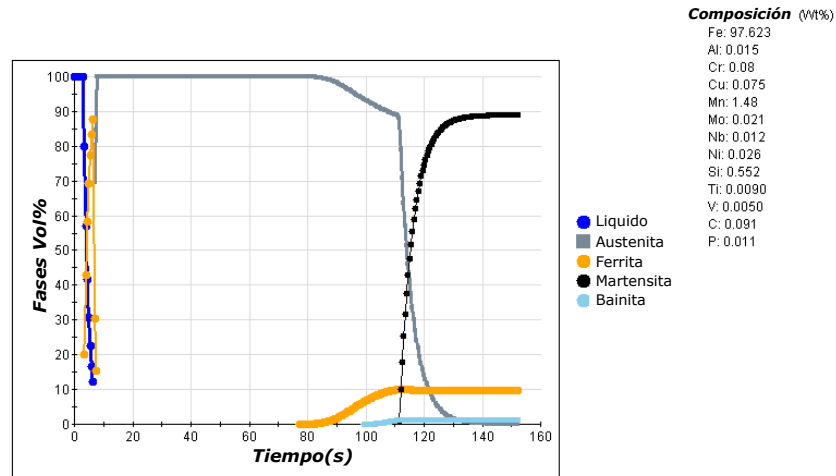


FIGURA 4.13: Diagrama de fracción volumétrica de fases que se forman con esta tasa de enfriamiento

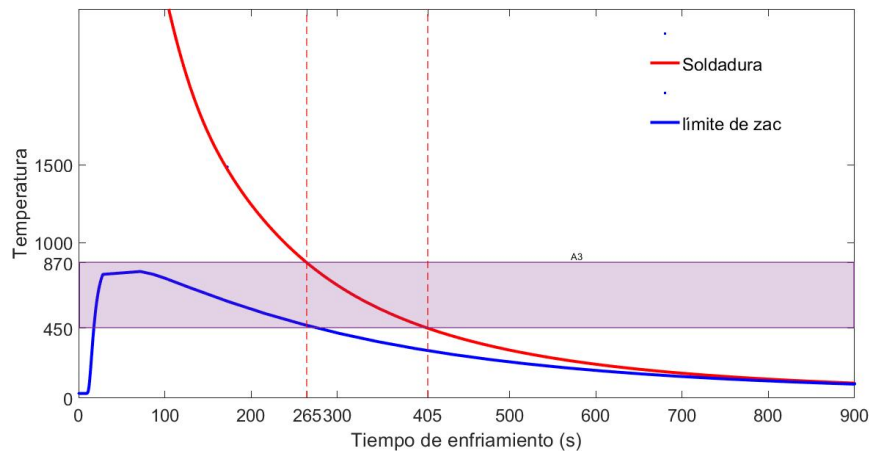


FIGURA 4.14: Simulación en ansys de las curvas de enfriamiento de las condiciones de entrada de calor máximo a 0 y 6 mm desde la soldadura.

De manera similar se obtuvieron las curvas de enfriamiento para las soldaduras con condiciones de máxima entrada de calor, figura 4.14. Se observa en la figura 4.15 que la tasa de enfriamiento fue mas elevada y por lo tanto se espera la aparición de otras fases además de la martensita, como la ferrita y la bainita.

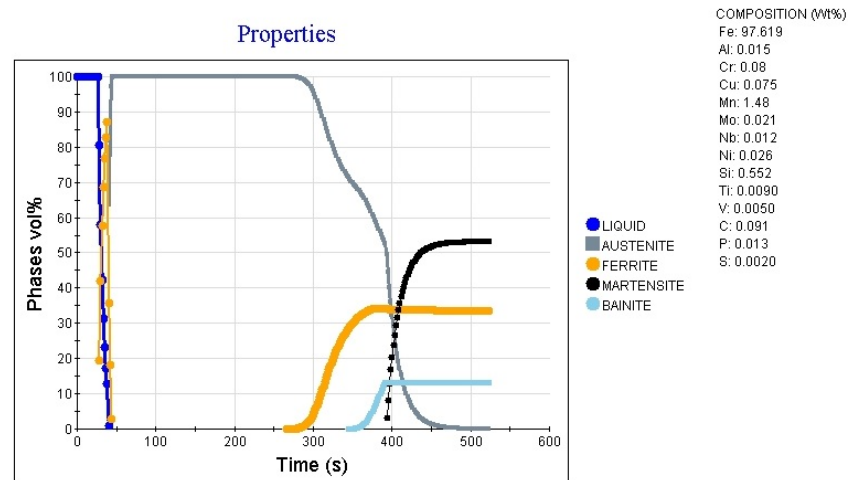


FIGURA 4.15: Diagrama de fracción volumétrica de fases que se forman con esta tasa de enfriamiento

4.4 MICROESTRUCTURA

En la imagen 4.16 del lado izquierdo se ve la zona de fusión, compuesta principalmente de ferrita, la zona afectada por el calor que se encuentra en la zona inmediata a la zona de fusión (figura 4.16, lado derecho), se presenta un tamaño de grano grueso con una microestructura tipo martensítica en paquetes de listones con un tamaño mayor que el presente en la zona que no ha sido afectada por el calor de entrada en el metal base.

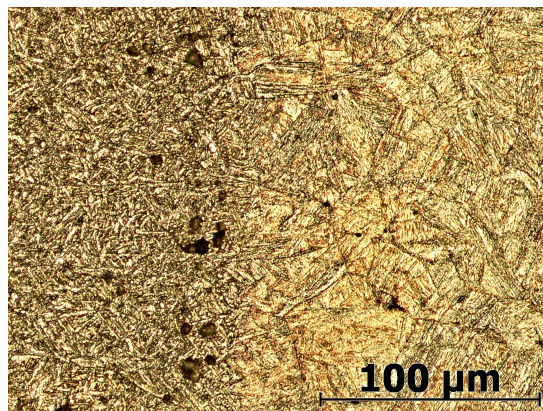


FIGURA 4.16: Zona afectada por el calor inmediata a la zona de fusión.

En la figura 4.17 se observa la interfaz entre la zona afectada por el calor y el metal base, es la zona donde terminan los cambios en la microestructura provocados por la entrada de calor, en esta zona se observa del lado izquierdo la descomposición de la martensita en ferrita y cementita que son fases mas estables. En el lado derecho de la imagen se observa la microestructura martensítica del metal base.

La figura 4.18 muestra la microestructura revelada tras ser atacada con nital al 3 %

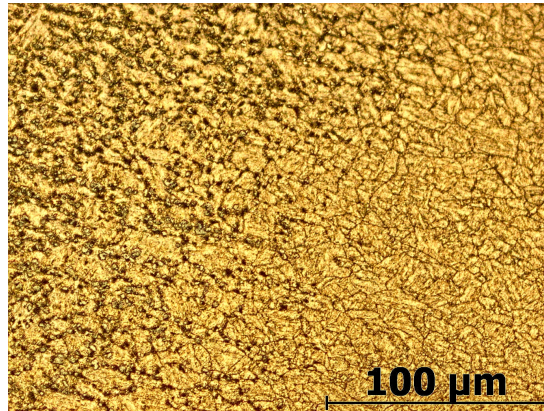


FIGURA 4.17: Interfaz entre la zona afectada por el calor y el metal base.

durante 3 segundos y el reactivo LePera durante 7 segundos. En esta muestra se pueden observar granos de bainita (B) en la matriz de martensita, de acuerdo con Monsalve [95] la bainita se distingue por ser clara con listones de color marrón en su interior.

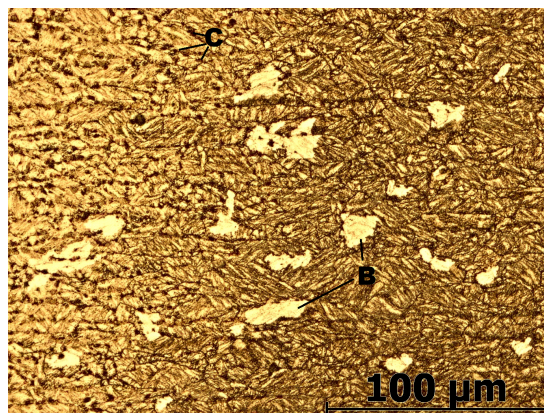


FIGURA 4.18: Interfaz entre la zona afectada por el calor y el metal base. Se observa la presencia de bainita (B) y cementita (C) en una matriz de martensita.

4.5 DIFRACCIÓN DE RAYOS X

De acuerdo con el diagrama de la figura 4.15, la austenita se transforma completamente tras completar el ciclo de enfriamiento, en el análisis por difracción de rayos x de las muestras no se observaron reflexiones características relacionadas con la presencia de austenita en las muestras analizadas.

En la figura 4.19 se observan solo las reflexiones características de la estructura bct que se han relacionado con la estructura de martensita mediante el patrón de referencia 00-044-1292.

Las figuras 4.20 y 4.21 son los patrones de difracción de rayos x para la muestra nc5w y el metal base respectivamente, los patrones son muy similares al de la muestra pmc4w, tienen los mismos ángulos de difracción, solo la intensidad varía de una muestra a otra.

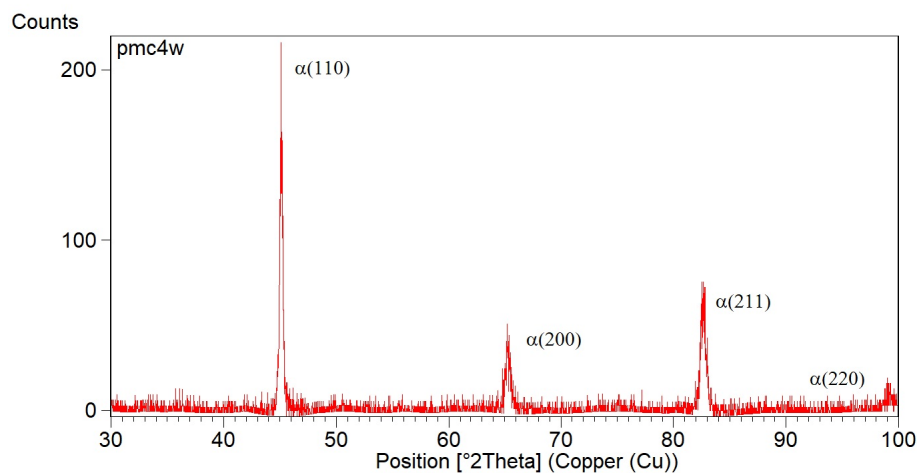


FIGURA 4.19: Patrón de difracción de rayos x de la muestra pmc4w, representativa de las condiciones de entrada de calor mínimo.

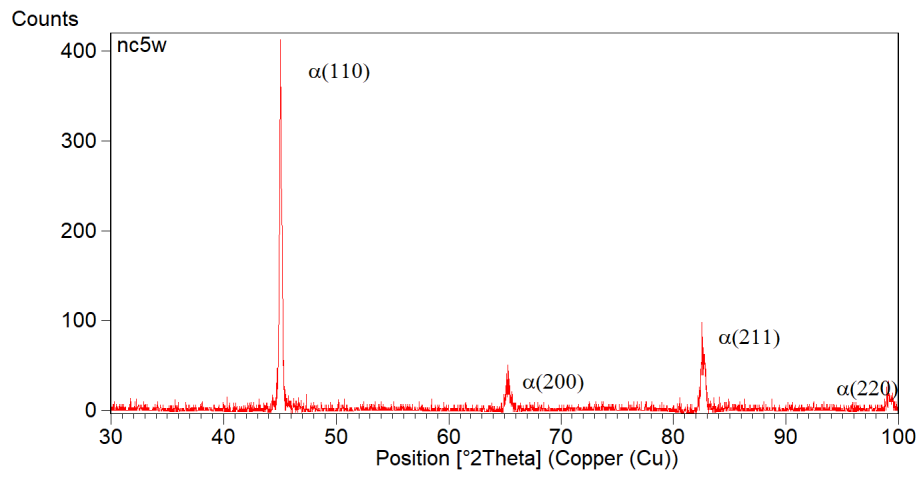


FIGURA 4.20: Patrón de difracción de rayos x de la muestra nc5w, representativa de las condiciones de entrada de calor máximo.

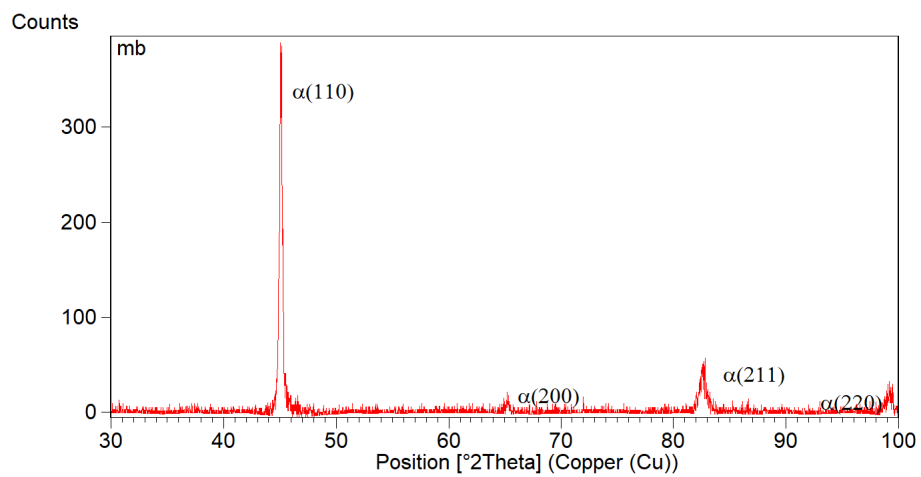


FIGURA 4.21: Patrón de difracción de rayos x de la muestra del metal base

4.6 CINÉTICA DE CORROSIÓN

4.6.1 POLARIZACIÓN POTENCIODINÁMICA

Del estudio de corrosión se obtuvieron las tasas de corrosión de las muestras, tras el análisis de las pendientes de Tafel obtenidas de los resultados del estudio de polarización potencio-dinámica. Los resultados se muestran en las tablas 4.1 y 4.2.

TABLA 4.1: Tasa corrosión de las muestras de soldadura

Identificador	Ba (mV)	Bc(mV)	I_0	E_0	Tasa de corrosión (mmPY)
nc3w	42.448	32.947	1.83E-06	-0.98129	0.021003
nc4w	79.469	43.961	1.66E-06	-0.91138	0.019075
nc5w	42.511	73.996	2.15E-06	-0.92796	0.02466
nc6w	72.727	74.752	1.47E-06	-0.92762	0.016846
pmc2w	54.467	90.046	1.32E-06	-0.89935	0.015174
pmc4w	43.626	22.786	1.67E-06	-1.0015	0.019184
pmc5w	45.302	28.093	1.73E-06	-0.99559	0.01989
pmc6w	42.53	64.102	2.22E-06	-0.91424	0.025489

TABLA 4.2: Tasa corrosión de las muestras de ZAC

Identificador	Ba (mV)	Bc(mV)	I_0	E_0	Tasa de corrosión (mmPY)
nc3z	61.7	94.888	3.03E-06	-0.93285	0.035524
nc4z	73.935	106.79	1.97E-06	-0.90106	0.02314
nc5z	89.081	83.09	2.69E-06	-0.9622	0.031543
nc6z	80.768	48.126	1.48E-06	-0.87722	0.017322
pmc2z	116.82	70.903	2.63E-06	-0.93553	0.030821
pmc4z	83.597	61.86	2.59E-06	-0.89534	0.030375
pmc5z	39.58	83.986	3.33E-06	-0.90178	0.039022
pmc6z	77.115	109.4	2.67E-06	-0.86205	0.031276

Estos datos se compararon entre sí en la figura 4.22, en esta gráfica se distingue la tendencia de la soldadura a tener una tasa menor de corrosión que la de la ZAC. Las muestras PMC5 Y PMC6 son muestras de soldadura fabricadas con parámetros

del rango máximo de calidad. Estas en comparación con las muestras PMC2 y PMC4 tienen una tasa de corrosión mayor.

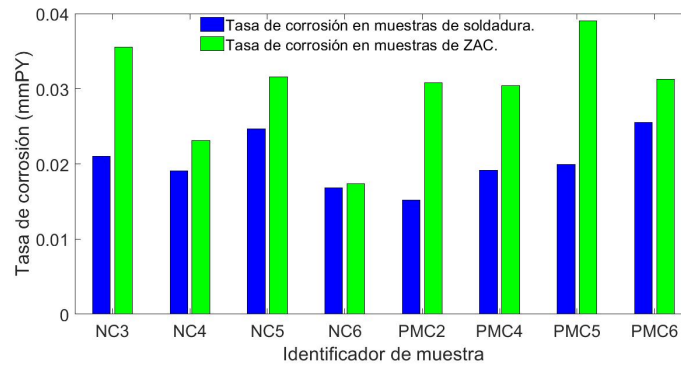


FIGURA 4.22: Comparación de las tasas de corrosión de las muestras de soldadura y ZAC.

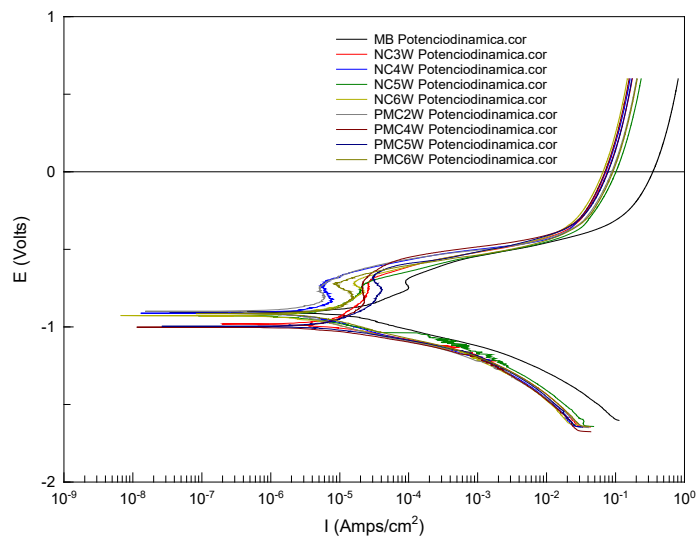


FIGURA 4.23: Curvas de polarización de las muestras de soldadura.

En la figura 4.23 se muestran las curvas de polarización de las muestras extraídas de la sección de soldadura, en estas curvas se observa un menor potencial de corrosión que en las muestras de la sección de la ZAC, mostradas en la figura 4.24 .

La corriente de corrosión de las muestras de ZAC es mas alta que la de las

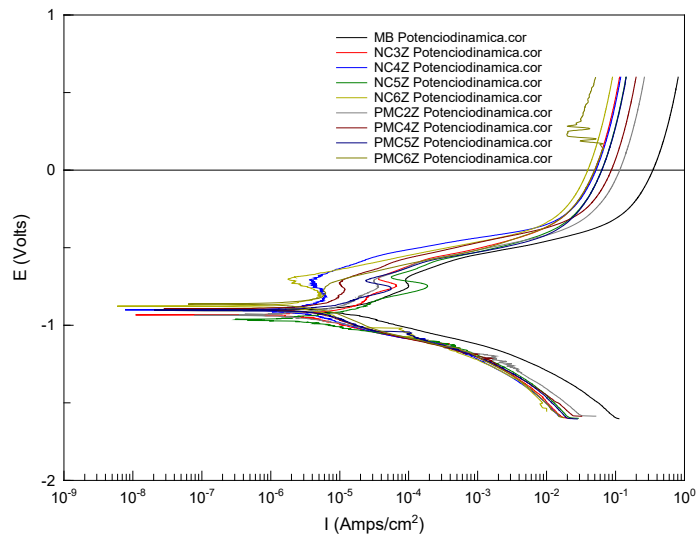


FIGURA 4.24: Curvas de polarización de las muestras de ZAC.

muestras de soldadura. Estos resultados concuerdan con los de estudios previos en los que se afirma que la zona de mayor actividad de disolución se encuentra en la ZAC debido a esfuerzos generados por el gradiente de temperatura que la soldadura provoca en la zona mas cercana a la fuente de calor, además de una alta densidad de defectos en la red provocados por la alta tasa de enfriamiento.

4.6.2 ESPECTROSCOPIA DE IMPEDANCIA ELECTROQUÍMICA

De los resultados del estudio de espectroscopia de impedancia electroquímica mostrados en las tablas 4.3 y 4.4 se tiene que las muestras con el mayor R_p son las extraídas del área de soldadura, las cuales son las de mayor resistencia a la corrosión, esto es congruente con los resultados del estudio de polarización potenciodinámica.

TABLA 4.3: Resultados del estudio de EIS, R_p y R_s .

id	R_p (ohm/cm^2)		R_s (ohm/cm^2)	
	Soldadura	ZAC	Soldadura	ZAC
NC3	2055	1603	8.445	6.859
NC4	2884	2110	8.941	8.013
NC5	2423	1422	8.918	6.363
NC6	1671	1191	7.313	7.198
PMC2	3044	5628	11.87	12.71
PMC4	2157	3165	10.17	10.4
PMC5	1733	1545	7.642	5.931
PMC6	2272	1898	9.216	41.49

La depresión en el semicírculo de los diagramas de Nyquist hizo necesario incluirse un elemento de fase constante (CPE) en el circuito equivalente, esta tendencia se ve reflejada en los valores de CPE-T. Esta depresión del semicírculo indica que la densidad de carga del metal esta en función del potencial del electrodo, así como del exceso en la superficie de la sustancia que está siendo adsorbida. Los valores del elemento de fase constante se muestran en la tabla 4.4. Los valores de CPE-P muestran un comportamiento de pseudo capacitancia, además, el valor cercano a 1 muestra una tendencia hacia la capacitancia ideal.

En la figura 4.25 b) se puede ver que los valores de la resistencia a la solución + la resistencia a la polarización (R_s+R_p) de las muestras de soldadura son más altos que los de las muestras de ZAC, esto indica que la tendencia de la ZAC a corroerse es mas alta que la de la soldadura.

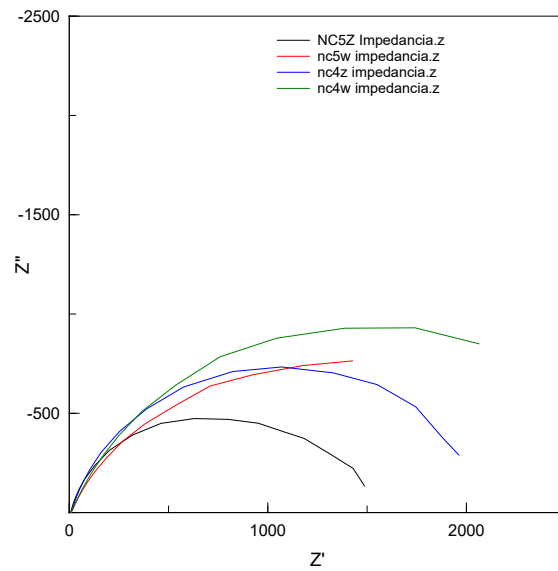
TABLA 4.4: Resultados del estudio de EIS, CPE-T y CPE-P.

id	CPE-T		CPE-P	
	Soldadura	ZAC	Soldadura	ZAC
NC3	0.0007424	0.00090933	0.73396	0.81304
NC4	0.00052044	0.00067123	0.73724	0.78201
NC5	0.00057166	0.00083082	0.71057	0.80924
NC6	0.00080387	0.0014169	0.73022	0.80131
PMC2	0.00018945	0.00020643	0.78928	0.77824
PMC4	0.00074465	0.00032883	0.69635	0.76215
PMC5	0.00076793	0.00078147	0.73114	0.8156
PMC6	0.00067313	0.0010349	0.70477	0.76744

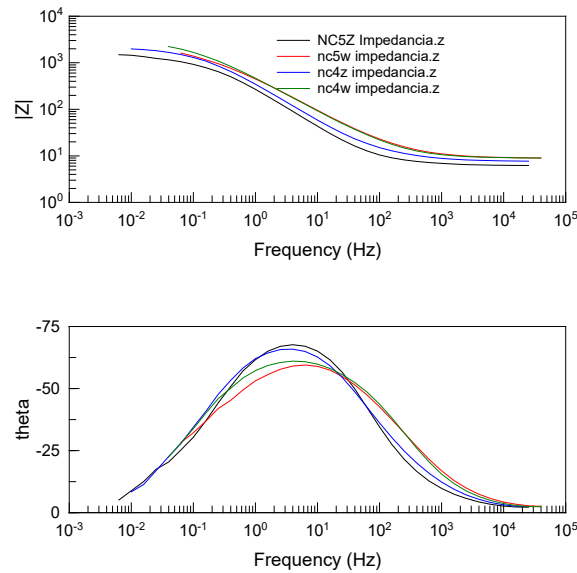
Las muestras PMC2 y PMC4, que se fabricaron con los parámetros que suministraban la menor cantidad de calor al sistema, fueron comparadas con las muestras NC5 y NC6, que tuvieron la mayor entrada de calor.

En la figura 4.26, en el diagrama de bode de la impedancia contra frecuencia se puede apreciar la tendencia de las muestras a presentar una menor magnitud de R_s+R_p con el incremento de la entrada de calor, y el diagrama de Nyquist muestra el valor de impedancia en el eje imaginario o el valor de C_{dl} de las muestras PMC2 y PMC4 mas alto que el de las muestras NC5 y NC6.

Como ya se ha mencionado antes el valor de la capacitancia de la doble capa esta relacionado con la depresión del semicírculo por debajo del eje real, se puede atribuir a diferentes causas; en este caso se puede descartar la rugosidad, esto debido a que las muestras fueron pulidas hasta acabado espejo, una posible causa es la presencia de porosidad en la superficie de las muestras, la adsorción presente en la superficie del metal durante el proceso también podría ser causa de este efecto.

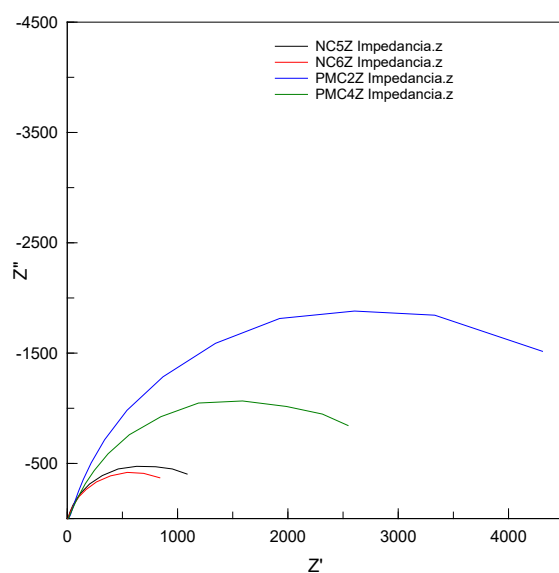


(a) Diagramas de Nyquist de las muestras NC4 y NC5. La resistencia es mayor en las soldaduras que en las ZAC

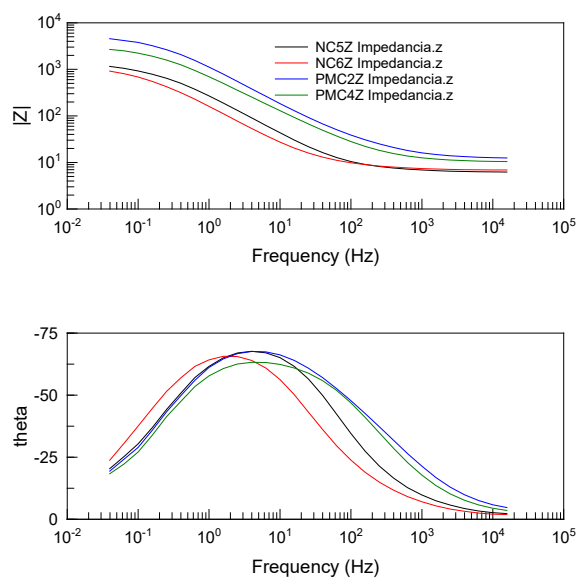


(b) Diagramas de Bode; Arriba) Logaritmo de frecuencia contra logaritmo de impedancia; Abajo) frecuencia contra ángulo de fase.

FIGURA 4.25: Diagramas de Nyquist y de bode de los resultados de las muestras con mayor entrada de calor en condiciones máximas y mínimas.



(a) Diagramas de Nyquist de las muestras NC5, NC6, PMC2 y PMC4.



(b) Diagramas de Bode; Arriba) Logaritmo de frecuencia contra logaritmo de impedancia; Abajo) frecuencia contra ángulo de fase.

FIGURA 4.26: Resultado del estudio de impedancia electroquímica, comparación de los resultados de las muestras con menor entrada de calor contra las muestras con mayor entrada de calor.

CAPÍTULO 5

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

5.1 CONCLUSIONES

DETERMINACIÓN DE LOS PARÁMETROS DE LÍMITES DE CALIDAD.- Bajas velocidades de soldadura producen inestabilidad en el arco y esto hace que se creen defectos, como salpicaduras, socavamiento, porosidad, islas de silicato en la superficie de la zona de fusión. El rango óptimo de parámetros para evitar este tipo de defectos es en velocidades de alimentación de alambre por encima de 6 m/min.

La estabilidad en el arco es un factor que afecta en la localización de la formación de las islas de silicato, el oxígeno disponible del ambiente que difunde en la soldadura se combina con los elementos aleantes para formar óxidos que modifican la tensión superficial modificando el flujo de Marangoni.

ESPECTROSCOPIA DE IMPEDANCIA ELECTROQUÍMICA Y POLARIZACIÓN POTENCIODINÁMICA La entrada de calor de la muestra es una consecuencia directa de la velocidad de soldadura, y entre más calor se le suministró a la muestra, la resistencia es menor, por lo tanto, la generación de cargas es mayor, el flujo de electrones aumenta y el deterioro de la capa pasiva es más alto. Como consecuencia se tiene que la tasa de corrosión se incrementa con la entrada de calor. Entre más calor recibe

la muestra, la tasa de corrosión es mayor. La zona afectada por el calor tiene una mayor tendencia a la corrosión, sin embargo la tasa de corrosión no difiere mucho de la presentada por la zona de la soldadura.

ENSAYOS MECÁNICOS Las probetas de soldadura intermitente fallaron en la soldadura, y las de soldadura continua fallaron en la ZAC en el estudio de esfuerzo a tensión. Esto está relacionado con la entrada de calor y el cambio en la microestructura de la ZAC, que afecta la dureza de las diferentes zonas, cuando la entrada de calor es alta le toma más tiempo al material disipar este calor y la tasa de enfriamiento es menor, esto hace que le dé tiempo a la zona para formar microestructura más uniforme a lo largo de toda la zona de transferencia de calor, en consecuencia el perfil de microdureza muestra una transición suave desde el material base hasta el centro de la soldadura perdiendo hasta un 25 % de la dureza mínima alcanzada por las muestras de menor entrada de calor.

El esfuerzo último a tensión máximo logrado con el alambre de 550 MPa (80ksi) fue de 761 MPa y el del alambre de 483 MPa (70ksi) es de 755 MPa, tratándose de una diferencia de tan solo el 0.7 % podemos concluir que al utilizar el alambre de 70 ksi se pueden obtener las mismas propiedades que las obtenidas con un alambre de un grado mayor, además la utilización de este grado podría significar una reducción de costos en los insumos de la línea de producción.

Se le atribuyen estos resultados a que la resistencia a tensión de la unión es influenciada por diversos factores como la configuración, geometría, el cambio en las propiedades mecánicas del material base provocado por la entrada de calor durante la soldadura.

El cambio en las propiedades del material base ocurre debido a que previa-

mente fue expuesto a un tratamiento térmico con el fin de modificar sus propiedades mecánicas originales, al momento de exponerse al calor de entrada durante la soldadura, existe una fusión del material que se encuentra en contacto directo con el material fundido, el enfriamiento ocurre a una tasa diferente del tratamiento térmico previo, dejando esta zona con heterogeneidad, la zona que esta más cercana a la zona de fusión no llega a la temperatura de fusión pero si a la de austenización, provocando que se modifique la microestructura, por lo menos la que logre transformarse en austenita antes de enfriarse lo suficiente para llegar a la temperatura en la que la austenita se transforma de nuevo, en la zona que no alcanza esta temperatura, y la que no alcanzo a convertirse en austenita se tiene martensita templada, además de tamaño de grano más grande.

Por lo tanto, se puede concluir que las propiedades mecánicas del material base tienden a asimilarse a las del metal de aporte tras ser sometidos al ciclo térmico, en la configuración a traslape de soldadura de filete por el proceso de unión por GMAW, debido al cambio en la microestructura del metal base y la pérdida del tratamiento térmico utilizado durante la manufactura del metal base.

5.2 RECOMENDACIONES

La configuración que dio mejores resultados fue la de la muestra PMC6, en esta se observa el mejor perfil de profundidad de la unión, con una velocidad de alimentación del alambre 12.5 m/min, y velocidad de avance de soldadura de 1 m/min, basando esta conclusión en la cantidad de alambre depositado por metro de avance de soldadura, sin embargo existe un área de oportunidad para la reducción de costos en cuanto a los insumos de la línea de producción, en comparación con las otras muestras, los resultados de esfuerzo a tensión obtenidos tienen magnitudes muy similares, esto implica que se puede utilizar otra configuración con parámetros dentro del rango de la calidad inferior y superior en función de la necesidad de la línea de

producción.

Se recomienda hacer una evaluación (basado en los resultados similares para diferentes velocidades de alimentación), del cambio en los parámetros de soldadura, reduciendo la velocidad de alimentación del alambre ya que de esta manera se puede reducir el costo de producción relacionado con los insumos del proceso.

Se recomienda la evaluación del presente trabajo para justificar el uso del alambre de soldadura ER70s-6 con aceros martensíticos con esfuerzo ultimo a la tensión de 1.2 GPa debido a que nos e observo una diferencia significativa entre el uso de un material de aporte de 70 ksi y el material de aporte de 80 ksi.

APÉNDICE A

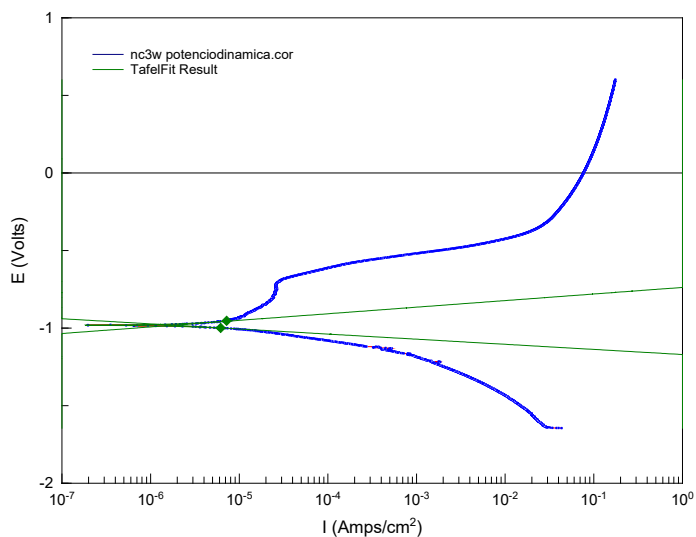
RESULTADOS DE LAS TÉCNICAS ELECTROQUÍMICAS

Los resultados de las pruebas de polarización potenciodinámica se analizaron en el software CoreView2, se aplicó un filtro high-low para eliminar el ruido de los datos, los resultados de los cálculos de las curvas de Tafel obtenidas mediante el software se muestran en la tabla A.1, las curvas de polarización se muestran a continuación en gráficas de potencial contra densidad de corriente.

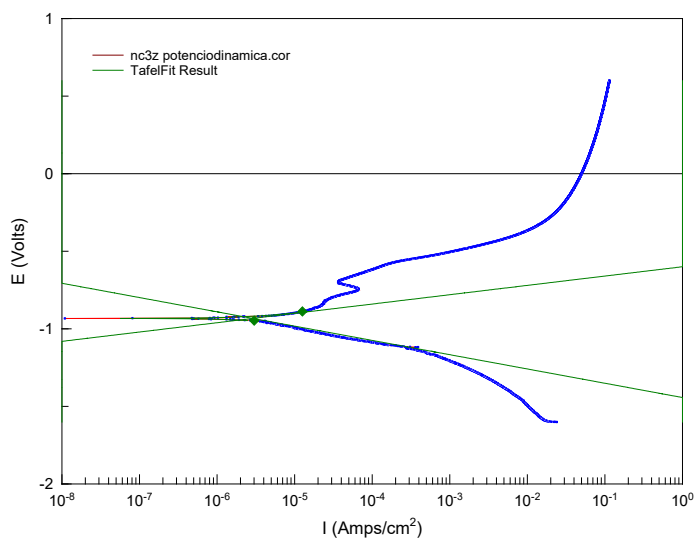
TABLA A.1: Resultados de los cálculos de las curvas de Tafel obtenidas del software

CoreView2.

id	area	Ba(mV)	Bc(mV)	$I_0(Amp/cm^2)$	$E_0(V)$	Corr.rate(mmPy)
nc3w	0.7522	42.448	32.947	1.83E-06	-0.98129	0.021003
nc3z	1.5123	61.7	94.888	3.03E-06	-0.93285	0.035524
nc4w	0.7549	79.469	43.961	1.66E-06	-0.91138	0.019075
nc4z	1.3043	73.935	106.79	1.97E-06	-0.90106	0.02314
nc5w	0.5165	42.511	73.996	2.15E-06	-0.92796	0.02466
nc5z	1.3765	89.081	83.09	2.69E-06	-0.9622	0.031543
nc6w	1.0496	72.727	74.752	1.47E-06	-0.92762	0.016846
nc6z	2.0575	80.768	48.126	1.48E-06	-0.87722	0.017322
pmc2w	0.4291	54.467	90.046	1.32E-06	-0.89935	0.015174
pmc2z	0.3316	116.82	70.903	2.63E-06	-0.93553	0.030821
pmc4w	0.6419	43.626	22.786	1.67E-06	-1.0015	0.019184
pmc4z	0.5925	83.597	61.86	2.59E-06	-0.89534	0.030375
pmc5w	0.8716	45.302	28.093	1.73E-06	-0.99559	0.01989
pmc5z	1.5123	39.58	83.986	3.33E-06	-0.90178	0.039022
pmc6w	0.5965	42.53	64.102	2.22E-06	-0.91424	0.025489
pmc6z	1.0219	77.115	109.4	2.67E-06	-0.86205	0.031276

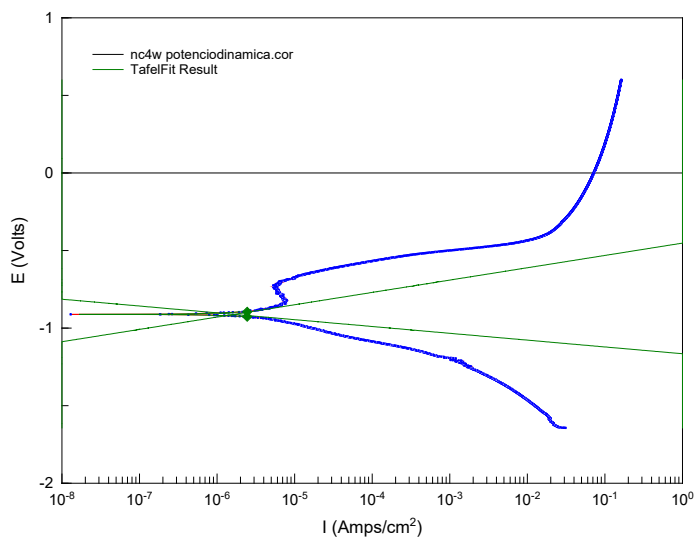


(a) NC3W

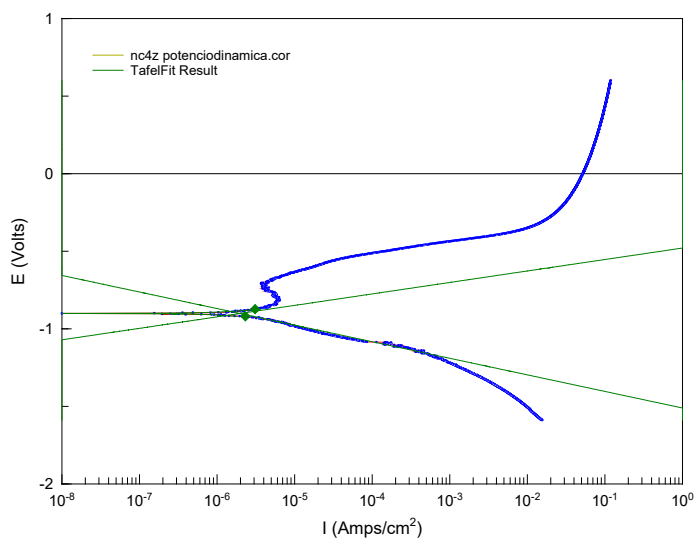


(b) NC3Z

FIGURA A.1: NC3.

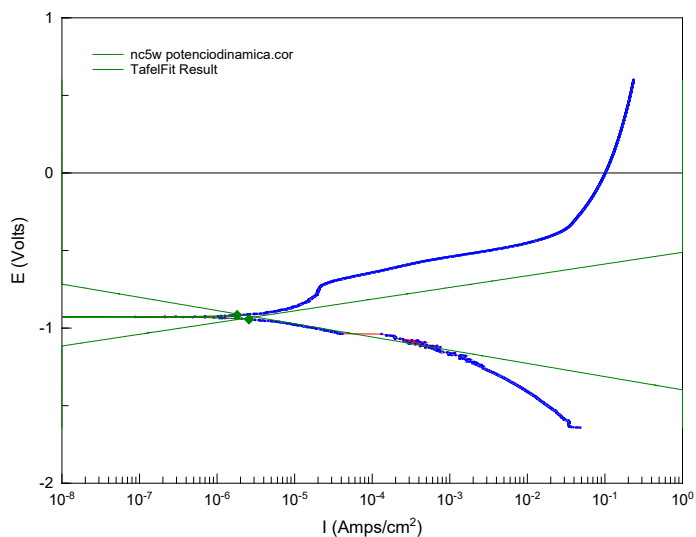


(a) NC4W

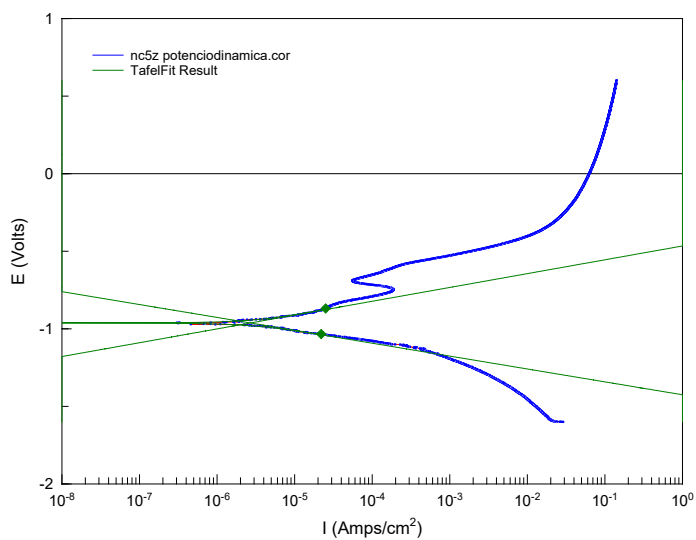


(b) NC4Z

FIGURA A.2: NC4

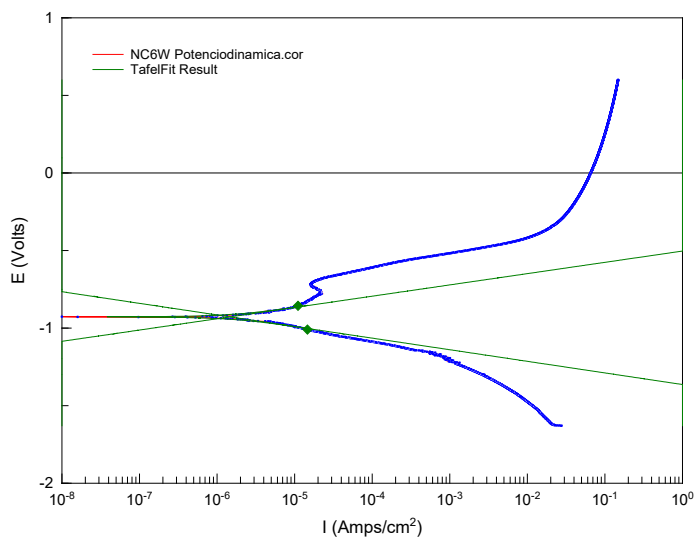


(a) NC5W

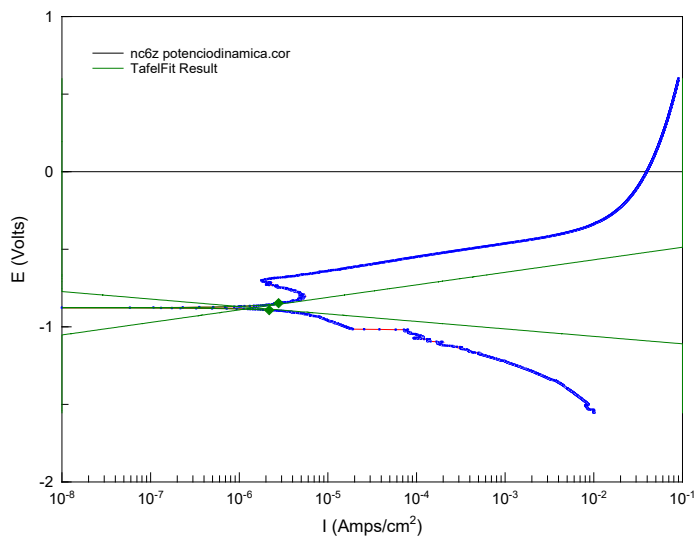


(b) NC5Z

FIGURA A.3: NC5

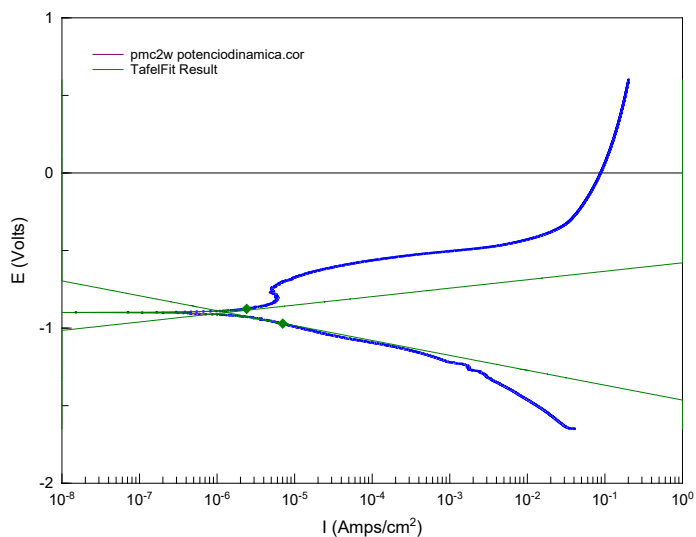


(a) NC6W

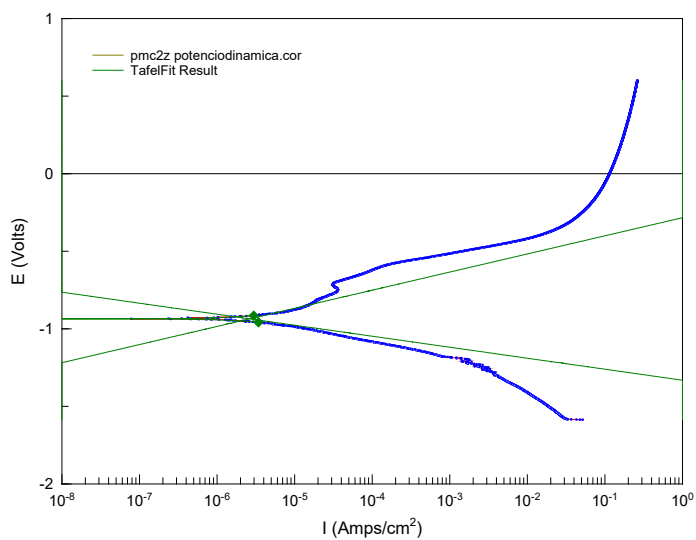


(b) NC6Z

FIGURA A.4: NC6

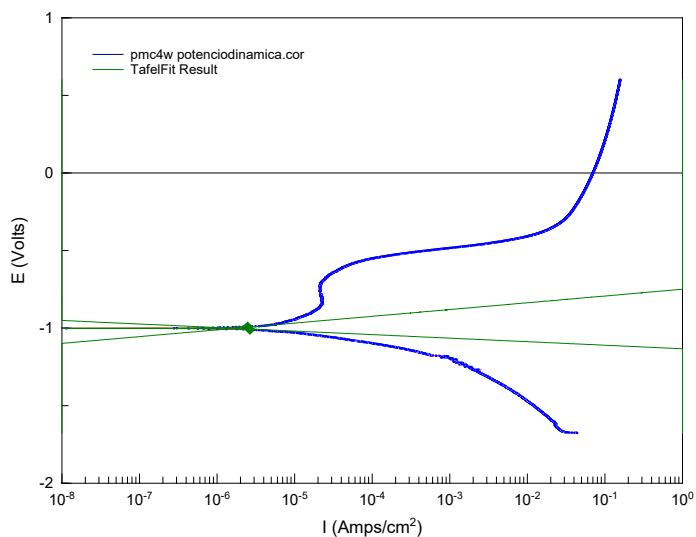


(a) PMC2W

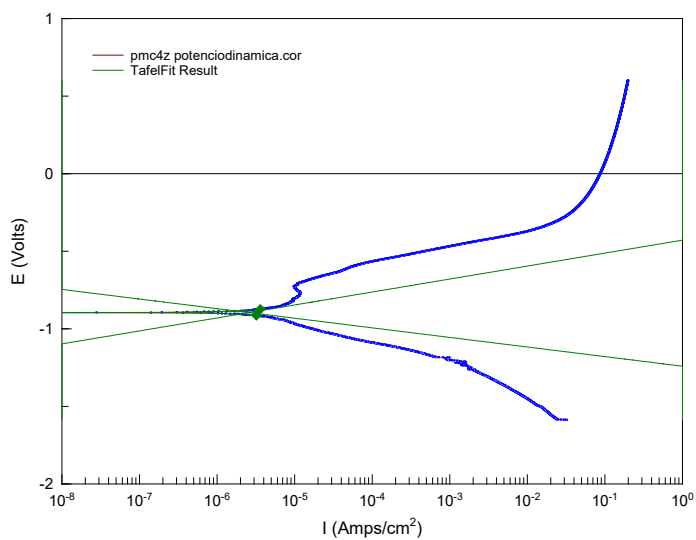


(b) PMC2Z

FIGURA A.5: PMC2

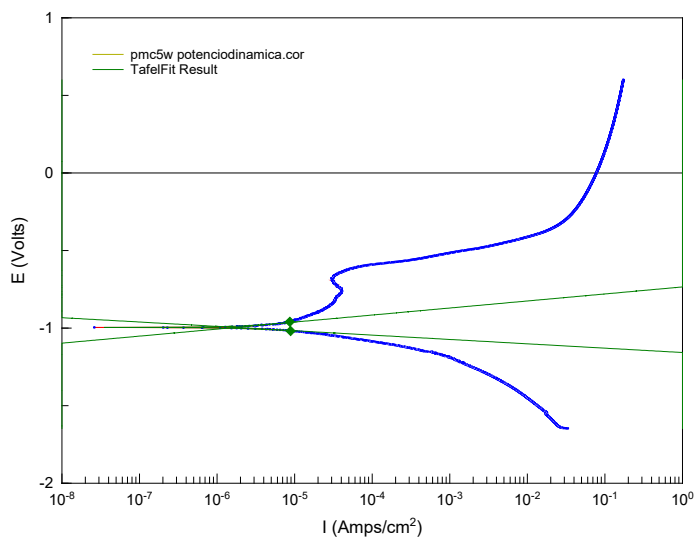


(a) PMC4W

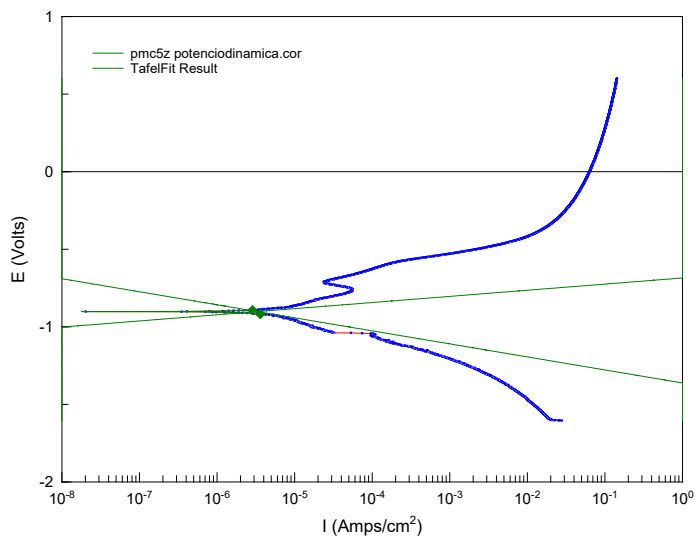


(b) PMC4Z

FIGURA A.6: PMC4

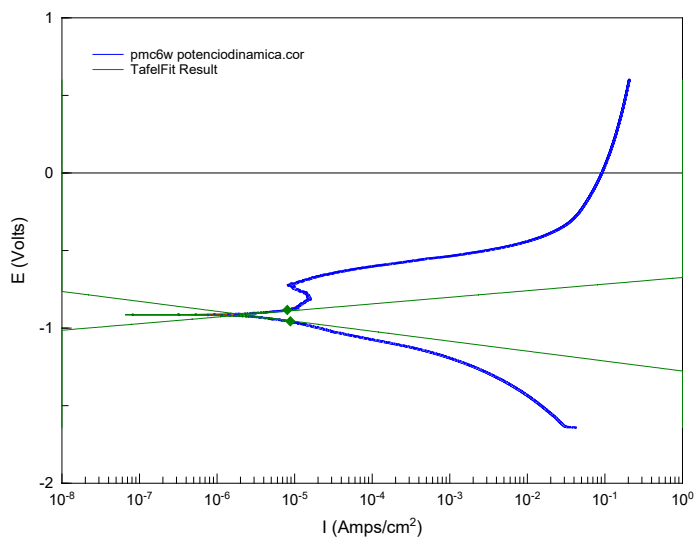


(a) PMC5W.

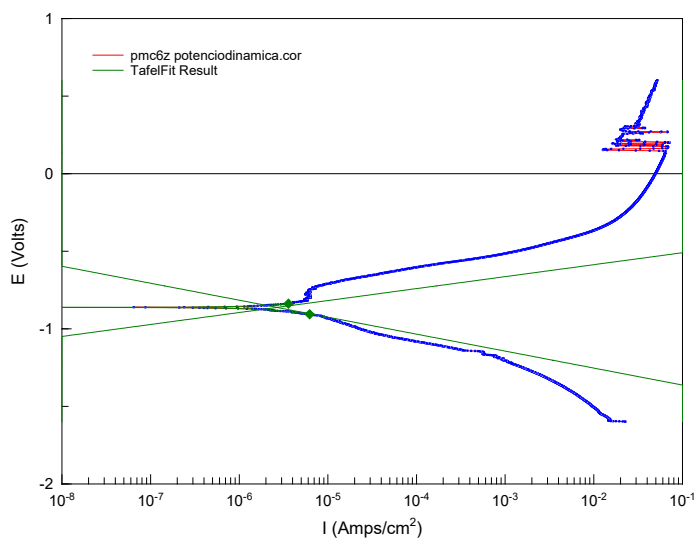


(b) PMC5Z.

FIGURA A.7: PMC5



(a) PMC6W



(b) PMC6Z

FIGURA A.8: PMC6

APÉNDICE B

RESULTADOS DE PRUEBAS DE TENSIÓN

TABLA B.1: Resultados de esfuerzo a tensión de probetas con soldadura continua.

ID	Lab ID	mE GPa	YS 0.2 % MPa	UTS MPa	E %
PMC1 -B	21-664-1	99.8006044	510.771549	746.193264	2.41617847
PMC1-D	21-664-2	100.424922	511.49815	703.857028	2.3040802
PMC1-F	21-664-3	99.7809446	512.144693	741.643114	2.36111739
PMC1-H	21-664-4	84.1286353	456.564265	829.184684	3.14774992
PMC1-J	21-664-5	69.2832893	422.062794	837.278985	3.72011244
PMC6-B	21-664	76.4455452	472.185413	698.173333	1.65933042
PMC6-D	21-664	63.92103	423.431293	753.938958	2.58149688
PMC6-F	21-664	61.0765919	426.923655	735.697784	2.51337323
PMC6-H	21-664	59.9227063	424.075713	732.767227	2.54396613
PMC6-J	21-664	64.519972	437.098043	740.741187	2.48160465
NC1-B	21-664-1	74.9983895	443.144028	730.764886	2.56665368
NC1-D	21-664-2	72.8075034	447.114625	726.653631	2.4314795
NC1-F	21-664-3	66.5645585	426.139464	705.864365	2.48148803
NC1-H	21-664-4	34.0039117	367.556689	635.613795	3.18954639
NC1-J	21-664-5	46.8259722	400.9409	682.765473	2.81232267
NC8-B	21-664-1	74.7020066	473.773626	746.934239	3.68137552
NC8-D	21-664-2	75.0830023	467.714606	755.71994	3.58258106
NC8-F	21-664-3	60.5942432	443.793092	732.814335	2.78935447
NC8-H	21-664-4	37.3500449	412.244563	697.601846	2.86342779
NC8-J	21-664-5	49.630333	438.630988	736.137605	2.6386528

TABLA B.2: Resultados de esfuerzo a tensión de probetas de soldadura intermitente

ID	Lab ID	mE GPa	YS 0.2 % MPa	UTS MPa	E %
NS2-B	21-664-1	71.2342577	421.536012	494.618714	3.45672655
NS2-D	21-664-2	73.3483987	427.364548	490.486922	3.36801607
NS2-F	21-664-3	70.7568006	415.335829	478.451487	3.60907767
NS2-H	21-664-4	63.3948415	383.032056	404.267904	2.5289345
NS2-J	21-664-5	67.2414438	408.001644	479.107594	3.79249547
NS5-B	21-664-1	81.3446623	484.214708	651.205129	2.83378785
NS5-D	21-664-2	87.3031018	472.141797	635.724173	3.67924313
NS5-F	21-664-3	87.3847196	451.673778	589.506751	2.29281492
NS5-H	21-664-4	58.1787803	437.468392	570.051667	2.09750833
NS5-J	21-664-5	61.5502912	430.656169	538.704201	3.38620651
PMS1-B	21-664-1	93.413207	525.994749	651.557982	1.85727322
PMS1-D	21-664-2	75.0195338	504.93793	616.736675	1.95880316
PMS1-F	21-664-3	90.292917	491.180263	602.568013	1.93960976
PMS1-H	21-664-4	79.0925441	462.367533	591.160218	1.86010233
PMS1-J	21-664-5	73.9938541	451.435372	550.267971	1.72036112
PMS6-B	21-664-1	93.2399676	412.913721	485.945903	2.3212393
PMS6-D	21-664-2	79.2213377	276.687758	282.089987	0.95947556
PMS6-F	21-664-3	95.495871	361.6774	415.492253	2.40779017
PMS6-H	21-664-4	57.3504818	401.061009	456.176501	2.91553703
PMS6-J	21-664-5	78.6815347	329.564167	453.773791	2.57498519

TABLA B.3: Resultados de esfuerzo a tensión de probetas con alambre alternativo

ID	Lab ID	mE GPa	YS 0.2 % MPa	UTS MPa	E %
PMC9-B	21-681-1	64.192254	422.384866	768.895496	2.89544205
PMC9-D	21-681-2	69.5264868	426.808106	702.5567	2.58706944
PMC9-F	21-681-3	80.8567273	450.952372	728.318646	2.39834236
PMC9-H	21-681-4	67.3931492	420.18856	717.950821	2.68181173
PMC9-J	21-681-5	73.0465021	445.694288	761.251757	2.51443813
NC9-B	21-681-1	78.5141304	449.574507	771.537085	3.80064864
NC9-D	21-681-2	58.7117253	415.154616	737.874637	3.98738178
NC9-F	21-681-3	68.0606337	451.940232	752.109968	3.65916974
NC9-H	21-681-4	75.802573	470.289519	761.446031	3.58048551
NC9-J	21-681-5	79.2424774	464.59046	761.18394	3.70531077
NC10-B	21-681-1	56.8263823	417.640342	754.188465	4.36547094
NC10-D	21-681-2	34.3559619	396.41028	712.869791	3.57600648
NC10-F	21-681-3	46.318594	420.741635	724.986309	3.53868974
NC10-H	21-681-4	43.5843633	416.369469	722.914637	3.5256842
NC10-J	21-681-5	38.8372723	427.446416	731.465054	3.84554642
NC11-B	21-681-1	62.7027423	447.616398	762.756486	4.42156548
NC11-D	21-681-2	40.6368861	419.832214	722.041442	3.73755008
NC11-F	21-681-3	53.1914977	427.284547	742.923094	4.53625889
NC11-H	21-681-4	56.2930077	416.056827	743.881649	4.53411453
NC11-J	21-681-5	47.7653581	404.268667	709.544244	3.15765767

ÍNDICE DE FIGURAS

2.1. Aceros para aplicaciones automotrices [35].	9
2.2. Microestructuras típicas de algunos AHSS [34]. *DP = Dual Phase por sus siglas en inglés; *TRIP = Transformation Induced Plasticity por sus siglas en inglés; *MART = Martensitic steel por sus siglas en inglés; *CP = Complex Phase por sus siglas en inglés.	10
2.3. Esfuerzo vs deformación de AHSS y las aplicaciones en la estructura del auto [43].	11
2.4. Representación esquemática de la microestructura en aceros CP [43].	14
2.5. Representación esquemática de la microestructura presente en aceros martensíticos [43].	15
2.6. Nomenclatura de las zonas y límites en la zona afectada por el calor [49].	17
2.7. Uniones y soldaduras típicas en soldadura por arco [43].	18
2.8. Proceso de soldadura por arco metálico y gas [43].	19
2.9. Variación de la microestructura con la distancia con respecto al centro del cordón de soldadura [56].	22
2.10. Señales sinusoidales de voltaje y corriente AC.[89]	34

2.11. Relación entre la corriente alterna sinusoidal y la representación vectorial giratoria.[89]	34
2.12. Rotación en fase y fuera de fase de corriente y vectores de voltaje.[89]	35
2.13. Vector de impedancia [89].	36
2.14. Imagen representativa de la rama anódica. Adaptada de [91].	37
2.15. Imagen representativa de la rama catódica. Adaptada de[91].	38
3.1. (a) Guillotina marca NAVA utilizada para el corte de las placas del primer estudio de penetración. (b) Proceso de corte de las placas a medida 120 mm x 510 mm.(c) Guillotina marca BIMEX utilizada para el corte de las placas del segundo estudio de penetración y coupones del estudio final. (d) Proceso de corte de las placas a medida 120 mm x 510 mm.	43
3.2. (a)Alambre de soldadura Soldamatic MW160 utilizado para el estudio. (b) Identificador del alambre.	44
3.3. Sección transversal del cordón de soldadura que muestra las condiciones para el limite inferior de calidad.	45
3.4. (a)Estación robótica para soldar Motoman YASKAWA modelo MH00024-A00. (b) Cabezal de la antorcha de la estación robótica.	46
3.5. Base para soldar los cupones del estudio.	46
3.6. Imagen de cordones de soldadura de 80 mm con separación de 20 mm entre éstos.	47
3.7. (a y b) Cortadora Struers Labotom-5. (c)Disco de corte META-CUT 10-10R.	50

3.8. (a)Imagen de la perforación en la parte posterior de las muestras, (b) Muestras con el cable jumper soldado con estaño.	51
3.9. Imagen de la preparación de las muestras en el molde de silicón.	51
3.10. Camara OMAX modelo A3590U de 9 megapixeles con adaptador fijo para microscopio de 0.50X marca OMAX modelo A3RDF50.	52
3.11. (a)NaCl de grado laboratorio. (b) bascula utilizada para el pesaje del NaCl. (c) incorporación del NaCl en el agua destilada.	53
3.12. Arreglo de la celda electroquímica con tres electrodos. (a)Electrodo auxiliar. (b) Electrodo de referencia. (c) Electrodo de trabajo.	54
3.13. Electrodo auxiliar de platino con forma cilíndrica cerrada.	54
3.14. Sistema potencióstato-galvanostato Solartron SI1287.	55
3.15. Identificación de las secciones de los cupones para el estudio de acuerdo con la tabla 3.6	56
3.16. (a)Fuente de iridio 192 con vida de 19 curies. (b)Colocación de la película en parte posterior de las placas. (c) Colocación de la fuente de irradiación a 42.5 cm de distancia del blanco.(d)Revelador G-128.	56
3.17. (a) Maquina universal Zwick/Roell Z250. (b) Imagen de probetas de cordon de soldadura continua. (c) Imagen de prueba en proceso. (d) Imagen de probetas de cordon de soldadura intermitente.	57
3.18. (a) Durómetro Wilson Hardness usado para las pruebas de microdureza Vickers a 0.5 N (b) Patrón para calibración de microdureza. (c) preparación de muestras, ataque con NITAL 3%, neutralizado con acetona y secado para prueba de microdureza Vickers.	59

3.19. Imagen de la macrografía de la muestra NC6G que muestra la dirección y la posición en la que se realizaron las indentaciones para el estudio de microdureza.	59
3.20. Izquierda.- Imagen del difractometro de rayos x Rigaku. Derecha.- muestra colocada en un portamuestras dentro del difractometro. . . .	60
3.21. Imagen del microscopio Zeiss Axiovert 40 Mat utilizado para el análisis de microscopía óptica.	61
3.22. a)Imagen del microscopio FEI NOVA NANOSEM 200; b)Imagen de la muestraprevio al análisis en el SEM; c)Imagen de una muestra preparada para el análisis por microscopía.	62
4.1. Efecto de la inestabilidad del arco en la formación de las islas de silicato.(a)Cordón de soldadura con el arco inestable, formación de las islas de silicato en los bordes del cordón. (b) Cordón de soldadura con el arco estable, formación de las islas de silicato en el centro del cordón.	63
4.2. Estudio inicial de penetración. (a) Zona roja, resultados de parámetros con calidad no aceptable. (b) Zona verde, rango de parámetros con resultados en la calidad mínima.	64
4.3. Comparación del segundo y tercer estudio de penetración para velocidad de avance de soldadura de 1 m/min, a 35° y 45° de inclinación de la antorcha, en modo push a 10° de angulo de avance. (a) Sección transversal de un cordon con falta de fusión. (b) imagen de cordón de soldadura con salpicadura excesiva. (c) Sección transversal de un cordón de soldadura con socavamiento. (d) Parte posterior del cordón de soldadura mostrando Melt through.	65

4.4. Secciones transversales del estudio de penetración para velocidades de avance: (a) VS=0.5m/min mínima velocidad de alimentación del alambre para estabilidad del arco, con exceso de inclusiones no metálicas y falta de penetración. (b) VS= 0.6 m/min y WFS=7.5 m/min. (c) VS=0.65 m/min y WFS=7.5m/min, comparación del tamaño de la zona afectada por el calor en relación a la velocidad de avance y su efecto sobre la entrada de calor. 66

4.5. (a) Imagen de las probetas con falla en la soldadura, presente en este grupo de cupones. (b) Resultado de las pruebas de tensión en los cupones con soldadura intermitente. 67

4.6. (a) Imagen de las probetas con falla en la zona afectada por el calor, presente en este grupo de cupones. (b) Resultado de las pruebas de tensión en los cupones con soldadura continua. 67

4.7. Resultado de las pruebas de tensión en los cupones con soldadura continua con alambre alternativo. 68

4.8. Micrografía de SEM BSED de la muestra PMS7 después de ser atacada con nital al 3% fabricada con los mismos parámetros que la muestra PMS6 utilizada para las pruebas de tensión. 68

4.9. Comparación de los resultados de microdureza Vickers VH0.5 entre las muestras NC6 y PMS8 que son las muestras representativas de las condiciones de mayor y menor entrada de calor respectivamente. . . . 69

4.10. Micrografías de la microestructura en las diferentes zonas de la soldadura. (a)microestructura del metal base (MB). (b) Zona de transición entre el metal base y la zona afectada por el calor (ZAC). (c)Zona de transición entre la ZAC y la Zona de fusión. 70

4.11. Imagen del modelo usado para simular la soldadura de las placas en ANSYS. 71

4.12. Simulación en ansys de las curvas de enfriamiento de las condiciones de entrada de calor mínimo a 0, 1 mm, 2 mm, 3 mm, 4 mm, 5 mm y 6 mm desde la soldadura.	71
4.13. Diagrama de fracción volumétrica de fases que se forman con esta tasa de enfriamiento	72
4.14. Simulación en ansys de las curvas de enfriamiento de las condiciones de entrada de calor máximo a 0 y 6 mm desde la soldadura.	72
4.15. Diagrama de fracción volumétrica de fases que se forman con esta tasa de enfriamiento	73
4.16. Zona afectada por el calor inmediata a la zona de fusión.	73
4.17. Interfaz entre la zona afectada por el calor y el metal base.	74
4.18. Interfaz entre la zona afectada por el calor y el metal base. Se observa la presencia de bainita (B) y cementita (C) en una matriz de martensita.	74
4.19. Patrón de difracción de rayos x de la muestra pmc4w, representativa de las condiciones de entrada de calor mínimo.	75
4.20. Patrón de difracción de rayos x de la muestra nc5w, representativa de las condiciones de entrada de calor máximo.	76
4.21. Patrón de difracción de rayos x de la muestra del metal base	76
4.22. Comparación de las tasas de corrosión de las muestras de soldadura y ZAC.	78
4.23. Curvas de polarización de las muestras de soldadura.	78
4.24. Curvas de polarización de las muestras de ZAC.	79
4.25. Diagramas de Nyquist y de bode de los resultados de las muestras con mayor entrada de calor en condiciones máximas y mínimas.	82

4.26. Resultado del estudio de impedancia electroquímica, comparación de los resultados de las muestras con menor entrada de calor contra las muestras con mayor entrada de calor.	83
A.1. NC3.	90
A.2. NC4	91
A.3. NC5	92
A.4. NC6	93
A.5. PMC2	94
A.6. PMC4	95
A.7. PMC5	96
A.8. PMC6	97

ÍNDICE DE TABLAS

3.1. Composiciones químicas del material base y el alambre de soldadura.	44
3.2. Parámetros constantes, primer estudio de penetración de soldadura. .	47
3.3. Parámetros constantes, segundo estudio de penetración de soldadura.	48
3.4. Lista de muestras de los cupones soldados para el estudio.	49
3.5. Área de exposición de los electrodos de trabajo.	52
3.6. Selección de muestras para las pruebas mecánicas.	55
3.7. Parámetros para la soldadura con las variantes del alambre	58
4.1. Tasa corrosión de las muestras de soldadura	77
4.2. Tasa corrosión de las muestras de ZAC	77
4.3. Resultados del estudio de EIS, Rp y Rs.	80
4.4. Resultados del estudio de EIS, CPE-T y CPE-P.	81
A.1. Resultados de los cálculos de las curvas de Tafel obtenidas del software CoreView2.	89
B.1. Resultados de esfuerzo a tensión de probetas con soldadura continua.	98

B.2. Resultados de esfuerzo a tensión de probetas de soldadura intermitente	99
B.3. Resultados de esfuerzo a tensión de probetas con alambre alternativo	100

BIBLIOGRAFÍA

- [1] M. Y. Demeri. Advanced high-strength steels : science, technology, and applications. *ASM International*, 2013.
- [2] Gobierno del Estado de México. Secretaría de Medio Ambiente y Recursos Naturales. (2021). Prontuario normas oficiales mexicanas. Recuperado el 22 de Julio de 2023 de <https://biblioteca.semarnat.gob.mx/janium/Documentos/Ciga/agenda/PP03/ProntuarioNormas.pdf>.
- [3] M Gáspár and A Balogh. Behaviour of mismatch welded joints when undermatchig filler metal is used. *Production Processes and Systems*, 6(1):63–76, 2014.
- [4] P. Kah, H. Latifi, R. Suoranta, J. Martikainen, and M. Pirinen. Usability of arc types in industrial welding. *International Journal of Mechanical and Materials Engineering*, 9:1–12, oct 2014.
- [5] P. Kah, J. Martikainen, P. Jernstrom, and J. Uusitalo. Influence of joint geometry and fit-up gaps on quality of corner joints in new modified short arc gmaw. *The Paton Welding Journal*, (Nº 5, 2009 (May)):27–33, 2009.
- [6] F. Njock Bayock, P. Kah, B. Mvola, and P. Layus. Effect of Heat Input and Undermatched Filler Wire on the Microstructure and Mechanical Properties of Dissimilar S700MC/S960QC High-Strength Steels. *Metals*, 9(8):883, aug 2019.

-
- [7] L. Li, M. Chai, Y. Li, W. Bai, and Q. Duan. Effect of Welding Heat Input on Grain Size and Microstructure of 316L Stainless Steel Welded Joint. *Applied Mechanics and Materials*, 331:578–582, jul 2013.
- [8] A. Bhattacharya, T. K. Bera, and V. K. Suri. Influence of Heat Input in Automatic GMAW: Penetration Prediction and Microstructural Observation. *Materials and Manufacturing Processes*, 29(10):1210–1218, oct 2014.
- [9] César Marconi, María Castillo, Leonardo Boccanera, and Mabel Ramini. Influencia del Calor Aportado y Metal de Aporte Sobre las Propiedades Mecánicas y la Microestructura de Juntas Soldadas por FCAW de Acero Microaleado de Alta Resistencia . *Soldagem & Inspeção*, 20:148–159, 06 2015.
- [10] J. Nowacki, A. Sajek, and P. Matkowski. The influence of welding heat input on the microstructure of joints of S1100QL steel in one-pass welding. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 16(4):777–783, sep 2016.
- [11] M. Shome. Effect of heat-input on austenite grain size in the heat-affected zone of HSLA100 steel. *Materials Science and Engineering A-structural Materials Properties Microstructure and Processing - Mater Sci Eng A-struct Mater*, 445:454–460, feb 2007.
- [12] H. Dong, X. Hao, and D. Deng. Effect of Welding Heat Input on Microstructure and Mechanical Properties of HSLA Steel Joint. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 3(2):138–146, 2014.
- [13] F. Njock Bayock, P. Kah, P. Layus, and V. Karkhin. Numerical and Experimental Investigation of the Heat Input Effect on the Mechanical Properties and Microstructure of Dissimilar Weld Joints of 690-MPa QT and TMCP Steel. *Metals*, 9(3):355, mar 2019.
- [14] V. H. López Cortéz, G. Y. Pérez Medina, F. A. Reyes Valdéz, and H. F. López. Effects of the heat input in the mechanical integrity of the welding joints welded

- by GMAW and LBW process in Transformation Induced Plasticity steel (TRIP) used in the automotive industry. *Soldagem & Inspeção*, 15(3):234–241, sep 2010.
- [15] Md. R. Ahsan, M. M. Cheepu, and Y. Park. The effect of alloying elements of gas metal arc welding (GMAW) wire on weld pool flow and slag formation location in cold metal transfer (CMT). oct 2016.
- [16] P. G. Li, L.-E. Svensson, and N. Markocsan. Influence of oxides on cold lap formation in tandem GMAW. *Science and Technology of Welding and Joining*, 17(8):643–648, nov 2012.
- [17] A. Vicente, P. A. D’silva, R. Babu, I. dos Santos, R. R. de Aguiar, and Tiago Felipe de Abreu Santos. The correct choice among welding wires ER70S-2, ER70S-3 and ER70S-6, according to the oxidation level of base metal. *International Journal of Advanced Engineering Research and Science*, 2020.
- [18] R. Derrien. Understanding the Mechanisms Underlying the Formation of Silicate Islands in Gas Metal Arc Welding. page 147, 2011. Recuperado el 31 de julio de 2023 de <https://repository.mines.edu/handle/11124/170385>.
- [19] B. Mvola and P. Kah. Effects of shielding gas control: welded joint properties in GMAW process optimization. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2017.
- [20] C. Naranjo Guatemala and C. Quisilema. Influencia del gas de protección en la dureza, tenacidad, ductilidad y productividad de juntas soldadas con proceso GMAW. *Ciencia; Vol. 20, Núm. 1 (2018)*, 2018.
- [21] ESAB. Welding Filler Metal Databook. page 434, 2016.
- [22] A. Umekuni and K. Masubuchi. Usefulness of undermatched welds for high-strength steels. *Welding Journal (Miami, Fla)*, 1997.
- [23] X. Wen, P. Wang, Z. Dong, and H. Fang. A fracture mechanics-based optimal fatigue design method of under-matched HSLA steel butt-welded joints with imperfections. *Applied Sciences (Switzerland)*, 2019.

- [24] B. Mvola, P. Kah, J. Martikainen, and R. Suoranta. Dissimilar high-strength steels: Fusion welded joints, mismatches, and challenges. *Reviews on Advanced Materials Science*, 2016.
- [25] T. Nilsson. Welding of AHSS/UHSS steel. A guide for the automotive industry. Technical report, SSAB, Osterbergs, 2012.
- [26] P. L. Moore, N. Garban, P. Bastid, and K. Hughes. Effect of Weld Strength Mismatch and Weld Width on the Fracture Toughness Determined From SENB Specimens. 2018.
- [27] P. K. Mallick. 1 - Overview. In P K B T Materials Mallick Design and Manufacturing for Lightweight Vehicles, editor, *Woodhead Publishing Series in Composites Science and Engineering*, pages 1–32. Woodhead Publishing, 2010.
- [28] N. Patiño Hernández. Proceso industrial automotriz y la productividad de la empresa SEAT en España. *instname:Universidad del Rosario*, dec 2019.
- [29] Ö Cora and M. Koç. Promises and Problems of Ultra/Advanced High Strength Steel (U/AHSS) Utilization in Auto Industry. may 2014.
- [30] N. Baluch, Z. Udin, and C. S. Abdullah. Advanced High Strength Steel in Auto Industry: an Overview. *Eng. Technol. Appl. Sci. Res.*, 4:686–689, jan 2014.
- [31] Ch. Lesch, N. Kwiaton, and F. B. Klose. Advanced High Strength Steels (AHSS) for Automotive Applications - Tailored Properties by Smart Microstructural Adjustments. *steel research international*, 88(10):1700210, oct 2017.
- [32] T. Nanda, V. Singh, V. Singh, A. Chakraborty, and S. Sharma. Third generation of advanced high-strength steels: Processing routes and properties. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*, 233(2):209–238, aug 2016.
- [33] S. Kumar, A. Sharma, and Z. Duriagina. Development of Lightweight Steels for Automotive Applications. page Ch. 6. IntechOpen, Rijeka, 2020.

- [34] K Sugimoto and M Mukherjee. TRIP aided and complex phase steels. pages 217–257. Woodhead Publishing, 2017.
- [35] S. K. Sarna. Steels for Automotive Applications (2015). Recuperado el 1 de Octubre de 2020 de <https://www.ispatguru.com/steels-for-automotive-applications/>.
- [36] B. Hance. Advanced High Strength Steel (AHSS) Performance Levels. *SAE International Journal of Materials and Manufacturing*, 11, apr 2018.
- [37] M Davenport. Surge el acero avanzado de alta resistencia de tercera generación. *The Fabricator en Español*, 2017. Recuperado el 30 de julio de 2023 de <https://www.thefabricator.com/thefabricatorenespanol/article/stamping/surge-el-acero-avanzado-de-alta-resistencia-de-tercera-generaci-n>.
- [38] R. Ding, Y. Yao, B. Sun, G. Liu, J. He, T. Li, X. Wan, Z. Dai, D. Ponge, D. Raabe, C. Zhang, A. Godfrey, G. Miyamoto, T. Furuhashi, Z. Yang, S. van der Zwaag, and H. Chen. Chemical boundary engineering: A new route toward lean, ultrastrong yet ductile steels. *Science Advances*, 2020.
- [39] ULSAB-AVC Overview Report: Complete Report. Technical report, 2002. Recuperado el 30 de julio de 2023 de <https://www.worldautosteel.org/downloads/599700/>.
- [40] D. Raabe, B. Sun, A. Kwiatkowski Da Silva, B. Gault, H.-W. Yen, K. Sedighiani, P. Thouden Sukumar, I. R. Souza Filho, S. Katnagallu, E. Jäggle, P. Kürns-teiner, N. Kusampudi, L. Stephenson, M. Herbig, C. H. Liebscher, H. Springer, S. Zaefferer, V. Shah, S. Wong, C. Baron, M. Diehl, F. Roters, and D. Ponge. Current Challenges and Opportunities in Microstructure-Related Properties of Advanced High-Strength Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 51(11):5517–5586, 2020.
- [41] G. Y. Pérez Medina. Soldabilidad y mecanismos de transformaciones de fase en uniones de aceros avanzados de alta resistencia martensíticos y trip

- por los procesos láser y fsw. 2012. Recuperado el 31 de julio de 2023 de <http://cdigital.dgb.uanl.mx/te/1080240800.PDF>.
- [42] N Wint, J Leung, J H Sullivan, D J Penney, and Y Gao. The galvanic corrosion of welded ultra-high strength steels used for automotive applications. *Corrosion Science*, 136:366–373, 2018.
- [43] AHSS Guidelines V6: Advanced High-Strength Steels Application Guidelines. (2016). Recuperado el 29 de septiembre de 2021 de <https://www.coursehero.com/file/66259952/00-AHSSGuidelines-V6-20170430pdf/>.
- [44] C. D. Horvath. Advanced steels for lightweight automotive structures. In *Materials, Design and Manufacturing for Lightweight Vehicles*. 2010.
- [45] S. Kou. *Welding Metallurgy*. 2002. second edition, John Wiley & Sons, Inc.
- [46] I. Guzmán Flores. Estudio de la cinética de corrosión sobre aceros API X70 soldados por el proceso MMA y SMAW. 2013. Recuperado el 31 de julio de 2023 de <http://eprints.uanl.mx/7277/1/1080259461.pdf>.
- [47] F. Martinez. Metodología para el cálculo de la templabilidad de piezas de acero. jan 2009. Recuperado el 31 de julio de 2023 de https://www.researchgate.net/publication41016773_Metodologia_para_el_calculo_de_la_templabilidad_de_piezas_de_acero.
- [48] F. D. Aguirre Gutiérrez and C. A. Cabel Mostacero. Influencia del porcentaje de carbono equivalente del acero estructural soldado mediante proceso GMAW en la soldabilidad evaluada según el código AWS D1.1. 2019.
- [49] K. Weman. *Welding processes handbook (Second Edition)*. 2003. Woodhead Publishing.
- [50] American Welding Society. *Welding Handbook - Welding Science and Technology*. 2001.

- [51] Lincoln Electric. Arc Welding Fundamentals.
- [52] A. García Sánchez. Optimización de los parámetros de soldadura en el proceso de arco eléctrico con protección de gas (GMAW) para soldar un acero A-27. 2009.
- [53] American Welding Society. Welding handbook volume 2: welding processes, part 1. 2004.
- [54] M. Shome and M. Tumuluru. Introduction to welding and joining of advanced high-strength steels (AHSS). In *Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)*. 2015.
- [55] K. Májlínger, E. Kalácska, S. Russo, and Pasquale. Gas metal arc welding of dissimilar AHSS sheets. *Materials and Design*, 2016.
- [56] G Pimenta and R A Jarman. 3.35 - Corrosion of Metal Joints. pages 2447–2462. Elsevier, Oxford, 2010.
- [57] American Welding Society. AWS A5.18: “Especificación de electrodos y varillas de acero al carbono para soldadura bajo protección gaseosa”. Recuperado el 30 de julio de 2023 de <https://www.coursehero.com/file/p7sc08i/Norma-AWS-A518-Especificación-de-electrodos-y-varillas-de-acero-al-carbono-para/>.
- [58] Ch. Jiang, J. Hunt, and Y. Sang. GMAW Weld Design Guidelines for Chassis Structures, Final Project Report. Technical report, Auto/Steel Partnership, 2007.
- [59] Z. Feng. Characterization of Thermomechanical Behavior of Advanced High-Strength Steels (AHSS): Task 2-Weldability and Performance Evaluation of Welded AHSS Parts for Automotive Structures. Technical report, 2009.
- [60] M. Esteves and S. Távara. Mecanismos de corrosión en cordones de soldadura del acero api 5xl-70 del Proyecto Camisea. *Revista Ciencia y Tecnología*, 12(2):91–104, 2016.

- [61] C. A. Tovar Gómez. Estudio del efecto de la corrosión en el proceso de soldadura de aceros inoxidables mediante las técnicas SMAW, GMAW y GTAW. *Universidad Autónoma de Occidente*, 2005.
- [62] V. S. Sastri, E. Ghali, and M. Elboujdaini. Corrosion Prevention and Protection: Practical Solutions. 2012.
- [63] Nace. Corrosion engineer's reference. 2002.
- [64] M. G. Fontana. Corrosion engineering. Third edition. 1986.
- [65] D. Cabrera de la Cruz. Efecto del flujo turbulento en la corrosión de soldaduras de aceros de alta resistencia. 2013.
- [66] R Baboian. Corrosion Tests and Standards: Application and Interpretation-Second Edition. 2005.
- [67] P. K. Katiyar, S. Misra, and K. Mondal. Comparative Corrosion Behavior of Five Microstructures (Pearlite, Bainite, Spheroidized, Martensite, and Tempered Martensite) Made from a High Carbon Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 50(3):1489–1501, 2019.
- [68] R. V. Ruíz. Efecto de la corrosión en el diseño de uniones soldadas, 2010. Recuperado el 30 de Julio de 2023 de <https://comimsa.repositorioinstitucional.mx/jspui/handle/1022/82>.
- [69] C. J. McMahon. Hydrogen-induced intergranular fracture of steels. *Engineering Fracture Mechanics*, 68(6):773–788, 2001.
- [70] J. Venezuela, Q. Liu, M. Zhang, Q. Zhou, and A. Atrens. A review of hydrogen embrittlement of martensitic advanced high-strength steels. *Corrosion Reviews*, 2016.
- [71] V. Cicek. Corrosion Engineering; Scrivener Publishing LLC. 2014.
- [72] John C. Lippold. Welding Metallurgy and Weldability. 2014.

- [73] P. Kah, M. Pirinen, R. Suoranta, and J. Martikainen. Welding of Ultra High Strength Steels. *Advanced Materials Research*, 849:357–365, jan 2014.
- [74] D. I. Pantelis and T. E. Tsiourva. Corrosion of weldments. In A M B T Trends in Oil El-Sherik, Gas Corrosion Research, and Technologies, editors, *Woodhead Publishing Series in Energy*, pages 249–270. Woodhead Publishing, Boston, 2017.
- [75] G S Frankel. Pitting Corrosion of Metals: A Review of the Critical Factors. *Journal of The Electrochemical Society*, 145(6):2186–2198, 1998.
- [76] P. Zhu, X. Cao, W. Wang, J. Zhao, Y. Lu, and T. Shoji. An investigation on microstructure and pitting corrosion behavior of 316L stainless steel weld joint. *Journal of Materials Research*, 32(20):3904–3911, 2017.
- [77] K. Akpanyung and R. Loto. Pitting corrosion evaluation: a review. *Journal of Physics: Conference Series*, 1378:22088, dec 2019.
- [78] J. Carpio and J. García. Mecanismo de fallo de aceros estructurales durante la galvanización en caliente. oct 2013.
- [79] C. Bergman, K. Mraczek, B. Kröger, T. Sturel, J. Jurgensen, Y. Yagodzinsky, X. Guo, F. Vucko, M. Kohlmann, S. Veith, and M. Pohl. Hydrogen embrittlement resistance evaluation of advanced high strength steels in automotive applications BMW Group, Germany. jun 2018.
- [80] W. M. Garrison and N. R. Moody. Hydrogen embrittlement of high strength steels. In *Gaseous Hydrogen Embrittlement of Materials in Energy Technologies: The Problem, its Characterisation and Effects on Particular Alloy Classes*. 2012.
- [81] S. Dwivedi and M. Vishwakarma. Hydrogen embrittlement in different materials: A review. *International Journal of Hydrogen Energy*, 43, oct 2018.
- [82] S. P. Lynch. Metallographic and fractographic techniques for characterising and understanding hydrogen-assisted cracking of metals. In Richard P Gangloff and

- Brian P B T Gaseous Hydrogen Embrittlement of Materials in Energy Technologies Somerday, editors, *Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering*, volume 2, pages 274–346. Woodhead Publishing, 2012.
- [83] M. Koyama, E. Akiyama, Y. K. Lee, D. Raabe, and K. Tsuzaki. Overview of hydrogen embrittlement in high-Mn steels. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2017.
- [84] M. R. Louthan. Hydrogen embrittlement of metals: A primer for the failure analyst. *Journal of Failure Analysis and Prevention*, 2008.
- [85] L. W. Tsay, M. Y. Chi, Y. F. Wu, J. K. Wu, and D.-Y. Lin. Hydrogen embrittlement susceptibility and permeability of two ultra-high strength steels. *Corrosion Science*, 48(8):1926–1938, 2006.
- [86] H. Kim, H. Jung, T. Kwon, and Y. Chung. Effect of Plastic Deformation on Hydrogen Diffusion Behavior of Martensitic Steel in Hydrogen Absorption Environment. *Materials Transactions*, 60(8):1614–1623, 2019.
- [87] S. Park and J. Yoo. Peer Reviewed: Electrochemical Impedance Spectroscopy for Better Electrochemical Measurements. *Analytical Chemistry*, 75(21):455 A–461 A, nov 2003.
- [88] R. Souto and S. González. Investigación del comportamiento anticorrosivo de sustratos metálicos protegidos con recubrimientos orgánicos por medio de la espectroscopía de impedancia electroquímica. pages 85–130. jan 2003.
- [89] ASTM G106 – 89. Standard Practice for Verification of Algorithm and Equipment for Electrochemical. *ASTM Standards*, 2004.
- [90] J. L. Vázquez Gutiérrez. Empleo de la técnica de Espectroscopia de Impedancias Electroquímicas para la caracterización de biomateriales. Aplicación a una aleación biomédica de Co-Cr-Mo. oct 2011.
- [91] D. G. Enos and L. L. Scribner. The Potentiodynamic Polarization Scan. Recuperado el 30 de julio de 2023 de <http://www.solartron.com>.

-
- [92] E. F. Navarrete. Corrosión y degradación de los metales. 2007.
- [93] Causas de la polarización. Recuperado el 31 de julio de 2023 de https://www.upv.es/materiales/Fcm/Fcm12/pfcm12_3_1.html.
- [94] K. Jüttner. Electrochemical impedance spectroscopy (EIS) of corrosion processes on inhomogeneous surfaces. *Electrochimica Acta*, 35(10):1501–1508, 1990.
- [95] A. Monsalve, A. Guzmán, D. Cabello, A. Artigas, F. Barra, Y Houbaert, R. Colás, and B. Schulz. Obtención de un acero multifásico a partir de un acero 0,084 % c, 1,44 % mn y 0,81 % si. *Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales*, 33:254–264, 2013.

RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO

Simón Limón Maldonado

Candidato para obtener el grado de
Maestría en Ciencias de la Ingeniería
con orientación en Materiales

Universidad Autónoma de Nuevo León
Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica

Tesis:

ESTUDIO DE LA SOLDABILIDAD Y CINÉTICA DE CORROSIÓN DE
ACEROS AVANZADOS DE ALTA RESISTENCIA SOLDADOS POR EL
PROCESO GMAW

Simón Limón Maldonado de nacionalidad Mexicana nacido en San Nicolás de los Garza, Nuevo León el 18 de Octubre de 1981. Egresado de la Universidad Autónoma de Nuevo León como Ingeniero en Aeronáutica.