



EDUCACIÓN
SECRETARÍA DE EDUCACIÓN PÚBLICA

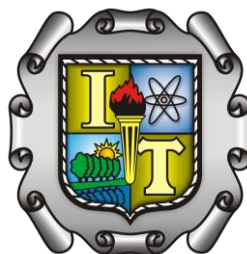


TECNOLÓGICO
NACIONAL DE MÉXICO®

Instituto Tecnológico de Saltillo

INSTITUTO TECNOLÓGICO DE SALTILLO

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO E INVESTIGACIÓN



“ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO MICROESTRUCTURAL Y
MECÁNICO DE SOLDADURAS SUBACUÁTICAS HÚMEDAS
OBTENIDAS POR FCAW-S EN UN ACERO ASTM A36”

TESIS

QUE PRESENTA:

M.C. LUIS ANTONIO GUÍA HERNÁNDEZ

PARA OBTENER EL GRADO DE:

DOCTOR EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA

DIRIGIDA POR:

DRA. ROCIO MARICELA OCHOA

DRA. PATRICIA SHEILLA

PALACIOS

COSTA

DIRECTOR

CODIRECTOR

SALTILLO, COAHUILA, MÉXICO.

NOVIEMBRE 2025



Instituto Tecnológico de Saltillo

Saltillo, Coahuila, **17/septiembre/2025**

DR. JORGE ALBERTO RAMOS OLIVEIRA
JEFE DE LA DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE
POSGRADO E INVESTIGACIÓN
PRESENTE.

Los que suscribimos, integrantes del Comité Tutorial nombrados para dar seguimiento y examinar el manuscrito de la tesis titulada:

**“ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO MICROESTRUCTURAL Y MECÁNICO DE SOLDADURAS
SUBACUÁTICAS HÚMEDAS OBTENIDAS POR FCAW-S EN UN ACERO ASTM A36”**

Que presenta el candidato al Grado de DOCTOR EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA:

M.C. LUIS ANTONIO GUÍA HERNÁNDEZ

Reunidos para tal efecto, y después de intercambiar opiniones, manifestamos nuestra aceptación a dicho trabajo en virtud de que satisface los requerimientos técnicos, científicos y de redacción que requiere el nivel del grado a obtener, ya que se han realizado las correcciones que cada uno en particular consideró pertinentes.

Por tal motivo este Comité autoriza la presentación e impresión del manuscrito de tesis en mención.

ATENTAMENTE
“EL COMITÉ TUTORIAL DE TESIS”


DRA. ROCÍO MARICELA OCHOA PALACIOS
DIRECTORA


DRA. PATRICIA SHEILLA COSTA
CODIRECTORA DE TESIS


DRA. PAMELA CHIÑAS SÁNCHEZ
SINODAL


DR. GERARDO ALTAMIRANO GUERRERO
SINODAL


DR. ANTONIO ENRIQUE SALAS REYES
SINODAL



2025
Año de
La Mujer
Indígena

Blvd. Venustiano Carranza No. 2400, Col. Tecnológico,
C.P. 25280 Saltillo, Coahuila. Tel: 844 288-94-60
www.saltillo.tecnm.mx





LICENCIA DE USO OTORGADA POR Luis Antonio Guía Hernández, de nacionalidad Mexicana mayor de edad, con domicilio ubicado en Vicente Suarez No. 355 Col. Río Bravo, en mi calidad de titular de los derechos patrimoniales y morales y autor de la tesis denominada "Estudio del comportamiento microestructural y mecánico de soldaduras subacuáticas húmedas obtenidas por FCAW-S en un acero ASTM A36" en adelante **"LA OBRA"** quien para todos los fines del presente documento se denominará **"EL AUTOR Y/O EL TITULAR"**, a favor del Instituto Tecnológico de Saltillo del Tecnológico Nacional de México, la cual se registrá por las cláusulas siguientes:

PRIMERA -OBJETO: **"EL AUTOR Y/O TITULAR"**, mediante el presente documento otorga al Instituto Tecnológico de Saltillo del Tecnológico Nacional de México, licencia de uso gratuita e indefinida respecto de **"LA OBRA"**, para almacenar, preservar, publicar, reproducir y/o divulgar la misma, con fines académicos, por cualquier medio en forma física y a través del repositorio institucional y del repositorio nacional, éste último consultable en la página: (<https://rinacional.tecnm.mx/>).

SEGUNDA - TERRITORIO: La presente licencia se otorga, de manera no exclusiva, sin limitación geográfica o territorial alguna, de manera gratuita e indefinida.

TERCERA -ALCANCE: La presente licencia contempla la autorización para formato uso de **"LA OBRA"** en cualquier formato o soporte material y se extiende a la utilización, de manera enunciativa más no limitativa a los siguientes medios: óptico, magnético, electrónico, virtual (red), mensaje de datos o similar conocido por conocerse.

CUARTA - EXCLUSIVIDAD: La presente licencia de uso aquí establecida no implica exclusividad en favor del Instituto Tecnológico de Saltillo; por lo tanto, **"EL AUTOR Y/O TITULAR"** conserva los derechos patrimoniales y morales de **"LA OBRA"**, objeto del presente documento.

QUINTA - CRÉDITOS: El Instituto Tecnológico de Saltillo y/o el Tecnológico Nacional de México reconoce que el **"AUTOR Y/O TITULAR"** es el único, primigenio y perpetuo titular de los derechos morales sobre **"LA OBRA"**; por lo tanto, siempre deberá otorgarle los créditos correspondientes por la autoría de la misma.

SEXTA - AUTORÍA: **"EL AUTOR Y/O TITULAR"** manifiesta ser el único titular de los derechos de autor que derivan de **"LA OBRA"** y declara que el material objeto del presente fue realizado por él, sin violentar o usurpar derechos de propiedad intelectual de terceros; por lo tanto, en caso de controversia sobre los mismos, se obliga a ser el único responsable.

Dado en la Ciudad de Saltillo, a los 10 días del septiembre de 2025.

"EL AUTOR Y/O TITULAR"

"EL INSTITUTO TECNOLÓGICO DE SALTILLO"





Educación
Secretaría de Educación Pública



TECNOLÓGICO
NACIONAL DE MÉXICO



Instituto Tecnológico de Saltillo

Saltillo, Coahuila, **06/Octubre/2025**
OFICIO No. DEPI/141/2025

C. LUIS ANTONIO GUÍA HERNÁNDEZ
CANDIDATO AL GRADO DE DOCTORADO EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA
PRESENTE

Por este conducto tengo el agrado de comunicarle que el Comité Tutorial nombrado para dar seguimiento a su trabajo de tesis, titulado **"Estudio del comportamiento microestructural y mecánico de soldaduras subacuáticas húmedas obtenidas por FCAW-S en un acero ASTM A36"**, ha informado a esta División de Estudios de Posgrado e Investigación que su trabajo satisface los elementos técnicos y científicos necesarios. Así mismo, se cuenta en esta División con las evidencias de que Usted cumple con los requisitos académicos necesarios para la presentación de este trabajo. Por lo anterior, **se le autoriza a que proceda con la Impresión Definitiva de su trabajo de tesis.**

Deseándole el éxito en el logro de sus metas y sus aspiraciones profesionales, reciba un cordial saludo.

ATENTAMENTE
Excelencia en Educación Tecnológica.


DR. JORGE ALBERTO RAMOS OLIVEIRA
JEFE DE LA DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO E INVESTIGACIÓN

ccp. Archivo
ccp. Departamento de Servicios Escolares



SECRETARÍA DE
EDUCACIÓN PÚBLICA
INSTITUTO TECNOLÓGICO
de Saltillo
DIVISIÓN DE ESTUDIOS
DE POSGRADO E INVESTIGACIÓN



2025
Año de
**La Mujer
Indígena**

Blvd. Venustiano Carranza No. 2400, Col. Tecnológico,
C.P. 25280 Saltillo, Coahuila. Tel: 844 288-94-60
www.saltillio.tecnm.mx



RAC 01-05-11 Rev. 23

AGRADECIMIENTOS

Agradezco profundamente a **La Secretaría de Ciencia, Humanidades, Tecnología e Innovación (SECIHTI)** por la beca proporcionada. Este apoyo fue fundamental para poder realizar y culminar satisfactoriamente los estudios de doctorado.

Al **Consejo Estatal de Ciencia y Tecnología de Coahuila (COECYT)**, muchas gracias por la beca terminal de estudios de doctorado proporcionada (**Mod A_COAH-2025-C25-A021**).

Gracias al **Instituto Tecnológico de Saltillo** y a la **División de Estudios de Posgrado e Investigación** por todo el apoyo brindado durante el desarrollo de esta tesis doctoral.

A mi familia. Mi madre **Susana**, por trabajar incansablemente para que pudiera tener las mejores oportunidades posibles en mi educación, gracias por apoyarme para cumplir el objetivo más ambicioso que me he planteado. A mis tías **Bertha y Socorro Hernández**, que desde niño me motivaron para cumplir mis sueños, han sido un ejemplo y soporte durante mi formación personal, académica y profesional. Hasta el cielo a mis tíos **Mario y Luis**, igual que a mi abuelo **Andrés**, gracias por llenar la casa de libros y darme la oportunidad de enfocarme siempre en mis estudios, ¡Gracias!

A mi hermano, **Alex**, por impulsarme a tomar la decisión de realizar un Doctorado. Gracias por todas esas pláticas donde reíamos hasta que nos dolía el estómago, las incontables noches jugando videojuegos y por todos los partidos de beisbol que vimos entre gritos y mil emociones. ¡Gracias!

A la **Ing. Jessica Vazquez**, por todos los momentos tan hermosos a tu lado. Por el apoyo y motivación a cada idea que se me ocurría. Por acompañarme en este viaje entre desvelos y libros, llamadas interminables y anécdotas para escribir mil historias. Por impulsarme con la fuerza de una ola a cumplir todas mis metas. Por ser una excelente maestra, fiel a tus ideales y contagiando de alegría a quienes te rodean. Gracias por permitirme caminar junto a ti y tomarte de la mano.

A la **Dra. Rocío Ochoa**. Gracias por confiar en mí y darme mi primer oportunidad profesional. Por creer en mis ideas y darme la libertad de desarrollarlas. Gracias por todas sus correcciones y observaciones puntuales, por enseñar con el ejemplo y siempre demostrar su gran sentido humano. Me siento muy orgulloso, y es un honor para mí el poder decir que soy su alumno. ¡Gracias, gracias por todo!

A la **Dra. Patricia Costa**. Gracias por compartir conmigo su amplio conocimiento y experiencia en metalurgia y soldadura, además de darme la oportunidad de desarrollar este trabajo. Al **Maestro Luis Ramírez**. Gracias por la oportunidad y las facilidades brindadas para realizar la experimentación de esta tesis. Por compartir una parte de su gran experiencia en el área de la soldadura. ¡Muchas gracias!

Al **Dr. Gerardo Altamirano**. Gracias por todo su apoyo. Por confiar en mis conocimientos y darme la oportunidad de transmitirlos. Todo lo que aportó durante este período doctoral es invaluable para mí. Gracias por todas las pláticas. ¡Gracias, Doc!

A la **Dra. Pamela Chiñas** y al **Dr. Enrique Salas**. Gracias por ser unos excelentes revisores. Cada cuestionamiento y observación realizada contribuyó de gran manera en el desarrollo de esta tesis. Por compartir su experiencia y conocimiento. ¡Muchas gracias!

A la **Dra. Perla Reséndiz** y al **Dr. rer. nat. Edgar Reséndiz**. Gracias por todas sus enseñanzas. Sus aportes fueron fundamentales para lograr este trabajo. Su profesionalismo y manera de trabajar siempre serán un ejemplo para mí. ¡Muchas gracias!

A la **Maestra Cecy Mota** por aceptarme en su clase, me abrió los ojos ante un mundo completamente nuevo. Gracias por su paciencia y espero llegar a tener su facilidad para transmitir el conocimiento. ¡Muchas gracias!

ÍNDICE

RESUMEN	i
ABSTRACT	iii
1. INTRODUCCIÓN	1
1.1 PROBLEMA Y ESTADO DEL ARTE	3
1.2 OBJETIVOS.....	11
General	11
Específicos	11
1.3 JUSTIFICACIÓN.....	13
2. MARCO TEÓRICO	14
2.1 PLATAFORMAS MARÍTIMAS.....	14
2.1.1 Tipos de plataformas petroleras.....	14
2.1.2 Aceros para la construcción de estructuras de plataformas marítimas.....	16
2.1.3 Acero ASTM A36.....	16
2.2 SOLDADURA SUBACUÁTICA HÚMEDA	17
2.2.1 Soldadura FCAW-S.....	18
2.3 METALURGIA DE LA SOLDADURA	20
2.3.1 Flujo de calor en la soldadura.....	21
2.3.2 Zona de fusión (ZF)	23
2.3.3 Zona afectada por el calor (ZAC)	24
2.3.4 Defectos de soldadura.....	26
2.3.5 Agrietamiento por H ₂	27
2.4 OPTIMIZACIÓN DE PROCESOS	28
2.4.1 Metodología de superficie de respuesta (MSR)	29
2.4.2 Support Vector Regression (SVR) y Algoritmos Genéticos (AG)	31
3. METODOLOGÍA	33
3.1 EQUIPO DE SOLDADURA FCAW-S.....	34

3.2	DEFINICIÓN DEL DISEÑO DE EXPERIMENTOS (DOE)	36
3.2.1	Soldadura en seco vs soldadura subacuática	36
3.2.2	DOE-I.....	37
3.2.3	Evaluación de las soldaduras del DOE-I.....	39
3.3	DOE-II.....	40
3.3.1	Evaluación de las soldaduras del DOE-II.....	41
3.3.2	Análisis de las inclusiones no-metálicas en las soldaduras del DOE-II	42
3.4	MODELADO Y OPTIMIZACIÓN	43
4.	RESULTADOS Y DISCUSIÓN	45
4.1	CARACTERIZACIÓN DEL ACERO ASTM A36	45
4.2	SOLDADURA SUBACUÁTICA FCAW-S (DOE-I)	47
4.3	POROSIDAD SUPERFICIAL	48
4.4	CARACTERÍSTICAS GEOMÉTRICAS DE LAS SOLDADURAS SUBACUÁTICAS FCAW-S	51
4.5	MICRODUREZA VICKERS	55
4.6	MICROESTRUCTURA	56
4.7	ANÁLISIS ESTADÍSTICO (DOE-I).....	61
4.7.1	Prueba de correlación y normalidad.....	62
4.7.2	Penetración de soldadura	64
4.7.3	Refuerzo de soldadura	67
4.7.4	Ancho de soldadura.....	69
4.7.5	Dureza de soldadura.....	71
4.7.6	Porosidad interna de soldadura.....	74
4.8	SOLDADURA SUBACUÁTICA FCAW-S (DOE-II).....	75
4.9	CARACTERÍSTICAS GEOMÉTRICAS DE LAS SOLDADURAS (DOE-II)	80
4.10	ANÁLISIS ESTADÍSTICO DEL DOE-II.....	82
4.10.1	Porosidad interna de soldadura.....	83

4.10.2	Microdureza Vickers de soldadura	85
4.11	FORMACIÓN DE POROSIDAD INTERNA.....	86
4.12	EFFECTO DEL APORTE DE CALOR SOBRE LA MICROESTRUCTURA	93
4.12.1	Formación de ferrita acicular (α_{ac}).....	99
4.13	EFFECTO DE LA MICROESTRUCTURA EN LA PROPAGACIÓN DE POROSIDAD	103
4.14	MODELADO Y OPTIMIZACIÓN	105
4.14.1	Validación	114
4.15	CÁLCULO DE TEMPERATURAS PICO Y VELOCIDADES DE ENFRIAMIENTO EN SOLDADURA SUBACUÁTICA	117
5.	CONCLUSIONES.....	128
	REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	130
	ANEXOS	140

RESUMEN

El presente trabajo de investigación analizó las características microestructurales de cordones obtenidos mediante soldadura subacuática húmeda (SSH) realizadas con el proceso de alambre tubular autoprotegido (FCAW-S, por sus siglas en inglés) en un acero ASTM A36. Se estudió el efecto del amperaje (A), voltaje (V), velocidad de soldadura (VS), distancia de la punta de contacto a la pieza (CTWD) y velocidad de alimentación del alambre (WFS) sobre la geometría, microdureza Vickers ($HV_{0.5}$) y porcentaje de porosidad. La influencia de las variables de proceso se evaluó mediante Metodología de Superficie de Respuesta (MSR), en donde los modelos obtenidos se emplearon funciones objetivo para realizar una optimización multiobjetivo del proceso a través de Algoritmos Genéticos (AG). Adicionalmente, se implementó Support Vector Regression (SVR, por sus siglas en inglés) para contrastar su capacidad predictiva, mostrando un mejor desempeño en la predicción de fenómenos de naturaleza aleatoria, como la formación de porosidad.

Se puso en funcionamiento, por primera vez en México, un dispositivo semiautomático para realizar la soldadura subacuática, capaz de controlar el ángulo de la antorcha, CTWD y VS, logrando realizar soldaduras continuas de hasta 30 cm. Se aplicó un diseño de experimentos central compuesto (DOE-CC), variando WFS (250-450 ipm), voltaje (23-26 V) y VS (3-10 mm/s). Un segundo DOE-CC exploró CTWD (4-10 mm) y VS (2-3.4 mm/s) para favorecer la formación de ferrita acicular (α_{ac}). Los resultados principales indicaron que a mayor aporte de calor (Q) y menor VS se puede reducir el porcentaje de porosidad, mientras que elevados valores de microdureza se asociaron a la formación de martensita (M) generada por la elevada velocidad de enfriamiento causada por el efecto del ambiente subacuático. Estadísticamente se confirmó la independencia entre respuestas, brindando mayor flexibilidad al realizar la optimización. Se obtuvieron parámetros óptimos con WFS de 350 ipm, 24 V, CTWD de 6.69 mm y VS de 2.2 mm/s, logrando un refuerzo < 5 mm, dureza promedio de 314 $HV_{0.5}$ y porosidad $< 5\%$, con nucleación de α_{ac} favorecida por la presencia de inclusiones no metálicas (INM).

La novedad de este trabajo radica en la integración de modelos estadísticos, machine learning y análisis numérico para correlacionar el efecto de Q y de los parámetros de proceso en la transferencia de calor, temperaturas pico y velocidades de enfriamiento; además del efecto de la disociación del agua, INM y formación de fases, junto a la puesta en marcha del primer dispositivo semiautomático Mexicano para SSH-FCAW-S, capaz de establecer un marco replicable para soldaduras con aplicación marítima.

ABSTRACT

This research work analyzed the microstructural characteristics of weld beads obtained through wet underwater welding (SSH) using the self-shielded flux-cored arc welding process (FCAW-S) on ASTM A36 steel. The effects of current (A), voltage (V), welding speed (VS), contact tip to work distance (CTWD), and wire feed speed (WFS) on bead geometry, Vickers microhardness ($HV_{0.5}$) and porosity percentage were studied. The influence of the process variables was evaluated using Response Surface Methodology (MSR), where the resulting models were used as objective functions to perform a multi-objective process optimization through Genetic Algorithms (GA). Additionally, Support Vector Regression (SVR) was implemented to assess its predictive capability, showing better performance in predicting phenomena of a random nature, such as porosity formation.

For the first time in México, a semi-automatic device for performing underwater welding was put into operation, capable of controlling torch angle, CTWD and WS, achieving continuous welds up to 30 cm. A central composite design of experiments (DOE-CC) was applied, varying WFS (250-450 ipm), voltage (23-26 V) and VS (3-10 mm/s). A second DOE-CC explored CTWD (4-10 mm) and VS (2-3.4 mm/s) to promote the formation of acicular ferrite α_{ac} . The main results indicated that higher heat input (Q) and lower VS can reduce the porosity percentage, while higher microhardness values were associated with the formation of martensite (M), generated by the high cooling rate caused by the underwater environment. Statistical analysis confirmed the independence between responses, providing greater flexibility for optimization. Optimal parameters were obtained with WFS of 350 ipm, 24 V, CTWD of 6.69 mm and VS of 2.2 mm/s, achieving a reinforcement < 5 mm, an average hardness of 314 $HV_{0.5}$ and porosity $< 5\%$, with α_{ac} nucleation favored by the presence of non-metallic inclusions (INM).

The novelty of this work lies in the integration of statistical models, machine learning and numerical analysis to correlate the effects of Q and process parameters on heat transfer, peak temperatures and cooling rates, as well as the effects of water dissociation, INM and phase formation. In addition, it features the commissioning of the first Mexican

semi-automatic device por SSH-FCAW-S, capable of establishing a replicable framework for welds with maritime applications.

1. INTRODUCCIÓN

La soldadura subacuática, en condición húmeda, es una de las técnicas de unión de componentes estructurales más utilizadas por el sector industrial naval y petrolero para el mantenimiento, y reparación, de piezas sumergidas en agua como lo son: las tuberías de transporte de petróleo, estructuras de acero que soportan las plataformas offshore, cascos de navíos, además de los soportes de presas y muelles. Las condiciones de procesamiento, bajo las cuales son realizadas las uniones, representan un gran desafío metalúrgico y mecánico al presentar condiciones ambientalmente complejas. Aún con estas dificultades, es posible realizar reparaciones y mantenimiento de estructuras utilizando la soldadura subacuática.

Al día de hoy, existe el interés por emplear el proceso FCAW-S en condiciones húmedas, ya que presenta mayor productividad en comparación con el proceso de soldadura con electrodo recubierto (SMAW, por sus siglas en inglés), el cual es utilizado para realizar reparaciones y mantenimiento de componentes estructurales con aplicación subacuática. Es importante señalar la presencia de dificultades técnicas al implementar el equipo necesario para realizar estas uniones; se destaca la necesidad de utilizar corriente directa (DC) para generar el arco eléctrico, ya que, la implementación de corriente alterna (AC) genera inestabilidad en el mismo e interfiere con la normatividad de seguridad al exponer a posibles accidentes al operador. Otro factor por considerar es la presencia de burbujas, generadas durante la evaporación del agua al incrementar drásticamente la temperatura, que provocan una inestabilidad del flujo térmico del arco hacia la pieza, y también pueden ser el conducto para que elementos como el oxígeno e hidrógeno se introduzcan en el charco de soldadura; causando porosidad superficial e interna, y limitando la predicción microestructural en condiciones puntuales. Técnicamente, uno de los mayores desafíos es lograr una estabilidad óptima del arco eléctrico, ya que se ve afectado por los complejos fenómenos que existen a su alrededor, como la mencionada formación de burbujas, elevada velocidad de enfriamiento, presión del agua y un flujo turbulento que se genera alrededor del charco de soldadura.

El presente estudio establece que las características microestructurales y mecánicas en un acero ASTM A36 soldado mediante el proceso FCAW-S dependen directamente de rango de parámetros aplicado. Por lo tanto, obtener SSH-FCAW-S satisfaciendo el código de la American Welding Society D3.6, puede ser logrado con un estudio multidisciplinario aplicando el estudio metalúrgico, en combinación con herramientas estadísticas y técnicas de optimización. Para lograr contrarrestar los efectos perjudiciales que puede presentar la formación de porosidad es necesario obtener un desarrollo microestructural que permita retrasar la propagación de grietas, logrando de esta manera maximizar el tiempo de vida útil del componente soldado. Para este fin, se estableció como objetivo principal estudiar el efecto de los parámetros de proceso de la soldadura subacuática húmeda (V, A, VS, CTWD y WFS) del proceso de soldadura FCAW-S, sobre las características microestructurales, dureza y geometría del cordón, para obtener cordones de soldadura óptimos en un acero ASTM A36 usando herramientas estadísticas y matemáticas de modelación y optimización.

1.1 PROBLEMA Y ESTADO DEL ARTE

La soldadura bajo agua es una técnica esencial en la industria del mantenimiento de estructuras con aplicación bajo agua. El proceso FCAW-S puede ser utilizado en estas condiciones, ya que brinda la posibilidad de realizar cordones de soldadura ininterrumpidos y de gran longitud. Sin embargo, a pesar de ser un método eficiente en condiciones secas, presenta desafíos y problemas específicos cuando se emplea bajo el agua, como inestabilidad en el arco eléctrico, posible formación de salpicaduras y alteraciones en el flujo de la corriente eléctrica; además de una gran sensibilidad a pequeñas variaciones en sus parámetros de proceso. Esto puede afectar la calidad de la soldadura, y con el uso de elevada corriente eléctrica se debe prestar particular atención a la seguridad del proceso, evitando así riesgos al operador.

Una de las principales complicaciones es la presencia del agua como medio circundante. El agua genera un entorno extremadamente reactivo donde la electricidad, el calor y los gases interactúan de manera distinta a lo que ocurre en la soldadura convencional. Esto afecta la inestabilidad del arco eléctrico, lo que a su vez puede producir soldaduras defectuosas. En el proceso FCAW-S, el arco debe mantenerse estable para permitir una buena fusión del metal base y el material de aporte. No obstante, bajo el agua, existe una variación en la estabilidad del arco debido a la mayor conductividad del medio acuoso, dificultando el control preciso de la soldadura. Otro desafío importante es la formación de porosidad y defectos en las uniones soldadas. La SSH promueve la rápida solidificación del metal fundido, lo que puede atrapar burbujas de gas en el charco, generando poros y debilitando la estructura final. Este fenómeno se ve exacerbado por la descomposición del núcleo fundente del alambre FCAW-S, que libera gases para proteger el baño de soldadura, pero bajo el agua no siempre es posible generar una barrera protectora efectiva.

Finalmente, las soldaduras realizadas por FCAW-S pueden presentar poca penetración. Al estar en contacto directo con el agua, la eficiencia térmica del proceso se reduce debido a la elevada transferencia de calor por convección. Al tomar en cuenta el espesor del material, una menor cantidad de metal base es fundido mediante la energía del arco eléctrico. Esto afecta drásticamente a la pieza estando en operación, ya que las estructuras

y componentes sometidos a esta soldadura son generalmente de acero de alta resistencia y suelen emplearse en secciones donde su respuesta mecánica es de gran importancia para la integridad de la estructura.

Mientras que, en términos de costos de operación, la SSH-FCAW-S puede ser cara debido a la necesidad de equipos especializados y personal altamente capacitado. Además, el tiempo requerido para completar las reparaciones también tiende a ser mayor en comparación con la soldadura en superficie o en seco, debido a la inestabilidad del arco, la formación de defectos en la soldadura y a las dificultades logísticas que complican aún más el proceso.

Debido a las circunstancias existentes, en el mantenimiento de estructuras con aplicación bajo agua, en los últimos años el estudio de la SSH ha sido de gran relevancia enfocando el análisis en el entendimiento de la formación de defectos desde distintos puntos de vista. Un estudio en este sentido es el de Chen et al. [1] quienes estudiaron el efecto de la presión causada por el ambiente subacuático sobre la calidad de la soldadura, y en sus resultados reportan una influencia directa en la formación de burbujas en el campo adyacente al arco eléctrico. La burbuja generada tiende a provocar una mayor inestabilidad en el arco eléctrico causando un incremento en la porosidad de la unión efectuada. Por su parte, Fu et al. [2] estudiaron la influencia del V en el mecanismo de transferencia metálica de la soldadura subacuática. Un método de transferencia globular de ángulo corto favorecerá la calidad de la soldadura, mientras que, un mecanismo de transferencia globular de ángulo amplio o del tipo corto circuito deben ser controlados para evitar la formación de imperfecciones por la salpicadura generada en el metal fundido. La variación de V es la principal responsable de una inestabilidad en el arco al ser quien controla el mecanismo de transferencia metálica.

Guo et al. [3] proponen el uso de corriente pulsada en lugar de una alimentación continua para mejorar la calidad de la soldadura. Esto es posible gracias a la reducción de la transferencia metálica mediante corto circuito y resalta la importancia de evitar una transferencia de tipo explosiva para no provocar un sobrecalentamiento que comprometa la integridad de la unión. La frecuencia no debe sobrepasar 1 Hz y un incremento de V

demostró tener una relación directa con el tamaño de burbuja generado, lo cual podría brindar una mayor protección al arco eléctrico, favoreciendo su estabilidad. Este efecto se ve reflejado en el trabajo de Zhang [4], en donde demuestra que la SSH-FCAW-S tiene una apariencia asimétrica y menos uniforme, en comparación con la efectuada al aire. La influencia de la presión y el agua generan un arco más comprimido con un mayor gradiente de temperatura en la zona de fusión (ZF); dando como resultado un cambio en la formación de escoria. Su análisis identifica la presencia del mecanismo de transferencia metálica globular y de corto circuito, atribuyendo a este la responsabilidad de la apariencia asimétrica de la soldadura. En otras palabras, la correcta elección de V como parámetro de proceso puede permitir obtener una burbuja estable que brinda un lapso de protección al arco antes de su desaparición. Esto beneficia un mecanismo de transferencia metálica globular, logrando así evitar salpicaduras que interfieran con la continuidad de la unión. Al incrementar Q el área de influencia de la burbuja puede mejorar la estabilidad del arco.

De manera práctica, al efectuar las uniones mediante SSH-FCAW-S, la formación de burbujas es evidente y este factor tiene una influencia muy grande en la estabilidad del proceso. En este aspecto, diversos estudios se han realizado para conocer el mecanismo existente, desarrollo e influencia de las mismas sobre la unión. En primer lugar, Mendonça [5] señala la inestabilidad presente en la formación de burbujas, su geometría y distribución no presentan un comportamiento uniforme, por lo cual, es necesario enfocar el control de proceso para obtener un tamaño de burbuja homogéneo, brindando así, una atmósfera que permite la estabilidad del arco eléctrico. Wang et al. [6] encontraron que las burbujas formadas durante la soldadura obedecen a un crecimiento lineal. Este efecto puede ser regulado mediante el Q suministrado, donde al incrementarse, la burbuja tenderá a generar un campo de mayor protección al arco, propiciando su estabilidad.

Yang et al. [7] indican que, con V bajo, predominarán las burbujas de diámetro pequeño y distribución aleatoria provocando una desviación y perturbación del arco eléctrico. Changseng et al. [8] demuestran la influencia de la VS en la dinámica del charco de soldadura. Al incrementar este valor, la velocidad de solidificación aumenta debido a una disminución de Q . También favorece que el H_2 ingrese en el charco, al quedar atrapado

en su superficie debido a una etapa inicial de solidificación generada por el contacto directo con el agua. Assunção & Bracarense [9] proponen la opción de modificar la antorcha del equipo para permitir que la punta de contacto que genera el arco eléctrico se mantenga seca. Esta adaptación demostró una mejoría en la estabilidad del arco, de igual manera, expresan la importancia de incrementar la corriente aplicada al proceso con la finalidad de generar un incremento de Q , al encontrarse la soldadura en condiciones que propician una alta velocidad de solidificación.

Zhao et al. [10] utilizaron simulación numérica para describir el comportamiento de las burbujas y el efecto de la temperatura del arco eléctrico en su formación. Reportaron que la burbuja presenta una evolución cíclica conformada por un crecimiento, fractura inferior y desprendimiento de la interfaz. La formación es debida a la presión interna que existe en la burbuja, conforme se desprende disminuye este valor en relación al agua que la rodea; al romperse crea un canal que permite que el gas liberado se introduzca en el charco de soldadura. Yang et al. [7] también estudiaron el efecto de la burbuja sobre el proceso, ellos reportan que la formación y desprendimiento de la burbuja puede cambiar la transferencia metálica, con el movimiento del arco, la gota también lo hace y eso puede causar su transferencia hacia el charco de soldadura.

Al realizar la SSH-FCAW-S, la velocidad de enfriamiento es muy elevada y metalúrgicamente dará lugar a la transformación de fases de alta dureza durante la solidificación, como la B y M. En combinación con las alteraciones del arco eléctrico, causadas por la presencia de burbujas, puede generar la formación de porosidad y comprometer la respuesta mecánica de la unión.

En relación con el impacto de la elevada velocidad de extracción de calor, Zhang et al. [11] diseñaron un sistema de calentamiento por inducción para disminuir este efecto. Encontraron que esta técnica puede tener un efecto benéfico en las soldaduras, ya que, al disminuir el choque térmico, lograron incrementar la fracción de α_{ac} y ferrita proeutectoide (α_p) mientras disminuían la presencia de M y B. En los trabajos de Surojo et al. [12, 13] se analizó la influencia del flujo de agua sobre la soldadura subacuática, descubrieron que un flujo de agua mayor también incrementará la cantidad de porosidad, en combinación

con Q , este flujo también ejerce una influencia en la formación de α_{ac} y un refinamiento en el tamaño de grano de la zona afectada por el calor (ZAC). Resaltan la importancia de la composición química del acero, al incrementar el contenido de C, la soldabilidad del acero disminuye por el incremento en su carbono equivalente (CE). Lo cual se traduce en una mayor capacidad de agrietamiento, provocado principalmente por la gran cantidad de concentración de esfuerzos residuales generados por la transformación de M y el enfriamiento acelerado. Shi et al. [14] reportan un refinamiento en la microestructura de las soldaduras subacuáticas al reducir Q , esto se logra disminuyendo V y A , y/o aumentando VS .

En microestructuras más finas los átomos de H_2 pueden escapar más fácil de la región de soldadura, y si se incrementa Q se puede reducir la porosidad. Pérez y Liu [15] estudiaron a profundidad la formación de porosidad en soldaduras subacuáticas, coincidieron con los resultados que indican la importancia del tipo de transferencia metálica sobre la soldadura. La atmósfera que rodea el charco también tiene una gran influencia al ser modificada por el efecto del arco eléctrico; los autores concluyeron que el proceso de formación de poros inicia con poros pequeños que crecen mediante coalescencia cuando los gases tratan de escapar de la región de alta temperatura. Chen et al. [16] proponen el uso de vibración por ultrasonido para lograr una ruptura de las burbujas de gran tamaño. Omajene et al. [17] resaltan la importancia del control de los parámetros de soldadura para contrarrestar la velocidad de enfriamiento mediante un incremento de Q . Esta combinación puede minimizar el efecto del H_2 que contiene el agua; el uso de DCEN es recomendada para la soldadura subacuática, debido a que brinda una mayor estabilidad del arco e incrementa la penetración. Para disminuir la porosidad, puede ser viable utilizar una baja corriente directa con electrodo positivo (DCEP) o altas corrientes en DCEN.

El estudio de transferencia de calor en soldadura subacuática representa un gran desafío debido a que los 3 mecanismos principales (radiación, convección y conducción) ocurren de manera simultánea en un ambiente de alta velocidad de enfriamiento. En los últimos años, destaca el trabajo publicado por Isiklar y Girgin [18], que a través del uso de la técnica de elemento finito lograron proponer un modelo que permite calcular la transferencia de calor en estado transitorio a partir de la simulación del arco eléctrico y

sus propiedades de convección y radiación. Esta publicación plantea la metodología a seguir para establecer la influencia de una fuente de calor móvil (arco eléctrico) sobre el desarrollo de los ciclos térmicos en la soldadura subacuática. Sin embargo, este trabajo carece de una validación experimental y sus resultados son comparados con las conocidas ecuaciones de Rosenthal, las cuales son soluciones a la ecuación general de calor y aplicable a soldaduras al aire. Ghosh et al. [19] efectuaron un estudio de análisis numérico de la transferencia de calor enfocado al proceso SAW, logrando estimar el perfil de temperaturas y una medición de la ZAC. Para lograrlo asumieron que la geometría del charco de soldadura es ovalada en todo momento y que la transferencia desde la ZF a la ZAC es por conducción.

Al encontrarse en contacto con el agua, la solubilidad del H_2 en el hierro líquido es mayor a 25 ml/100g en comparación con los 8 ml/100g existentes en estado sólido [20]. El exceso de H_2 es rechazado hacia el metal líquido y al estar en condiciones de elevada velocidad de solidificación, estas burbujas no logran escapar y su coalescencia genera porosidad interna y superficial. De acuerdo con De Medeiros y Liu [21] el fundente utilizado en el proceso SMAW tiene una función muy importante en combinación con el tipo de polaridad utilizada para soldar. Encontraron que el transporte iónico de OH^- es predominante a través de la escoria generada en el cordón de soldadura. Cuando existe la presencia de $2FeO-SiO_2$ se reduce la cantidad de H_2 absorbido en el charco de soldadura, además, esto es posible en combinación con el uso de DCEN. La fabricación y uso de electrodos con composición química específica es un gran desafío a nivel industrial, por lo tanto, a través del control de parámetros de proceso, una opción viable es el uso de electrodos comerciales en combinación con DCEN. En este sentido, Costa et al. [22] utilizaron un electrodo comercial E71T-GS de 0.9 mm con el proceso FCAW-S logrando disminuir la porosidad superficial de la soldadura. Para encontrar los parámetros óptimos que permitan lograr esto realizaron una optimización multiobjetivo aplicando el algoritmo de Support Vector Regression (SVR) para la predicción y modelación del proceso, y empleando un algoritmo de tipo Sequential Quadratic Programming (SQP) para llevar a cabo la optimización.

Para optimizar los parámetros de soldadura se han realizado diversos estudios para mejorar la calidad de las uniones realizadas en condición subacuática, sin embargo, aún existen una gran cantidad de factores técnicos por resolver [23]. Los cordones obtenidos suelen tener una apariencia asimétrica en comparación con las soldaduras realizadas al aire, la influencia de la presión del agua genera un arco comprimido con un mayor gradiente de temperatura en la ZF, además, la velocidad de enfriamiento puede cambiar de 415 a 56 °C/s en el rango de 800 a 500 °C, debido a esto, en el arco eléctrico se generan alteraciones que repercuten en la formación de escoria y grietas que comprometen las propiedades mecánicas de la soldadura [11, 24]. Cuando la temperatura incrementa en la soldadura, el agua es evaporada y es imposible evitar la formación de las burbujas anteriormente mencionadas. Con un V menor, la burbuja presenta un menor diámetro y una distribución aleatoria generando una desviación del arco eléctrico. Al incrementar VS la velocidad de solidificación aumenta favoreciendo las condiciones para la introducción del H_2 en el charco de soldadura [6, 7, 8]. Por lo tanto, la geometría de un cordón se ve influenciada por A , V y VS .

La corriente eléctrica circula en una etapa inicial a través del agua, para después cruzar la región de vapor de agua generado por las burbujas, además, este flujo de corriente es responsable de la velocidad de deposición del metal de aporte. Por lo tanto, pequeñas variaciones en los parámetros de proceso tienen influencia significativa en la corriente del arco, en consecuencia, la geometría de la soldadura se altera. Un incremento de A generará un mayor refuerzo del cordón y al incrementar V se incrementará la longitud del arco eléctrico. De manera similar, el incremento de V ocasiona una contracción del arco, al estar presente en el agua, este presenta una mayor conductividad térmica con un elevado potencial de ionización. La expansión del charco de soldadura es limitada por el efecto del ambiente acuoso que rodea el arco, modificando su radio a medida que cambia el crecimiento de las burbujas [2, 17, 25, 26, 27]. El ambiente subacuático destaca por la elevada concentración de H_2 , por lo que la transformación martensítica debe ser evitada, ya que esta combinación da lugar a la formación de microgrietas (agrietamiento por H_2) en una microestructura de elevada dureza. Es necesario evitar la transformación de M no solo en la ZF, sino también en la ZAC, ya que la fragilización mencionada propicia la falla mecánica de la soldadura en operación [28]. Pessoa y Liu [29] resumen que la alta

dureza de la microestructura presente en la ZAC de la soldadura subacuática depende directamente de la capacidad de endurecimiento del acero. En este tipo de uniones se genera una elevada concentración de esfuerzos residuales y se realizan en relativamente bajas temperaturas ($<25\text{ }^{\circ}\text{C}$). Para aleaciones ferrosas con CE mayor a 0.4, el control de Q, desde los parámetros de proceso, y un calentamiento in-situ por inducción demostraron ser las técnicas más eficientes para contrarrestar la formación de M. Si la combinación óptima de parámetros de soldadura es definida, entonces también es posible alcanzar una óptima geometría del cordón que permita reducir el refuerzo y maximizar la penetración, sin sacrificar Q para evitar la transformación de M.

Con el uso de herramientas estadísticas como el DOE y MSR, en combinación con técnicas matemáticas como SVR y el mundialmente conocido como AG, es posible determinar los parámetros óptimos de soldadura subacuática para el proceso FCAW-S que permitan obtener uniones que cumplan con el código D3.6 de la American Welding Society (AWS) [30], disminuyendo la dureza registrada, lo que implica la evasión de la transformación de fases no deseables, además de la disminución del porcentaje (%) de porosidad.

Al inicio de este proyecto doctoral, en México no se contaba con un equipo (a nivel laboratorio) para efectuar estas uniones. El desarrollo, implementación y optimización de un dispositivo de unión subacuática empleando el proceso FCAW-S permitirá generar conocimiento en el área de metalurgia de la soldadura y brindará la oportunidad de establecer una vinculación con el sector industrial al poder realizar y evaluar las uniones en un ambiente controlado. Desarrollando una mayor capacidad de análisis y conocimiento científico respecto a la evolución de la microestructura y su comportamiento mecánico en condiciones subacuáticas, se busca relacionar los parámetros de soldadura con las propiedades mecánicas de la pieza soldada para lograr uniones que puedan satisfacer los criterios actuales de calidad establecidos por la AWS. Obtener soldaduras subacuáticas húmedas, utilizando el proceso FCAW-S, se puede lograr con un estudio multidisciplinario que involucre técnicas experimentales de metalurgia, en combinación con herramientas matemáticas de modelación y optimización. Evadir la transformación de fases de alta dureza y disminuyendo el porcentaje de porosidad existente; logrando así una mejor respuesta mecánica de la pieza al estar en aplicación.

1.2 OBJETIVOS

General

Estudiar el efecto de los parámetros de proceso de la soldadura subacuática húmeda (V, A, VS, CTWD y WFS) empleando el proceso de soldadura FCAW-S sobre placa, en las características microestructurales, dureza y geometría del cordón en un acero ASTM A36.

Específicos

1. Evaluar la microestructura y propiedades mecánicas del acero ASTM A36, en su condición inicial, empleando microscopia electrónica de barrido (MEB), ensayos de tensión y mediciones de microdureza Vickers antes del proceso de soldadura FCAW-S subacuática.
2. Construir un dispositivo mecánico semiautomático para realizar pruebas de soldaduras subacuáticas húmedas experimentales, empleando el proceso FCAW-S subacuático.
3. Aplicar un diseño de experimentos central compuesto para definir las condiciones de soldadura subacuática húmeda que permitan obtener variaciones en el aporte de calor.
4. Realizar las soldaduras subacuáticas húmedas, utilizando el proceso FCAW-S sobre placas de acero ASTM A36 en posición 1G.
5. Caracterizar microestructuralmente las soldaduras subacuáticas húmedas obtenidas, mediante microscopia óptica (MO), MEB, y medición de microdureza Vickers.

6. Establecer el efecto de las variables de proceso de soldadura subacuática sobre la geometría de los cordones y las propiedades mecánicas finales mediante el desarrollo de modelos estadísticos basado en datos experimentales.
7. Determinar los parámetros de la soldadura subacuática óptima que permitan reducir la porosidad interna, y la dureza utilizando MSR y SVR en combinación con AG.
8. Validar los parámetros óptimos obtenidos para soldadura subacuática húmeda FCAW-S sobre placa, en posición 1G, caracterizando microestructuralmente mediante MO y medición de microdureza Vickers en la ZF de los cordones obtenidos.
9. Estudiar la variación del aporte de calor generado por el proceso FCAW-S subacuático sobre las características microestructurales del acero ASTM A36.

1.3 JUSTIFICACIÓN

La soldadura subacuática, realizada mediante FCAW-S, es un proceso que permite obtener una mayor productividad en comparación con la soldadura por SMAW, sin embargo, es necesario comprender y atacar los inconvenientes existentes. Desde una perspectiva tecnológica, es de vital importancia definir los parámetros ideales para llevar a cabo las soldaduras, ya que estos presentan una influencia directa sobre los aspectos microestructurales y geométricos de las uniones. Debido a la complejidad de las condiciones bajo las cuales se aplica el proceso es necesario estudiar y comprender los fenómenos existentes. Con la implementación de un dispositivo semiautomático, que permita realizar las soldaduras bajo agua en un ambiente controlado, es posible describir las transformaciones de fase existentes, así como analizar y contrarrestar la formación de defectos característicos de esta soldadura, como lo pueden ser la aparición de porosidad externa e interna, alteraciones en la estabilidad del arco y discontinuidades generadas en el cordón. Con el desarrollo de una investigación multidisciplinaria conjunta, entre el área de la metalurgia y la optimización matemática, es posible definir los parámetros de proceso ideales para obtener una microestructura con la combinación de fases que permita evitar alta dureza y una respuesta mecánica adecuada de la soldadura realizada en condiciones húmedas. Además, con la aplicación de herramientas estadísticas y técnicas matemáticas se generará un mayor entendimiento de la relación existente entre los fenómenos de la metalurgia subacuática húmeda, dando lugar a la evaluación de la evolución microestructural del acero al ser soldado bajo diferentes condiciones subacuáticas.

2. MARCO TEÓRICO

2.1 PLATAFORMAS MARÍTIMAS

2.1.1 Tipos de plataformas petroleras

Las plataformas petroleras son estructuras metálicas, con aplicación marítima, que están constituidas por una geometría tridimensional compuesta de perfiles tubulares de sección transversal circular. Las condiciones de operación suelen ser adversas y de gran aleatoriedad, ya que, se encuentran expuestas al efecto del ambiente marítimo; el cual ocasiona una carga de esfuerzos mecánicos estáticos y dinámicos sobre los pilares de la estructura. Debido a su forma característica, las plataformas fijas suelen ser denominadas de tipo *Jacket*, su representación esquemática se muestra en la Figura 2.1. La estructura de la plataforma se encuentra dividida en 3 componentes principales [31]:

1. **Superestructura:** es el soporte general de la instalación de los equipos que permiten el funcionamiento de la plataforma.
2. **Subestructura:** es un apoyo complementario a la superestructura, su función es trabajar como el soporte necesario para la cubierta.
3. **Cimentación:** es el soporte principal de la macroestructura de la plataforma, a través de los pilotes incrustados en el lecho submarino que brinda el soporte necesario para soportar las cargas mecánicas generadas por el oleaje.

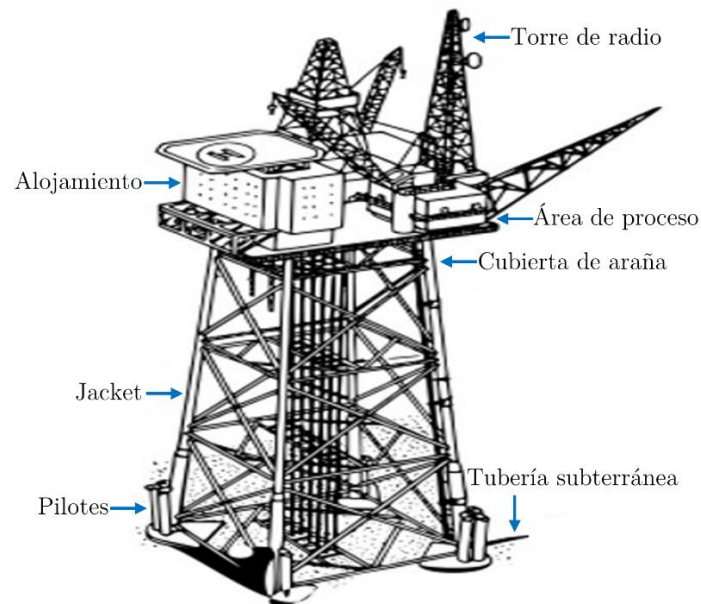


Figura 2.1. Representación esquemática de una estructura fija, plataforma petrolera tipo Jacket. Adaptado [31].

Los componentes generales que conforman las plataformas tipo *Jacket* son los siguientes [32]:

- **Pilotes:** Instalados en las profundidades del mar, para guardar las piletas de cimentación.
- ***Jacket:*** Es la estructura principal y con una geometría de mayor complejidad. Proporciona soporte a toda la plataforma y está formada por acero tubular que define la forma de las piernas (elementos verticales) y arriostres (elementos horizontales, verticales y diagonales).
- **Cubierta de araña:** Camino localizado sobre la línea más alta de agua. Facilita la inspección y mantenimiento *Jacket*.

- **Área de proceso:** Contiene el equipo requerido para remover impurezas y bioproductos del aceite o gas.
- **Alojamiento:** Provee los servicios necesarios para el personal de operación.
- **Torre de radio:** Torre de acero que contiene los componentes de comunicación como satélites y antenas.

2.1.2 Aceros para la construcción de estructuras de plataformas marítimas

Generalmente, las plataformas petroleras están construidas con materiales de alta resistencia y deben de cumplir con estrictos requisitos de resistencia estática y dinámica, siendo el acero el más utilizado para su construcción. A pesar de que la corrosión en estos materiales puede ser bastante alta, se utilizan diversos sistemas de protección, ya sea con el uso de revestimientos o protección catódica. Además, al ser materiales de relativo bajo costo y facilidad para trabajarse, los convierte en opciones ampliamente utilizadas [31, 33, 34].

2.1.3 Acero ASTM A36

El acero ASTM A36 es utilizado en la industria petrolera con aplicación en ambientes subacuáticos, destacando su uso en los siguientes sectores [35]:

- Estructuras de construcción marítima.
- Estructuras de plataformas con aplicación offshore.
- Pilotes con aplicación estructural.
- Base de puentes y plataformas.
- Naves marítimas.

Presenta una resistencia a la tensión entre 399.8 MPa - 551.5 MPa, con un esfuerzo a la cedencia de 248.2 MPa. Tiene una buena soldabilidad en condiciones subacuáticas húmedas, con un CE de 0.3, lo cual indica una baja susceptibilidad al agrietamiento por H_2 [30, 36]. En la Tabla 2.1 se muestra la composición química del acero ASTM A36.

Tabla 2.1. Composición química en % e.p. del acero ASTM A36.

C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S
0.16	0.83	0.11	0.02	0.04	0.013	0.004
Mo	Cu	V	Nb	Ti	W	
0.01	0.022	0.004	0.007	0.004	0.002	

2.2 SOLDADURA SUBACUÁTICA HÚMEDA

La pieza a soldar y el electrodo forman un circuito eléctrico al momento de entrar en contacto, la corriente generada causará la formación de un arco eléctrico mediante el cual se incrementa drásticamente la temperatura hasta llegar a valores superiores al punto de fusión de la pieza. El arco logra la fusión del MB de la pieza a soldar y del electrodo, en esta etapa se da la formación de un charco de soldadura que al solidificar causará la unión [37, 38].

Este proceso brinda una simplicidad relevante respecto a otros métodos de unión, además, es posible implementarlo en estructuras de una gran complejidad geométrica. El diseño del equipo permite que esta soldadura sea utilizada como técnica de reparación en plataformas petroleras en donde el acceso es complicado, sin embargo, las condiciones ambientales, bajo las cuales es utilizado, lleva a que el personal operario deba ser altamente capacitado. El contacto directo del agua con el arco eléctrico provoca una inestabilidad en el mismo, por lo cual, es de gran importancia el control de los parámetros de soldadura para lograr efectuar uniones de calidad. Estas condiciones pueden ocasionar la formación de defectos en la soldadura, ya que, el ambiente subacuático húmedo favorece

altas velocidades de enfriamiento en la unión, lo cual compromete las propiedades mecánicas de la soldadura efectuada al propiciar la formación de poros que sirven como concentradores de esfuerzos, además de ser sitios preferenciales para la nucleación y propagación de grietas [39] [40].

La soldadura subacuática húmeda se encuentra regida por el código AWS D3.6 de la AWS, que clasifica la calidad de las uniones realizadas en 3 clases [30].

- **Clase A:** La calidad de la soldadura efectuada es comparable con las obtenidas en tierra.
- **Clase B:** Su aplicación es en situaciones no críticas existe una mayor tolerancia en la respuesta mecánica de la soldadura.
- **Clase O:** Los requerimientos de la soldadura son especificados o se encuentran definidos por diferente normatividad.

2.2.1 Soldadura FCAW-S

El proceso de soldadura FCAW-S es catalogado como un proceso de unión entre metales a través de la fusión. El electrodo es suministrado de manera continua mediante un carrete. Este tipo de soldadura puede ser dividido en 2 categorías:

- **FCAW-G:** (flux cored arc welding with shielding gas, por sus siglas en inglés), en donde el arco eléctrico se encuentra protegido por una nube de gases.
- **FCAW-S:** (flux cored arc welding self-shielded, por sus siglas en inglés), en donde no es necesaria la aplicación de una atmósfera protectora, ya que, la descomposición del fundente brinda la protección necesaria [41].

En la industria de la soldadura, este proceso brinda ventajas específicas respecto a otros métodos de unión, como lo son: una mayor velocidad de deposición, una mayor tolerancia

a la corrosión en comparación con el proceso GMAW (gas melting arc welding, por sus siglas en inglés), una mayor simplicidad y adaptabilidad que el proceso SAW (submerged arc welding, por sus siglas en inglés), mayor productividad y mejor acabado superficial que la soldadura SMAW (shielded metal arc welding, por sus siglas en inglés).

El sector industrial de las reparaciones estructurales, por técnicas de unión, opera principalmente mediante MMAW (manual metal arc welding, por sus siglas en inglés), sin embargo, las ventajas brindadas por el proceso FCAW-S son ampliamente apreciadas por el sector metal-mecánico. Las características operacionales de este proceso pueden ser catalogadas como óptimas para ser mecanizado previo a la automatización [42]. La Figura 2.2 muestra la representación esquemática del proceso FCAW-S.

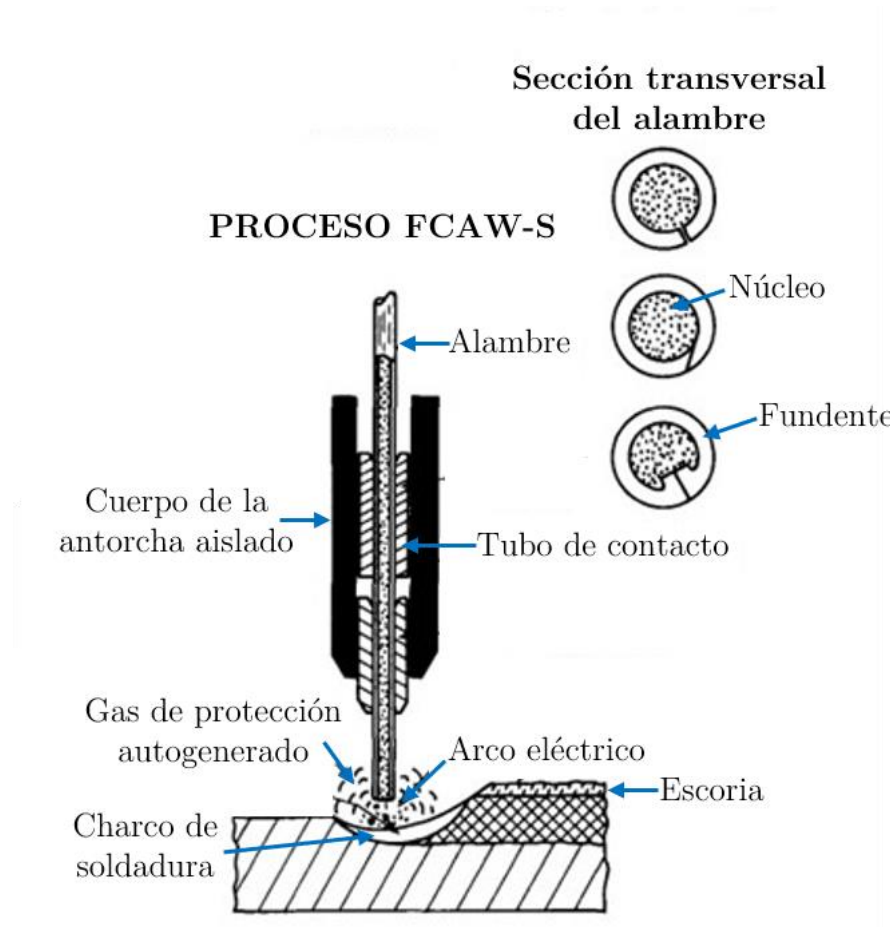


Figura 2.2. Representación esquemática del proceso FCAW-S. Adaptado de [43].

2.3 METALURGIA DE LA SOLDADURA

Al realizar el proceso de soldadura se aplican ciclos térmicos de gran intensidad en el metal. Esto genera una fuente de calor localizada que, mientras se desplaza sobre la superficie a unir, se genera una transferencia de calor que puede ser analizada en 2D o 3D.

La combinación de las variables del proceso de soldadura (A , V y VS) generan el calor necesario para llevar a cabo la fusión a través del arco eléctrico. Esta fuente de calor es aplicada en la región del arco, sin embargo, una distribución del mismo a lo largo de la región a unir, es provocada por VS . Los ciclos térmicos generados por esta distribución del calor ocasionan una dispersión de temperaturas en las regiones adyacentes a la fuente de calor puntual. La Figura 2.3 muestra la representación esquemática de la sección transversal de una soldadura, T_c indica la temperatura de calentamiento, T_f la temperatura de fusión y T_p la temperatura máxima alcanzada durante el proceso [44].

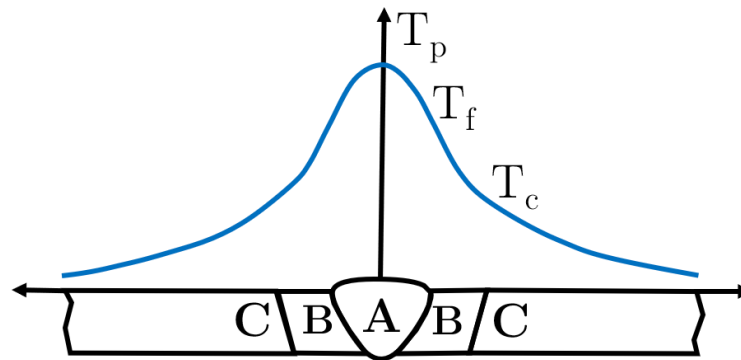


Figura 2.3. Sección transversal de una soldadura y su relación con las temperaturas alcanzadas durante el ciclo térmico, donde: A es la ZF, B es la ZAC y C es el MB.

Adaptado de [44].

La solidificación del charco de soldadura inicia en los bordes del mismo de acuerdo con la teoría de solidificación. La interfaz entre la ZAC y la ZF es conocida como zona parcialmente fundida (ZPF). Se forma a partir de ciclos térmicos asociados con la soldadura, que incrementan la temperatura del metal entre la fase líquida y la fase sólida.

La estructura granular de la ZF presenta un crecimiento epitaxial, esto se puede observar en la Figura 2.4 a) [45]. Hacia el interior de la ZF, el crecimiento de grano es competitivo debido a que la orientación de los granos no es favorable para continuar con el crecimiento epitaxial (Figura 2.4 b)) [46].

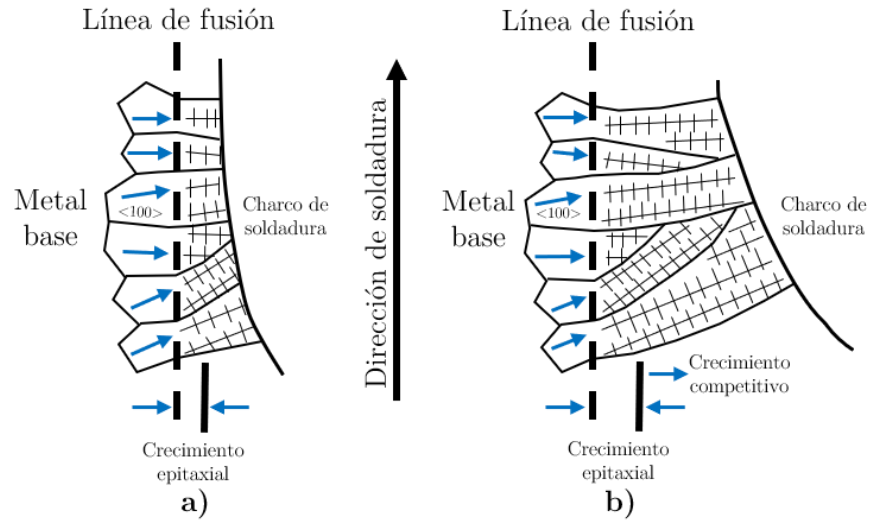


Figura 2.4. Crecimiento de grano durante la solidificación de la soldadura. a) crecimiento cerca de la línea de fusión, b) crecimiento competitivo. Adaptado de [46].

2.3.1 Flujo de calor en la soldadura

Los ciclos térmicos característicos de la soldadura consisten en un calentamiento de cientos de grados por segundo, llegando a una temperatura máxima, seguido por un enfriamiento rápido hasta alcanzar una temperatura ambiente. Los cambios microestructurales en la ZF, ZPF y ZAC, son dependientes de estos ciclos generados por el aporte de calor y están en función de las variables del proceso de soldadura, espesor de la placa y la temperatura de precalentamiento. Las soluciones analíticas más utilizadas y mejor conocidas, para el cálculo de estos ciclos, son las propuestas por Rosenthal. Estas ecuaciones están basadas en una fuente de calor que eleva la temperatura en la placa que se desea soldar. Se desprecia la transferencia de calor existente por convección o radiación en su superficie; de igual manera se asume que los coeficientes físicos son constantes y

toda la energía de Q es suministrada por el arco eléctrico. Las ecuaciones 2.1 y 2.2 son utilizadas para el cálculo de temperatura máxima y ciclos térmicos en 2-D [41, 43, 47]. La Figura 2.5 muestra esquemáticamente la transferencia de calor presente en una placa 2-D, de este esquema se desglosan los puntos críticos necesarios para la formulación y aplicación de las ecuaciones 2.1 y 2.2.

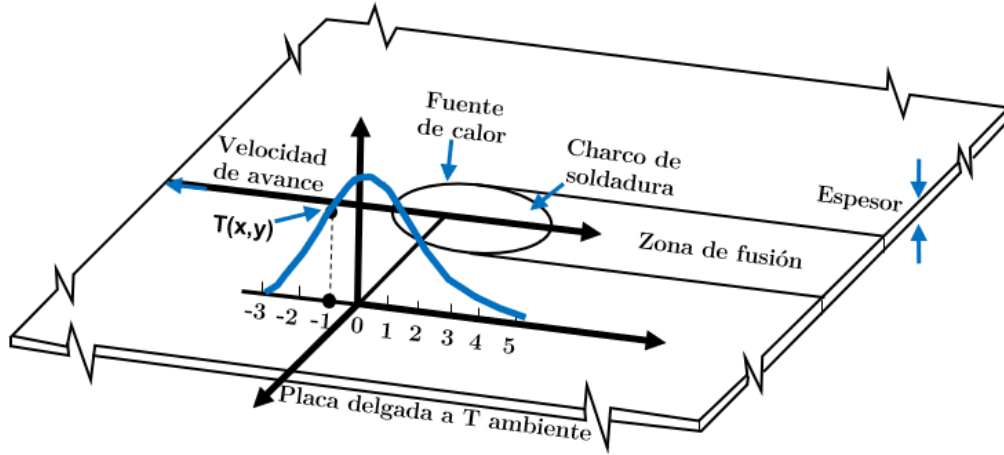


Figura 2.5. Flujo de calor durante el proceso de soldadura. Adaptado de [41].

La ecuación de temperatura máxima (T_p) en 2-D (ecuación 2.1) se utiliza para calcular la temperatura máxima $T_p(x, y)$ en cualquier punto de la pieza (x, y) [19].

$$T_p - T_o = \left(\frac{2}{\pi e}\right)^{\frac{1}{2}} \frac{Q}{dpc2r} \quad 2.1$$

Donde: T_p es la temperatura pico ($^{\circ}\text{C}$), T_o es la temperatura inicial ($^{\circ}\text{C}$), $e=2.71828$, d es el espesor de la placa (m), pc es el calor específico ($\text{J}/\text{m}^3\text{C}$), Q es el aporte de calor (J/m) y r es la distancia radial a Q (m).

Para realizar el cálculo de los ciclos térmicos se aplica la ecuación 2.2, en la cual se involucran parámetros específicos para el material estudiado y el tiempo se toma como

una variable, esto con la finalidad de poder calcular las curvas temperatura vs tiempo para cualquier punto de la soldadura (ecuación 2.2).

$$T - T_o = \frac{Q}{d(4\pi\lambda p c t)^{1/2}} \exp\left(-\frac{r^2}{4at}\right) \quad 2.2$$

Donde: T es la temperatura ($^{\circ}\text{C}$), T_o es la temperatura inicial ($^{\circ}\text{C}$), d es el espesor de la placa (m), λ es la conductividad térmica ($\text{J}/\text{m}^{\circ}\text{C}$), $p c$ es el calor específico ($\text{J}/\text{m}^3\text{C}$), t es el tiempo (s), a es la difusividad térmica (m^2/s), Q es el aporte de calor (J/m) y r es la distancia radial a Q (m).

La combinación de los parámetros de proceso genera el aporte de calor responsable del incremento de la temperatura en la soldadura. Esto puede ser interpretado como la cantidad de energía suministrada por unidad de longitud de soldadura desde una fuente de calor en movimiento y esta puede ser medida por la ecuación 2.3 [12, 19]:

$$Q = \eta \frac{V * A}{VS} \quad 2.3$$

Donde: Q es el aporte de calor (J/mm), η es la eficiencia térmica (depende del proceso de soldadura), V es el voltaje, A es la corriente de soldadura (A), VS es la velocidad de soldadura (mm/s).

2.3.2 Zona de fusión (ZF)

La nucleación de los granos en la soldadura inicia en la ZPF, este fenómeno dará lugar al crecimiento epitaxial y columnar en la región soldada. La velocidad de enfriamiento definirá la morfología predominante de la estructura durante la solidificación. Una velocidad de enfriamiento alta generará un grano de menor tamaño y mayor resistencia,

mientras que, una velocidad de enfriamiento más lenta favorece una segregación intergranular durante el enfriamiento [44]. La velocidad de enfriamiento, en combinación con la VS determinan la morfología granular de la unión. La VS durante la unión modifica la geometría del charco de soldadura, mientras mayor sea, la región más alejada al sentido de soldadura presentará un acabado acicular asimilando una gota [46]. En la Figura 2.6 se aprecia la variación de la morfología del charco de soldadura en relación con la VS y su influencia en el crecimiento de grano.

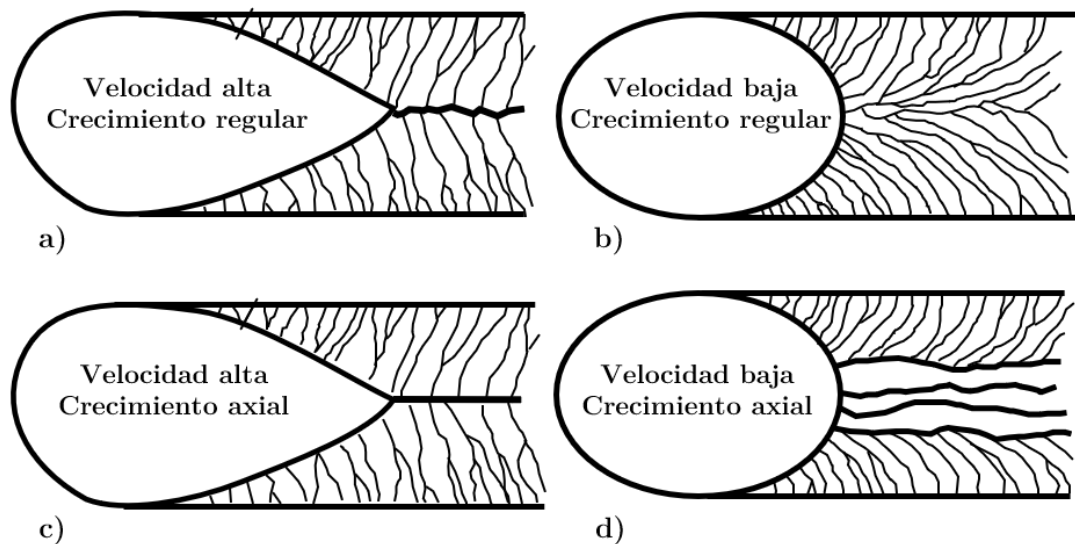


Figura 2.6. Efecto de la velocidad de soldadura en la morfología del charco de soldadura. Adaptado de [47].

2.3.3 Zona afectada por el calor (ZAC)

El calor localizado en la ZF tiene una influencia térmica en la región adyacente al charco de soldadura. En este punto la temperatura alcanzada no es lo suficientemente elevada como para generar la misma transformación microestructural que en la ZF. Esta región es denominada ZAC, y los ciclos térmicos presentes pueden ocasionar un temple que provoque una fragilización. La velocidad de enfriamiento más lenta, por su parte, puede provocar un recocido que genera una microestructura que no logre satisfacer los requerimientos mecánicos. El estudio térmico de esta región puede ser llevado a cabo

implementando un análisis mediante diagramas TTT (temperature-time-transformation, por sus siglas en inglés) y CCT (continuous cooling transformation, por sus siglas en inglés). La soldadura no es un tratamiento térmico convencional, por lo que, los ciclos térmicos generan características microestructurales diferentes y la presencia de martensita suele ser perjudicial al ocasionar puntos de alta dureza y baja tenacidad, lo cual se traduce en concentradores de esfuerzos perjudiciales a la soldadura [41, 48]. La Figura 2.7 muestra los cambios ocasionados por la variación de temperatura en la ZAC:

1. A temperatura de 1315 °C la austenita formada es de grano grueso.
2. A la temperatura de 982 °C la zona se ha austenizado totalmente, el grano puede verse un poco más fino.
3. Se calienta por encima de A_3 , temperatura no suficiente para homogeneizar por completo la austenita.
4. La temperatura es de aproximadamente 760 °C, parte de la estructura se transforma en austenita.
5. La temperatura es 649 °C, temperatura inferior a A_1 por lo que no existe transformación austenítica.

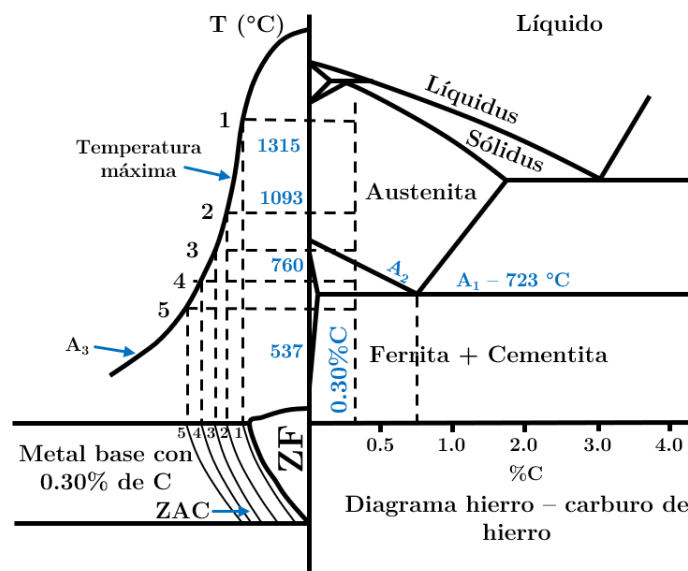


Figura 2.7. Relación entre las temperaturas pico experimentadas y el diagrama de fases Fe-Fe₃C. Adaptado de [49].

2.3.4 Defectos de soldadura

Las discontinuidades y defectos son permitidas bajo ciertos límites establecidos por la AWS, específicamente para el caso de soldadura subacuática sus discontinuidades, tolerancias y la forma en que estas son evaluadas están referenciadas bajo el código AWS D3.6 de soldadura subacuática [30]. Entre las discontinuidades que se pueden encontrar en la unión soldada se encuentran: porosidad, inclusiones de escoria, fusión incompleta, socavado y grietas. En la Figura 2.8 se muestran cada una de éstas [41].

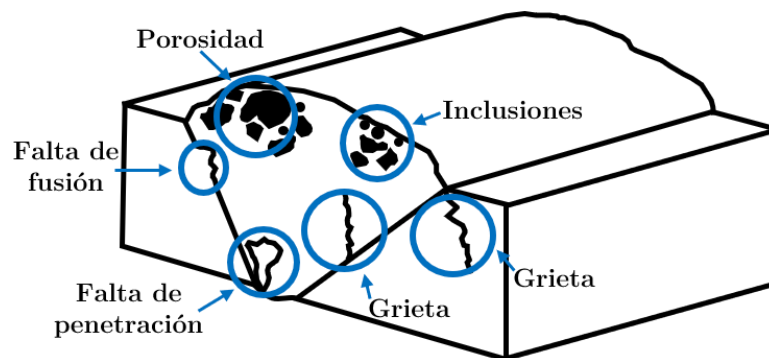


Figura 2.8. Discontinuidades en el cordón de soldadura. Adaptado de [41].

Las principales discontinuidades presentes en la soldadura se describen a continuación [41, 48]:

- **Porosidad:** es causada debido al atrapamiento de gases durante la solidificación del metal resultando en la formación de huecos. Estos huecos pueden servir como zonas de trampa para el hidrógeno.
- **Inclusiones:** suelen ser de tipo exógeno al caer trazas del fundente sobre el charco de soldadura, generalmente se tiene el tiempo de que flote a la superficie y pueda ser desprendido.
- **Fusión incompleta:** ocurre cuando no es posible alcanzar las temperaturas adecuadas para el proceso de unión. Generalmente se atribuye a una elección de parámetros de soldadura no adecuados.
- **Socavado:** se forma entre el cordón de soldadura y el metal base al quemar este último debido a una mala elección de parámetros de fabricación.

- **Grietas:** el agrietamiento en caliente ocurre a altas temperaturas, es intergranular por lo que es demasiado pequeño para notarlo a simple vista, mientras que el agrietamiento en frío ocurre al culminar la solidificación. Generalmente es atribuido a la retención de esfuerzos residuales en fases de alta dureza.

2.3.5 Agrietamiento por H_2

La fragilización y agrietamiento por H_2 también se conoce como fractura en frío. El agrietamiento ocurre en la ZAC, generalmente en la región más cercana a la ZPF. Esta región tiende a solidificar antes del charco de soldadura. El H_2 tiene una fuerte influencia debido a su presencia en combinación con una gran cantidad de esfuerzos residuales. Generalmente, este fenómeno se presenta en regiones con presencia de M. El H_2 es introducido como una contaminación cruzada al estar presente en la atmosfera de la soldadura o en el electrodo. Se presenta una difusión de este desde el charco hasta la región adyacente a la ZPF (inicio de la ZAC). Al existir altas velocidades de enfriamiento, se favorecen transformaciones de alta dureza (M), lo cual es un sitio preferencial para la deposición del H_2 [50]. La Figura 2.9 muestra la representación esquemática del proceso de fragilización por H_2 .

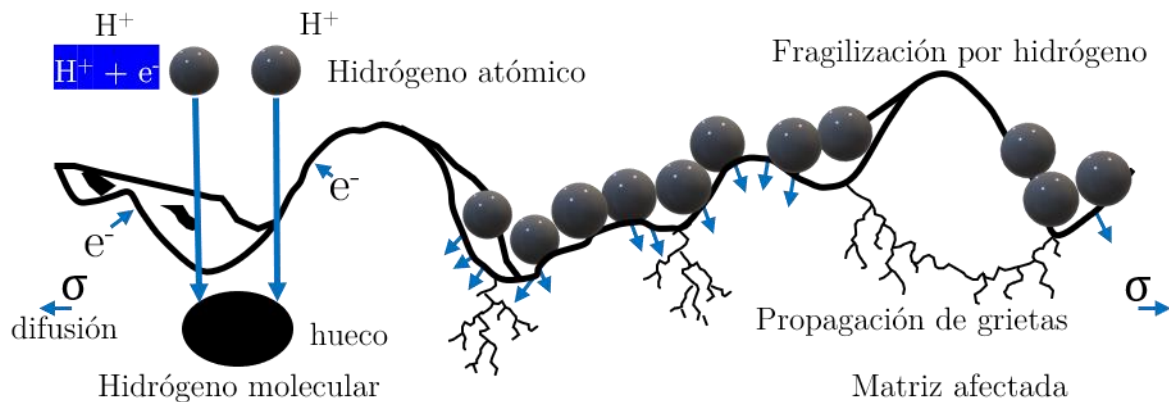


Figura 2.9. Representación esquemática del proceso de fragilización por H_2 . Adaptado de [50].

2.4 OPTIMIZACIÓN DE PROCESOS

Los métodos estadísticos de modelado y optimización más utilizados en soldadura son: diseño factorial, MSR, redes neuronales (ANNs, Artificial Neuronal Networks), AG, y metodología de Taguchi. En la Tabla 2.2 se muestran cada uno de estos métodos [51, 52].

Tabla 2.2. Características de los métodos de optimización utilizados en la industria de la soldadura.

Comparación	Técnica				
	ANNS	GA	MSR	Taguchi	Diseños Factoriales
Tiempo computacional	Largo	Muy largo	Corto	Mediano	Corto
Dominio experimental	Regular o irregular	Regular o irregular	Solamente regular	Regular o irregular	Solamente regular
Desarrollo de modelo	a) Sí	No	Sí	No	b) Sí
Optimización	Con modelo	Directa	Con modelo	Directa	Con modelo
Comprensión	Moderado	Difícil	Fácil	Normal	Fácil
Disponibilidad de software	Disponible	Disponible	Disponible	Disponible	Disponible
Nivel de precisión de la optimización	Alto	Alto	Muy alto	Normal	Muy alto
Aplicación	Frecuente	Raramente	Frecuente	Raramente	Frecuente

a) No hay efectos de interacción de factores.

b) No hay efectos cuadráticos de factores.

2.4.1 Metodología de superficie de respuesta (MSR)

La superficie de respuesta se encuentra basada en 3 principales pilares: diseño, modelo y técnica de optimización [53].

1. **Diseño:** se encarga de adecuar el diseño de experimentos basado exclusivamente en las variables de optimización.
2. **Modelo:** se busca encontrar un modelo que sea capaz de relacionar una respuesta seleccionada con las características determinadas para la región de interés. Se pretende establecer la combinación óptima de variables para obtener la mejor respuesta.
3. **Optimización:** se extrae la información sobre el punto óptimo que tiene el modelo respecto a la respuesta de las variables de entrada.

La metodología de superficie de respuesta presenta 3 etapas principales: criado, búsqueda de primer orden y búsqueda de segundo orden. Las 3 etapas pueden ser apreciadas esquemáticamente en la Figura 2.10.

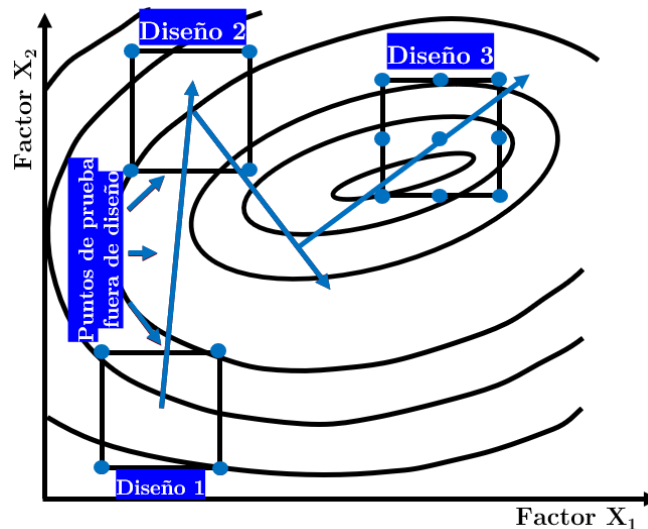


Figura 2.10. Visión gráfica de la superficie de respuesta [54].

La etapa de cribado es utilizada en casos en los que se cuenta con una gran cantidad de factores que influyen en la variable de interés. La finalidad es identificar cuál de estas variables tienen mayor influencia para pasar a la siguiente etapa. La etapa de primer orden permite caracterizar en forma preliminar el tipo de superficie de respuesta y detectar la presencia de curvatura. Por último, en la etapa de segundo orden se caracteriza de forma adecuada la superficie de respuesta, incluyendo la curvatura. A través del diseño de experimentos (DOE) se puede realizar una modificación intencional de variables de entrada (factores), la recolección de los datos correspondientes a las variaciones y el análisis de dichos datos. Científicamente, el diseño de experimentos consiste en planear las actividades a realizar de tal forma que los resultados obtenidos puedan ser filtrados, analizados y aplicados en métodos estadísticos para lograr solucionar de manera clara y objetiva la problemática para el cual fue diseñado. Para llevar a cabo el método de MSR es necesario asignar la respuesta que se desea estudiar y los factores que puedan tener algún efecto sobre la misma, por lo que se fija una función (función objetivo) $f(\mathbf{x})$ en la que la respuesta (f) se encuentra en función de las variables ($\mathbf{x}$). Esta función será la que defina los valores óptimos que se están buscando, MSR utiliza dos modelos que básicamente son polinomios, por lo que, si se tienen k variables, el modelo de primer orden esta expresado en la ecuación 2.4 [53].

$$y = \beta_0 \sum_{i=1}^k \beta_i X_i + \varepsilon \quad 2.4$$

El modelo de segundo orden se expresa en la ecuación 2.5:

$$y = \beta_0 \sum_{i=1}^k \beta_i x_i + \sum_{i=1}^k \beta_{ii} x_i^2 + \sum_{i=1}^k \sum_{j=1}^k \beta_{ij} x_i x_j + \varepsilon \quad 2.5$$

Donde: $\mathbf{y}$ es la respuesta de interés, β_0 , β_i , β_{ii} , β_{ij} son los coeficientes estimados, $\mathbf{x}_i$ son las variables de entrada y k es el número de variables de entrada.

2.4.2 Support Vector Regression (SVR) y Algoritmos Genéticos (AG)

SVR es una técnica de regresión basada en el concepto de vectores de soporte y planos de separación. Esta busca encontrar una función de regresión óptima que se ajuste a los datos delimitados por un margen de error definido. Puede ser utilizado en la modelación y predicción de problemas de regresión no lineal, en donde es posible el uso de funciones tipo kernel para modelar relaciones complejas entre las variables.

El principio básico del SVR se basa en el uso de un conjunto de datos $[Xi, Yi]_{i=1}^N$ y una variable de respuesta $f(x)$ es aproximada por el modelo lineal $f(x) = y = \langle w, x \rangle + b$. Donde: Xi, Yi representa los valores de entrada ($Xi \in R^D$) y ($Yi \in R^D$) N se refieren a la dimensión y el tamaño de los datos, respectivamente. Por otra parte, ($w \in R^D$) y ($b \in R^D$). A partir de aquí el problema se basa en determinar los valores de w y b que permitan optimizar (minimizar) una función de costo sometida a las limitantes establecidas para el problema [55].

Geométricamente w representa un hiperplano que separa los datos ingresados para lograr obtener el mejor ajuste posible (Figura 2.11) y ε es el error máximo permitido, este valor puede ser variado para mejorar la precisión de la predicción.

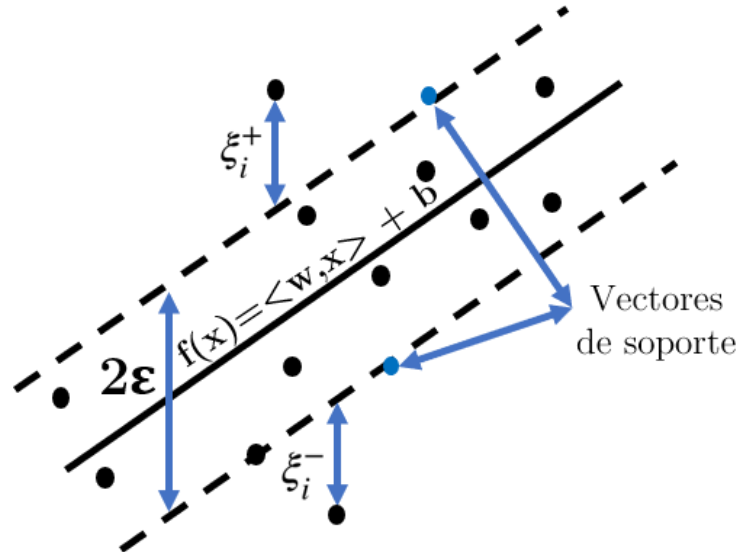


Figura 2.11. Diagrama esquemático del SVR [55].

Una vez que el problema de optimización queda definido y el SVR logra una predicción ideal, en comparación con los datos de entrada, es aplicado el bien conocido Nondominated Sorting Genetic Algorithm (NSGA), en el que se seleccionan los valores que mejor satisfagan el problema de optimización desde un punto de vista práctico [55].

El algoritmo genético se basa en la teoría de la evolución, utilizando elementos como la selección natural, la reproducción y la mutación, y los aplica a un conjunto de soluciones candidatas llamadas "individuos", en donde cada uno de ellos representa una posible solución al problema y se ajusta como una cadena de genes, que pueden ser interpretados como valores de variables o parámetros. Se genera una población inicial de individuos de acuerdo al muestreo, establecido por las respuestas a las variables de entrada del conjunto de datos. Después se calcula un valor de aptitud (fitness) para cada individuo de la población. Este valor representa qué tan buena es la solución representada por el individuo en términos de la función objetivo que se desea optimizar. Una vez realizado esto, se seleccionan los individuos más aptos para reproducirse y crear la siguiente generación, es decir, supervivencia del más apto para solucionar el problema establecido. En este punto se realiza una comparación y mezcla del conjunto de soluciones para obtener respuestas más fuertes y se introduce aleatoriamente una pequeña cantidad de cambios en los genes creados (mutación), esto permite que se puedan explorar nuevas soluciones no consideradas en un inicio. Por último, se reemplazan los genes mutados con nuevas combinaciones para garantizar la supervivencia del más apto (optimización). Este proceso se repite hasta un número de iteraciones establecidas y se obtiene un frente de Pareto que representa las soluciones óptimas al problema. Ya que, todas las soluciones proporcionadas solucionan el problema establecido, se selecciona la opción ideal desde la experiencia en el proceso [56].

3. METODOLOGÍA

Las ocho etapas principales de la metodología empleada, para realizar el trabajo, es presentada en la Figura 3.1. Las etapas principales son descritas a continuación:

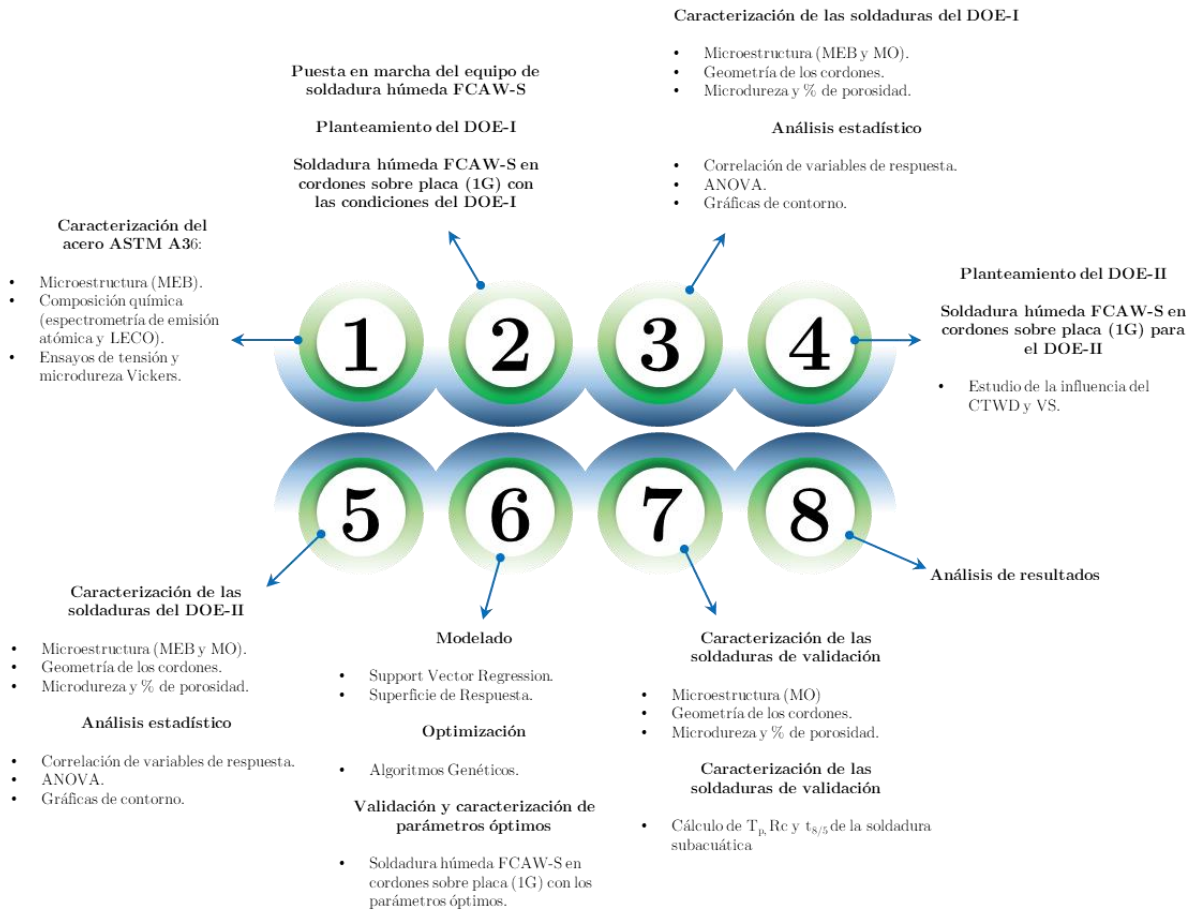


Figura 3.1. Representación gráfica de las etapas y actividades realizadas de la metodología desarrollada.

3.1 EQUIPO DE SOLDADURA FCAW-S

Para realizar las soldaduras subacuáticas húmeda, utilizando el proceso FCAW-S, se puso en funcionamiento un equipo semiautomático a nivel laboratorio, el cual es mostrado en la Figura 3.2 a). Se utilizó una máquina de soldar de V constante ESAB EMP235ic® (Figura 3.2 c)). Las soldaduras subacuáticas fueron reproducidas en un tanque de pared transparente con una columna de agua de 30 cm por encima de la placa de acero, a temperatura ambiente y sin agitación. Se evaluó cuidadosamente la nivelación de la placa a soldar y el tanque con un nivel de burbuja y una posterior medición con un nivel digital. El llenado del tanque se realizó mediante un sistema de tubería y bombeo como se muestra en la Figura 3.2 d).

La antorcha convencional del proceso FCAW-S se modificó para que pudiera trabajar en condiciones subacuáticas. El sistema eléctrico de la misma fue reposicionado para colocarla de manera vertical sobre la placa y el interruptor se mantuvo al exterior del equipo. Un dispositivo de movimiento constante guía la antorcha a través de un riel (Figura 3.2 b)). De esta manera, es posible establecer el inicio de la soldadura en el eje de coordenadas (X, Y), y definir el CTWD mediante el desplazamiento en el eje Z.

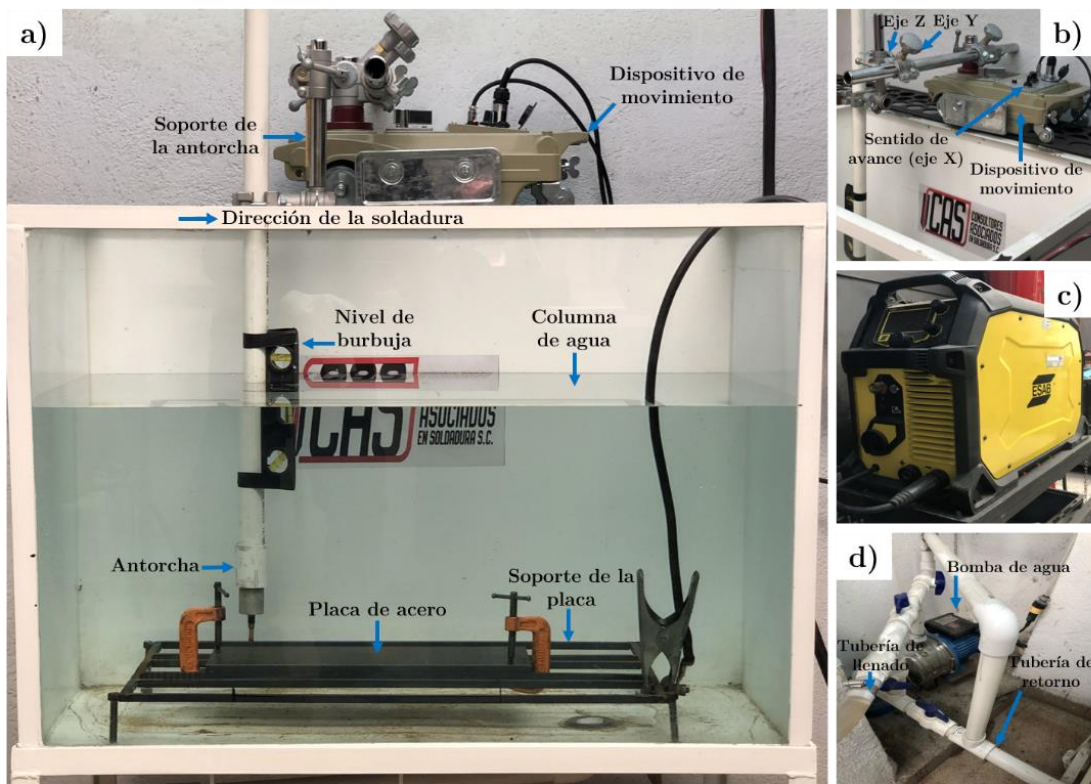


Figura 3.2. Equipo de soldadura húmeda FCAW-S, a) componentes principales; b) dispositivo de avance; c) máquina de soldar; d) sistema de bombeo y tuberías.

Se utilizaron placas de acero ASTM A36 de 9.525 mm (3/8 in) de espesor, con dimensiones de 152 x 508 mm (6 in x 20 in). La soldadura se realizó sobre placa en la posición plana (1G) como se observa en la Figura 3.3.

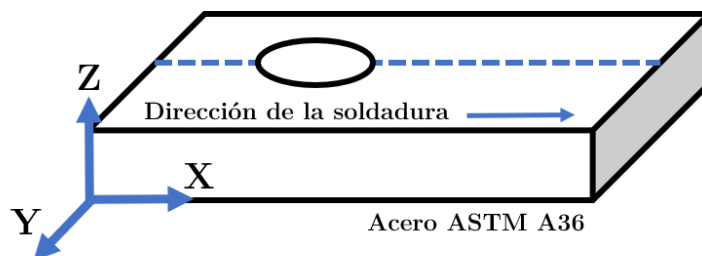


Figura 3.3. Esquema de la dirección de la soldadura subacuática húmeda FCAW-S en posición 1G sobre placa.

3.2 DEFINICIÓN DEL DISEÑO DE EXPERIMENTOS (DOE)

3.2.1 Soldadura en seco vs soldadura subacuática

Una vez que se puso en funcionamiento el equipo de soldadura, se realizó una prueba comparativa para observar las diferencias entre SSH-FCAW-S y la realizada al aire bajo las mismas condiciones. Para esto se realizaron las pruebas con parámetros de soldadura de 24.2 V, VS de 4.3 mm/s, WFS de 355 ipm y un CTWD de 6 mm. El objetivo inicial fue tener un equipo funcional que permita realizar los cordones. Al comparar la soldadura en seco y en condición húmeda se puede apreciar la diferencia existente en el acabado superficial de las soldaduras (Figura 3.4). Al efectuarse la soldadura al aire no se observa la formación de porosidad y la geometría del cordón se mantiene homogénea en toda su longitud. Por otra parte, en condición subacuática aparece una notable porosidad superficial.

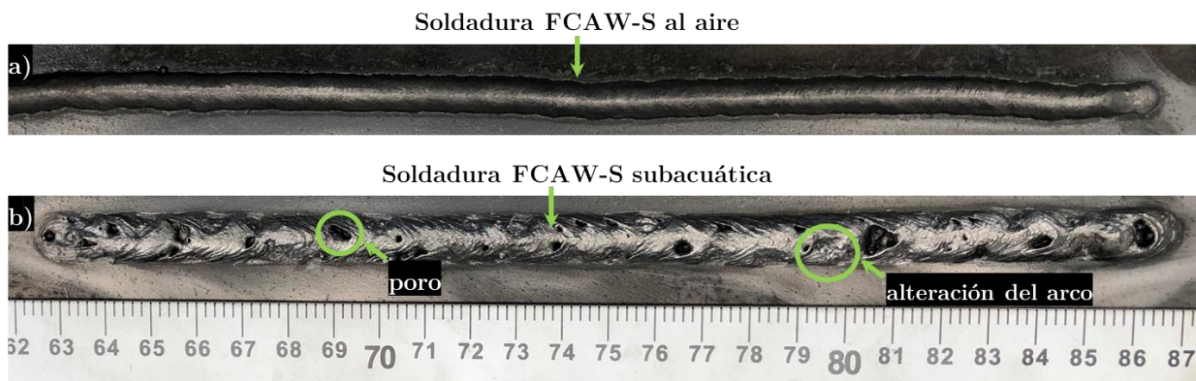


Figura 3.4. Comparación de los cordones de soldadura realizados mediante FCAW-S; a) al aire y b) subacuática.

3.2.2 DOE-I

En primer lugar, se consideraron los parámetros del equipo de soldadura, y la composición química del electrodo, de acuerdo con el certificado de calidad del fabricante; estos valores se muestran en las Tablas 3.1 y 3.2 respectivamente. A partir de este punto, se implementó un diseño de experimentos central compuesto con 3 puntos centrales. Las variables de entrada y las respuestas a evaluar para el DOE-I se presentan en la Tabla 3.3. Las variables de entrada se componen por los valores del proceso de fabricación utilizados en la soldadura FCAW-S (WFS, V y VS) que darán como resultado diferentes valores de Q suministrado. Las respuestas a las variables de entrada fueron la microdureza Vickers ($HV_{0.5}$), la porosidad interna y la medición de la geometría de las soldaduras (ancho, refuerzo y penetración). Estos resultados, en conjunto, permitieron obtener un modelo estadístico para predecir las propiedades mecánicas a partir de los parámetros de procesamiento.

Tabla 3.1. Parámetros del equipo de soldadura.

Alambre	E71T-GS
Diámetro del alambre	0.88 mm (0.035 in)
Punta de contacto	Condición mojada
CTWD	6 mm
Longitud de la soldadura	30 cm
Tipo de corriente	DCEN

Tabla 3.2. Composición química del alambre (% en peso) [82].

C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si
0.12	0.2	0.5	0.3	1.75	0.6
P	S	Al	Cu	V	CE*
0.03	0.03	1.8	0.35	0.08	0.30

CE*: Carbono equivalente

Tabla 3.3. Condiciones de soldadura para el DOE-I.

Variables de entrada		Nivel de factor	
		-1	+1
WFS	Velocidad de alimentación (ipm)	250	450
V	Voltaje (V)	23	26
VS	Velocidad de avance (mm/s)	3	10
Parámetros de soldadura			
Muestra	VS	WFS	V
1	6.5	350	24
2	3	350	24
3	6.5	350	26
4	8.6	409.5	22.8
5	4.4	290.5	25.2
6	6.5	250	24
7	6.5	450	24
8	6.5	350	24
9	8.6	250	24
10	10	350	24
11	6.5	350	22
12	8.6	290.5	25.2
13	4.4	409.5	22.8
14	4.4	409.5	25.2
15	4.4	290.5	22.8
16	8.6	290.5	25.2
17	6.5	350	24

Las variables de respuesta del DOE-I fueron divididas en 2 grupos y analizadas mediante la técnica de análisis de varianza (ANOVA), a través de este estudio se identificaron los parámetros de soldadura que tienen relevancia significativa sobre las respuestas de las soldaduras. Para esto se usó el software Minitab®.

- **Grupo 1:** penetración, ancho y refuerzo de la soldadura (mm).
- **Grupo 2:** microdureza Vickers ($HV_{0.5}$) y porosidad interna (%).

3.2.3 Evaluación de las soldaduras del DOE-I

Las soldaduras subacuáticas húmedas realizadas mediante FCAW-S fueron evaluadas para obtener las mediciones indicadas en el punto anterior. Los cordones realizados fueron divididos en pulgadas y se contabilizó el número de poros en cada una de ellas. Para esta evaluación se registraron el total de poros mayores a 1.5 mm y la sumatoria no debió ser mayor a 10 mm por pulgada. Después del conteo, se realizó la segmentación indicada en la Figura 3.5 a). En la región de evaluación macroestructural se analizó el efecto de los parámetros de proceso sobre el ancho, refuerzo y penetración del cordón (Figura 3.5 b)) utilizando gráficas de contorno. Estas fueron obtenidas a partir del análisis por superficie de respuesta del DOE-I. La microdureza Vickers se realizó con carga de 500 g aplicados por 12 segundos en las regiones indicadas en la Figura 4.5 c), con 6 indentaciones por pieza y cada una de ellas separadas por al menos 2.5 veces la distancia de la diagonal mayor [57]. Los resultados obtenidos fueron evaluados de acuerdo con los criterios de aceptación y rechazo del código para soldadura subacuática AWS D3.6 [30].

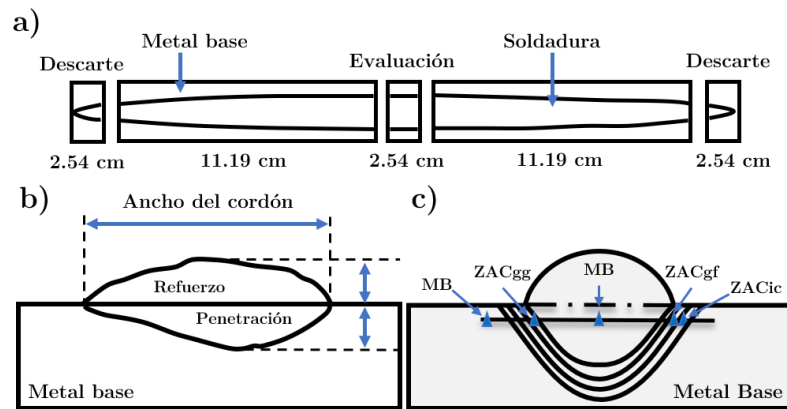


Figura 3.5. Esquemas de segmentación y mediciones de las soldaduras subacuáticas.

La evaluación macroestructural fue realizada mediante MO y MEB. Las muestras tuvieron una preparación metalográfica convencional y un ataque químico con nital al 2% por 12 segundos. Se obtuvieron las macrografías de cada cordón y el % de porosidad interna fue medido mediante el software de acceso libre ImageJ y utilizando la ecuación 3.1.

$$\%P = 100 \frac{AP}{AT} \quad 3.1$$

Donde: **%P** es el porcentaje de porosidad interna, **AP** es el área total de los poros internos y **AT** es el área total de la ZF de la soldadura.

3.3 DOE-II

Una vez que se analizaron los resultados obtenidos del punto 3.2.3, éstos fueron utilizados para buscar mejorar la calidad de las soldaduras subacuáticas húmedas obtenidas y lograr disminuir la presencia de los defectos observados. De acuerdo con el trabajo publicado por Costa et al. [22], en el que se efectuó una optimización mediante SVR con un algoritmo SQP, se definió que un WFS de 350 ipm con 24 V permitían obtener soldaduras homogéneas en donde la porosidad superficial se reducía considerablemente. Por este motivo, un segundo DOE fue planteado, manteniendo los parámetros mencionados como constantes y mostrado en la Tabla 3.1, a excepción del CTWD. Esta actividad permitió evaluar la influencia de este parámetro y la VS sobre las características metalúrgicas de los cordones obtenidos. El CTWD fue establecido entre 4 y 10 mm ya que una mayor separación del mismo podría llevar a una disminución en el Q suministrado; bajo esta lógica se estableció una VS entre 2 y 3.4 mm/s ya que, de acuerdo con la ecuación 2.3, al disminuir la velocidad de soldadura Q incrementa, logrando así disminuir la velocidad de enfriamiento y evitar transformaciones de fase de alta dureza como M. Los parámetros de soldadura obtenidos para el DOE-II son mostrados en la Tabla 3.4.

Tabla 3.4. Condiciones de soldadura para el DOE-II.

Variables de entrada		Nivel de factor	
		-1	+1
CTWD	mm	4	10
VS	mm/s	2	3.4
Parámetros de soldadura			
Muestra	CTWD	VS	
1	4	2.7	
2	4.8	3.1	
3	9.1	2.2	
4	4.8	2.2	
5	7	2	
6	7	2.7	
7	7	2.7	
8	10	2.7	
9	7	3.4	
10	7	2.7	
11	9.1	3.1	

3.3.1 Evaluación de las soldaduras del DOE-II

En este punto, los cordones obtenidos del DOE-II fueron segmentados, medidos y sometidos a las evaluaciones correspondientes mostradas en la Figura 3.5. Para la evaluación macroestructural se realizó una preparación metalográfica convencional y un ataque químico con nital al 2% por 8 segundos, ya que, al reducir el tiempo de ataque es posible revelar las regiones de la soldadura subacuática húmeda a simple vista; la ZF quedará expuesta y la ZAC se mostrará en una tonalidad más clara desvaneciéndose hasta llegar al MB que no queda afectado por el ataque. Para lograr fue necesario realizar el ataque químico por técnica de goteo aplicando el reactivo cuidadosamente sobre la ZF y no por inmersión, debido a que si se realiza por inmersión la diferenciación de las regiones se puede ver afectada al atacar de manera homogénea el MB. El uso convencional de

agitación en esta etapa tampoco es recomendable, ya que durante los primeros segundos del ataque se puede confundir el límite de la ZAC en su transición con la ZF, causando mediciones poco precisas que pueden afectar los estudios estadísticos. Posterior al ataque, se realizó la limpieza de la pieza utilizando acetona, el uso de alcohol puede incrementar el tiempo de ataque del nital si algunos rastros del mismo quedaron en la superficie de la muestra de estudio. Se realizó la medición de la geometría de los cordones (refuerzo, ancho y penetración) utilizando el software de uso del programa ImageJ de libre acceso, al igual que el % de porosidad interna.

Para revelar la microestructura se utilizó un ataque químico selectivo, particionando los elementos del bien conocido reactivo LePera. Después de la preparación metalográfica convencional se realizó un pre-ataque con Picral al 4% durante 8-10 s, posteriormente se colocó por técnica de goteo un reactivo conformado por agua destilada y 10% de metabisulfito de sodio ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$) disuelto. Esto permitió revelar las fases que conforman y diferenciar las similitudes morfológicas existentes entre la B y la M. Posteriormente, la muestra fue limpiada y secada para su observación en el microscopio óptico. Mediante este ataque selectivo la interfaz entre ZF y ZAC queda delimitada, y al utilizar la técnica de goteo se evita atacar el MB. Este ataque selectivo revela la B en color azul, la M en tonalidades marrón y la α queda expuesta de color blanco.

3.3.2 Análisis de las inclusiones no-metálicas en las soldaduras del DOE-II

Al incrementar Q es posible reducir la presencia de fases de alta dureza, como la M, que comprometa el comportamiento mecánico de la unión. De igual manera es posible fomentar la formación de fases que sean benéficas para la soldadura, como la α_{ac} . Debido a su complejo mecanismo de transformación, que es comúnmente similar al de la B, con la excepción primordial del sitio de nucleación, se realizó un análisis de INM mediante MEB y un análisis de mapeos de los elementos químicos aplicando espectroscopía de energía dispersiva (EDS) con parámetros de 20 kV, spot size (SS) de 50 y una distancia de trabajo (WD) de 10 mm. Además, se realizó una inspección morfológica mediante

ataque selectivo utilizando el reactivo conformado por agua destilada y 10% de metabisulfito de sodio ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$) disuelto, con un previo pre-ataque con picral al 4% con la finalidad de colorear las fases de interés y observarlas mediante MO. Los resultados de la aplicación de estas técnicas permitieron conocer el tipo y clasificación de las INM que propician la nucleación de la α_{ac} .

3.4 MODELADO Y OPTIMIZACIÓN

Se utilizaron técnicas estadísticas y matemáticas de modelado y optimización para buscar los mejores parámetros de soldadura que permitieron disminuir el % de porosidad interna en los cordones, al igual que la microdureza Vickers ($\text{HV}_{0.5}$) en la ZF. La porosidad es de gran relevancia como respuesta, ya que, la variación de esta propiedad tiende a comprometer la respuesta mecánica de la soldadura.

Con los resultados obtenidos del DOE-II planteado en la Tabla 3.4 se obtuvieron los modelos regresión a través del análisis de superficie de respuesta. De manera comparativa se aplicó SVR para el modelado del problema de optimización multiobjetivo, en donde se buscó obtener parámetros de proceso que permitieran lograr una microdureza Vickers en la ZF inferior a los 375 $\text{HV}_{0.5}$ y una porosidad interna inferior al 5%, todo esto, sin superar los 5 mm de refuerzo permitidos por el código AWS D3.6, cumpliendo así, con los criterios de aceptación para una soldadura subacuática clase B [30]. Se utilizó el Toolbox de MATLAB® para optimización multiobjetivo de los parámetros de soldadura mediante AG; en primer lugar, los modelos de regresión de la superficie de respuesta se utilizaron como función objetivo y se obtuvo un frente de Pareto de 70 soluciones. De manera similar, el modelo del SVR se usó como función objetivo obteniendo otro frente de Pareto de 70 soluciones. Desde un punto de vista metalúrgico, se analizaron las combinaciones de parámetros resultantes para elegir la que cumpliera con las características deseadas desde la experiencia en el proceso. Ya que las soluciones de la optimización con ambos métodos de modelación fueron similares, se decidió utilizar la optimización por AG con la función objetivo obtenida por SVR. Este criterio de decisión fue establecido debido a la mejor predicción de un fenómeno de alta aleatoriedad como el % de porosidad interna,

además, la microdureza registrada, respecto a la predicción de SVR, no representaba una variación significativa desde la perspectiva metalúrgica.

Una vez definidos los parámetros óptimos, se realizó la validación de la soldadura subacuática FCAW-S, en donde se midió la microdureza Vickers con una carga de 500 g y 6 indentaciones en la ZF. Con el software ImageJ se midió el refuerzo del cordón y mediante microscopia óptica se observó la microestructura de la ZF, revelada con el reactivo conformado por agua destilada y 10% de metabisulfito de sodio ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$) disuelto.

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1 CARACTERIZACIÓN DEL ACERO ASTM A36

El análisis del MB comprende la caracterización química y microestructural del acero ASTM A36 con un espesor de 9.6 mm (3/8 in) en condición de llegada. El porcentaje en peso de los elementos: Si, Mn, P, Cr, Mo, Ni, Al, Cu, Nb, Ti y V fueron determinados utilizando el método de análisis por espectrometría de emisión óptica; el C y S fueron determinados por la técnica de combustión con detección por absorción infrarroja. La composición química del acero es presentada en la Tabla 4.1.

Tabla 4.1. Composición química del acero ASTM A36 (% en peso).

C	S	Mn	Si	P	Cr	Mo	Ni
0.242	0.0044	0.603	0.115	0.0094	0.0151	0.0018	0.0096
Al	Cu	Nb	Ti	V	W	Fe	CE
0.037	0.0083	0.0005	0.0008	0.001	0.0003	Balance	0.35

La microestructura del acero ASTM A36, obtenida mediante MEB, es mostrada en la Figura 4.1, revelando la presencia de ferrita (α) y perlita ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$). La microdureza Vickers registrada fue de $157.86 \text{ HV}_{0.5} \pm 2.81$. El ensayo de tracción fue efectuado en la sección transversal del acero, y la curva esfuerzo-deformación ingenieril se muestra en la Figura 4.2. Los resultados de este ensayo se muestran en la Tabla 4.2.

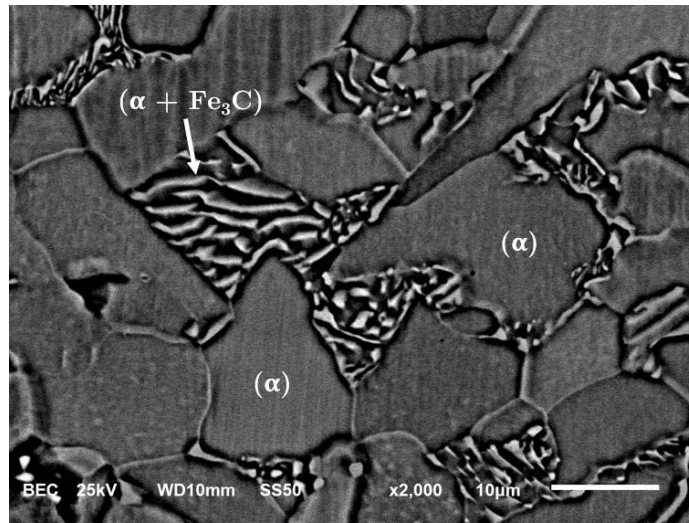


Figura 4.1. Microestructura del MB obtenida por MEB

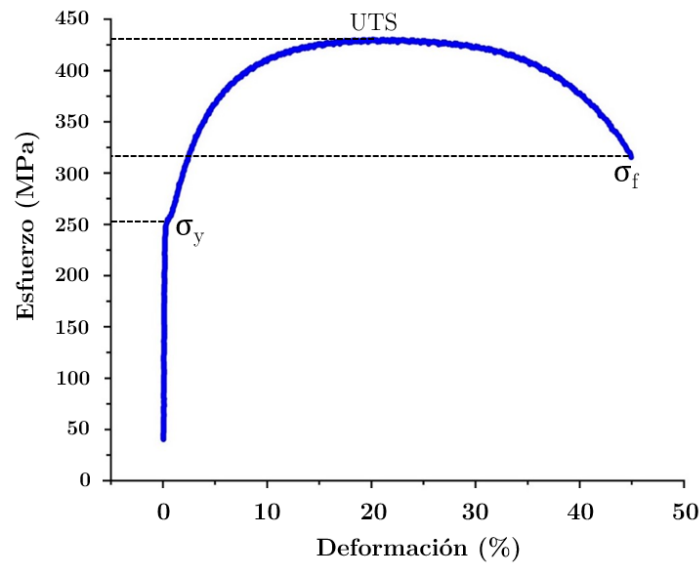


Figura 4.2. Curva esfuerzo-deformación ingenieril de la sección transversal del acero ASTM A36.

Tabla 4.2. Resultados del ensayo de tracción del acero ASTM A36.

Esfuerzo a la cedencia (σ_y)	Esfuerzo máximo (UTS)	Esfuerzo a la fractura (σ_f)	Deformación a la fractura (%)
254 MPa	430.4 MPa	319.083 MPa	34.8

4.2 SOLDADURA SUBACUÁTICA FCAW-S (DOE-I)

Las soldaduras subacuáticas húmedas empleando el proceso FCAW-S fueron realizadas satisfactoriamente con el equipo mostrado en la Figura 3.2. Los 17 cordones realizados con los parámetros establecidos en la Tabla 3.3 son mostrados en la Figura 4.3.

En todas las pruebas experimentales se aprecia la formación de poros superficiales. Éstos se encuentran distribuidos uniformemente a lo largo de toda la soldadura y en los cordones 4, 5, 9, 10 y 15 es posible apreciar el efecto de la inestabilidad de arco eléctrico, al generarse secciones no continuas de la soldadura.

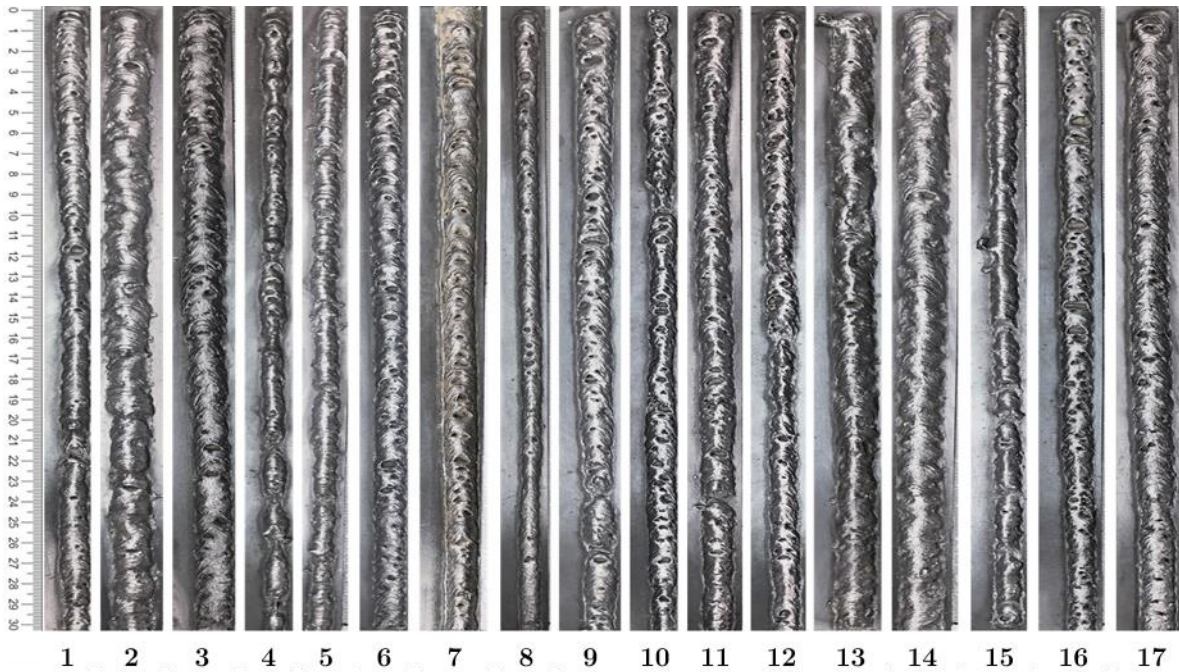


Figura 4.3. Cordones de soldadura subacuática húmeda FCAW-S realizados con las condiciones del DOE-I.

Durante el proceso de soldadura subacuática se registraron las mediciones de A y V a través de la máquina de soldar, el valor de Q se calculó con la ecuación 2.3 y los resultados son mostrados en la Tabla 4.3. A pesar de trabajar con una máquina de soldar de V constante, este valor mostró una fluctuación en todos los cordones respecto a los 24 V definidos para la experimentación, ejemplificando la inestabilidad existente en el arco eléctrico, esto en concordancia con lo descrito por Fu et al. [2] quienes señalan que las

alteraciones V repercuten en la estabilidad del arco eléctrico. Además de este efecto, una vez que se forman las burbujas tenderán a interactuar en la vecindad del arco, generando interrupciones en la continuidad del flujo de corriente a través del agua y hacia la pieza.

Tabla 4.3. Registro promedio de los parámetros de proceso de la soldadura subacuática FCAW-S.

Muestra	A	V	Q
1	194.2	24.4	627.4
2	191.2	24.2	1328.2
3	208.8	26.7	738.2
4	180.3	25.5	461.3
5	122.9	38.8	932.4
6	168.7	24.5	584.1
7	226.8	24.4	734.6
8	198.2	24.6	645.2
9	221.6	26.4	585.4
10	193.2	25.9	430.6
11	206.3	22.5	615.5
12	190.3	24.2	460.9
13	226.1	23.1	1024.7
14	219.9	25.5	1098.6
15	145.2	28.1	800.2
16	183.1	25.9	475
17	218.5	24.3	704.3

4.3 POROSIDAD SUPERFICIAL

En la Figura 4.4 se presenta el conteo de poros superficiales respecto al Q suministrado para cada una de las soldaduras subacuáticas planteadas en el DOE-I. Cuando Q es inferior a 800 J/mm la porosidad superficial existente es muy elevada, sin embargo, al suministrar Q por encima de los 800 J/mm, es apreciable que la porosidad disminuye. Este comportamiento coincide con lo reportado por Assunção [58], respaldado por los resultados obtenidos por Shi y Omajene, resaltando la importancia del control de los

parámetros de proceso en pro de generar un incremento de Q [14, 17]. Cuando los parámetros de proceso utilizados permiten suministrar más calor a la soldadura, la temperatura alcanzada será mayor y, en consecuencia, la velocidad de enfriamiento disminuye. Los gases generados por la disociación del agua que rodea al proceso, debido al calor que provee el arco eléctrico, quedan atrapados en el charco de soldadura durante la etapa de solidificación. Con las condiciones existentes que fomentan una elevada velocidad de enfriamiento, los gases no logran escapar, dando lugar a la formación de poros; este efecto es reportado por Pérez y Liu [15]. Mientras que, para lograr contrarrestarlo, Chen et, al [16] proponen el uso de ultrasonido para eliminar las burbujas generadas y brindar una ruta de escape para los gases.

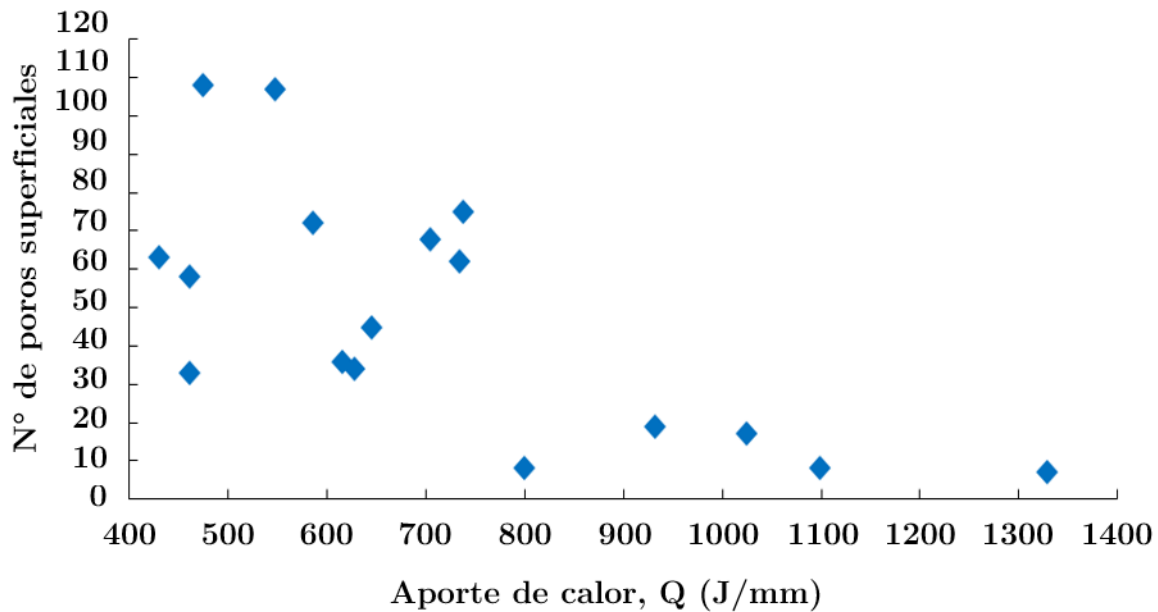


Figura 4.4. Relación entre el número de poros superficiales y Q .

La relación existente entre la porosidad y los parámetros de proceso es mostrada en las gráficas de contorno de la Figura 4.5. El WFS es un parámetro de gran importancia para el control de calidad en las soldaduras, cuando este valor no es adecuado puede propiciar la inestabilidad del arco eléctrico, además de generar defectos como una excesiva (o

insuficiente) deposición del metal de aporte y salpicaduras. De acuerdo con la Figura 4.5 a), los valores adecuados de WFS, para intentar obtener la menor porosidad superficial posible, se encuentran entre 280 y 360 ipm, aplicando una VS fija de 3.4 mm/s trabajando entre 22-26 V. En la Figura 4.5 b) se observa que la menor presencia de poros se da al establecer 24 V y reduciendo VS hasta 3 mm/s. Por otra parte, el efecto de VS se muestra en la Figura 4.5 c), cuando este parámetro se incrementa también lo hace la presencia de poros superficiales, atribuido a que mayor VS genera un Q menor, esto incrementa la velocidad de solidificación y los gases quedan atrapados, como se expresó anteriormente. Los valores fijos fueron establecidos de acuerdo con los parámetros óptimos encontrados por Costa et al. para la disminución de porosidad superficial en la soldadura subacuática húmeda FCAW-S [22].

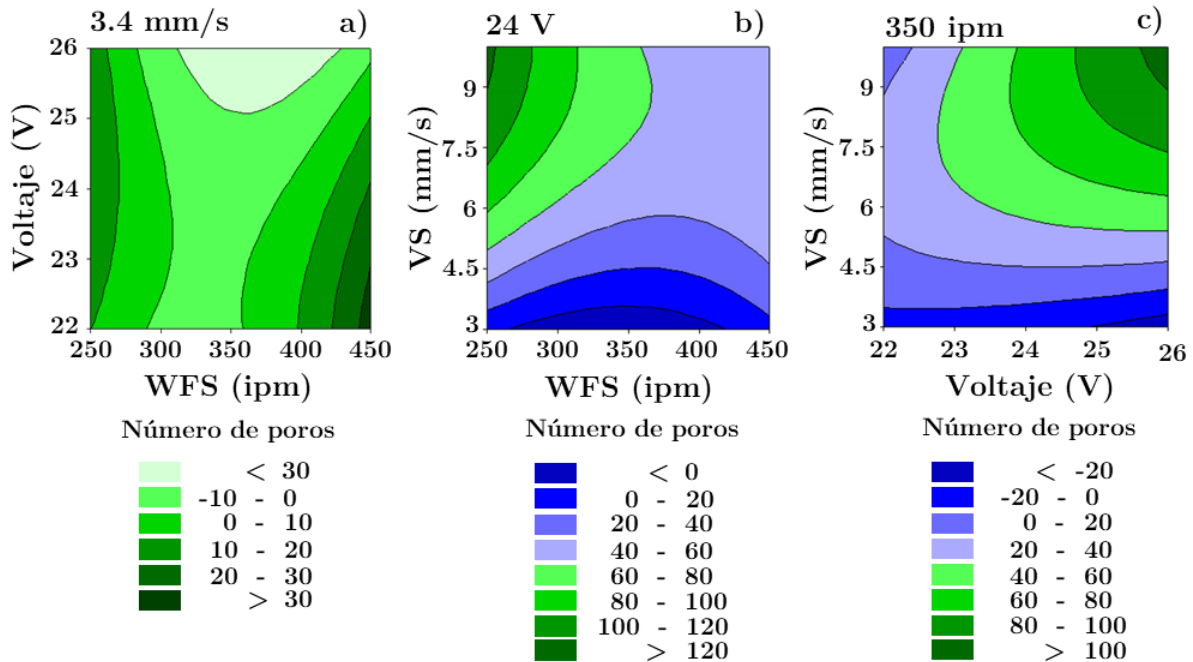


Figura 4.5. Relación entre los parámetros de proceso y el número de poros superficiales, a) WFS vs V a 3.4 mm/s constantes; b) WFS vs VS a 24 V constantes, c) V vs VS a 350 ipm constantes.

Estos resultados permiten asumir que, de acuerdo con la formación de poros superficiales, el proceso FCAW-S es altamente sensible a las variaciones de V y WFS, mientras que, al disminuir VS hasta 3.4 mm/s se amplía el rango de V (22-26V) y WFS (280-360 ipm) bajo los cuales es posible disminuir este defecto.

4.4 CARACTERÍSTICAS GEOMÉTRICAS DE LAS SOLDADURAS SUBACUÁTICAS FCAW-S

En la Figura 4.6 se muestran las macrográficas de las soldaduras obtenidas mediante el proceso FCAW-S subacuático con los parámetros indicados en la Tabla 3.3. Por otra parte, en la Tabla 4.4 se muestran las mediciones del refuerzo, ancho y penetración de la soldadura.

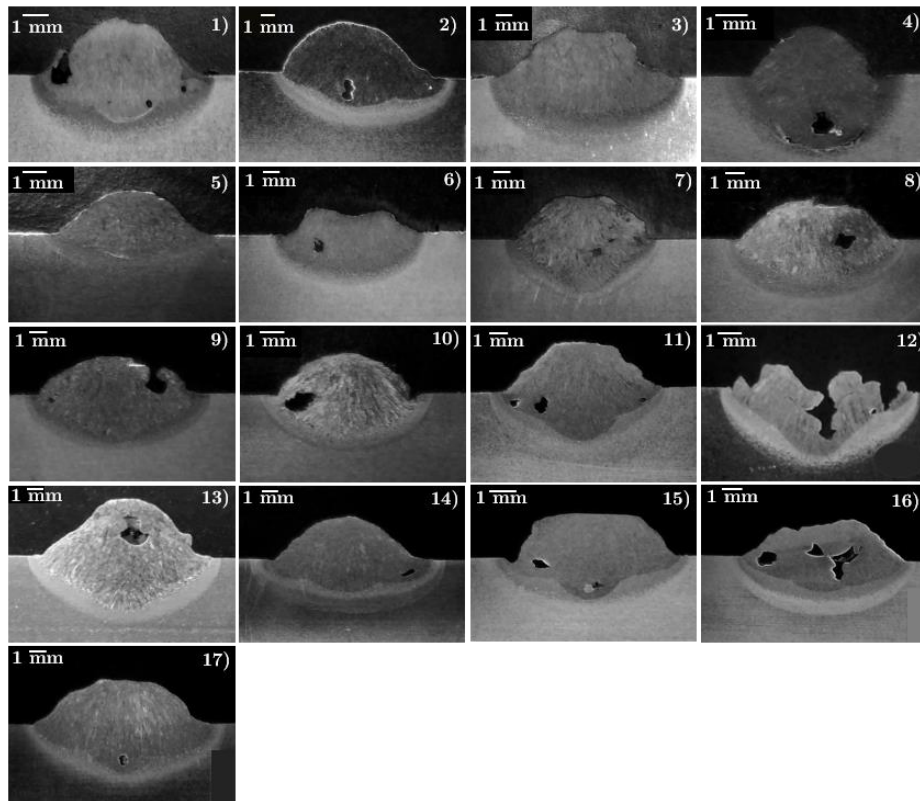


Figura 4.6. Macrográficas de las soldaduras subacuáticas FCAW-S, de acuerdo con el DOE-I.

Tabla 4.4. Mediciones de penetración, refuerzo y ancho de los cordones realizados.

Muestra	Penetración (mm)	Refuerzo (mm)	Ancho (mm)
1	1.86	2.301	7.86
2	2.131	3.754	9.95
3	1.704	2.578	10.155
4	3.091	2.161	4.172
5	1.661	3.182	7.03
6	2.845	1.655	8.334
7	3.902	3.483	9.007
8	2.452	2.286	8.643
9	2.683	2.378	8.464
10	2.44	2.264	5.846
11	2.579	2.54	8.28
12	2.138	0.821	7.388
13	3.872	4.039	11.334
14	2.597	3.597	11.589
15	2	2.077	6.712
16	1.615	2.087	8.014
17	2.739	2.565	11

De manera similar a lo presentado en el apartado anterior, se relacionó el efecto de los parámetros de soldadura propuestos en el DOE-I sobre la geometría de los cordones (penetración, refuerzo y ancho). Fueron fijados los valores de 350 WFS, 24 V y 3.4 VS para el análisis de gráfica de contorno, tomando como base las mediciones efectuadas de penetración, refuerzo y ancho del cordón.

En primer lugar, se fijó la VS en 3.4 mm/s para evaluar la penetración, refuerzo y ancho del cordón. En la Figura 4.7 a) muestra la gráfica de contorno para la relación entre WFS y V, por otra parte, la mayor penetración se obtiene con un WFS cercano a los 450 ipm en un rango de 23-23.5 V. El comportamiento del refuerzo de la soldadura se presenta en la Figura 4.7 b), la gráfica muestra que este disminuye a su valor mínimo con un WFS de 250 ipm entre 22-22.5 V. Como complemento, en el rango de 22-26 V, el ancho del cordón disminuye conforme se reduce el WFS de 450 a 350 ipm (Figura 4.7 c).

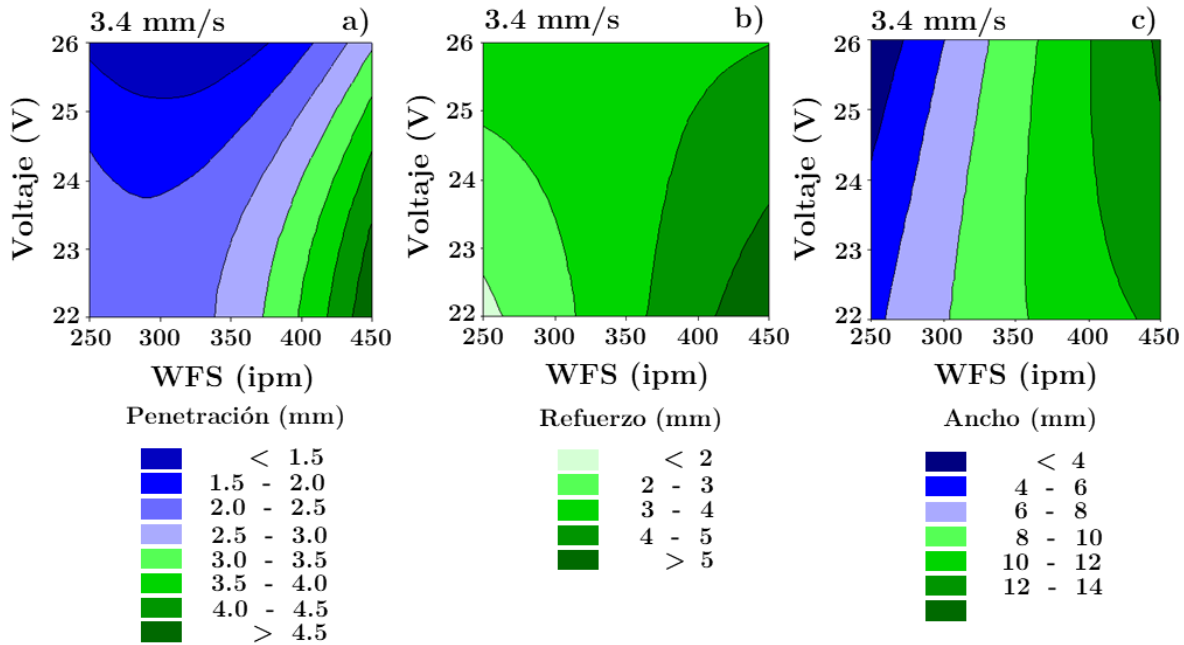


Figura 4.7. Relación entre los parámetros de proceso y la geometría de los cordones de la soldadura subacuática FCAW-S con VS constante de 3.4 mm/s, a) WFS vs V sobre la penetración; b) WFS vs V sobre el refuerzo y c) WFS vs V sobre el ancho.

En segundo lugar, se fijó el WFS en 350 ipm para evaluar la penetración, refuerzo y ancho del cordón. En la Figura 4.8 a) se muestra la relación entre V y VS sobre la penetración. Esta gráfica de contorno indica que la penetración disminuye cuando se aplica un V entre 25.5-26 V en el rango de VS entre 3-6 mm/s. El refuerzo disminuye al incrementar la VS entre 3-9 mm/s en el rango de 22-26 V (Figura 4.8 b)). Además, de acuerdo con la Figura 4.8 c), entre 6-9 mm/s de VS el ancho del cordón aumentará a medida que se incrementa el V en el rango de 22-26 V.

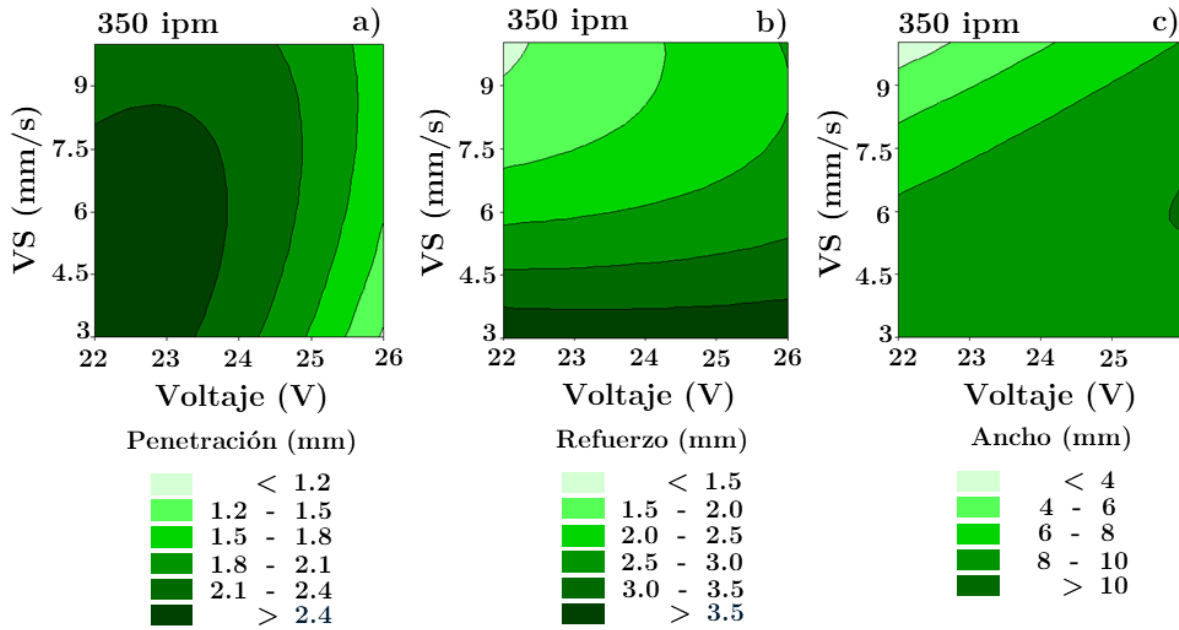


Figura 4.8. Relación entre los parámetros de proceso y la geometría de los cordones de la soldadura subacuática FCAW-S con WFS constante de 350 ipm, a) VS vs V sobre la penetración; b) VS vs V sobre el refuerzo y c) VS vs V sobre el ancho.

Por último, se fijó el V en 24 V para evaluar la penetración, refuerzo y ancho del cordón. En la Figura 4.9 a) se muestra la relación entre VS y WFS sobre la penetración. Esta gráfica de contorno muestra que entre 3-7.5 mm/s de VS la penetración alcanzará su máximo valor posible cercano a los 450 ipm. El refuerzo disminuye al incrementar la VS entre 5-10 mm/s en el rango de 250-360 ipm de WFS (Figura 4.9 b)). Además, de acuerdo con la Figura 4.9 c), el ancho del cordón aumentará en el rango de 400-450 ipm al soldar entre 3-4.5 mm/s VS.

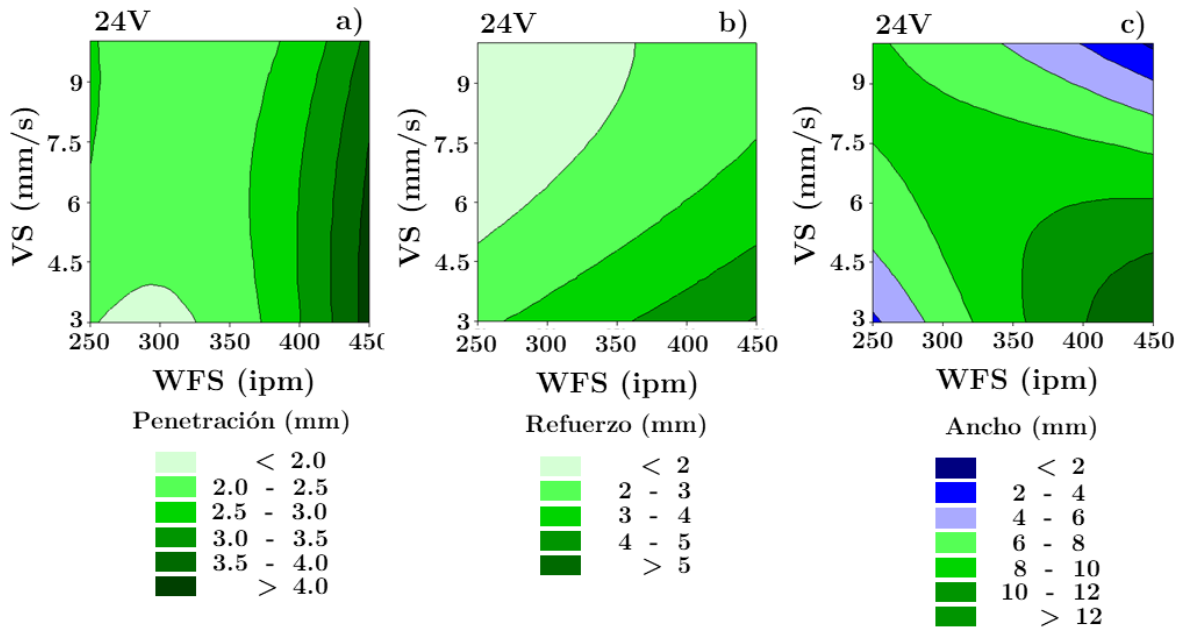


Figura 4.9. Relación entre los parámetros de proceso y la geometría de los cordones de la soldadura subacuática FCAW-S con 24V constante, a) VS vs WFS sobre la penetración; b) VS vs WFS sobre el refuerzo y c) VS vs WFS sobre el ancho.

4.5 MICRODUREZA VICKERS

En la Figura 4.10 se muestra la evolución de la dureza en función de Q. Para su análisis, las muestras fueron divididas en 3 secciones, de acuerdo al Q recibido: bajo (<600 J/mm), medio (600-800 J/mm) y alto (>800 J/mm). Los perfiles de microdureza se presentan en la Figura 5.10, donde se observa que a menor Q la dureza incrementa. Se destacan altos valores de esta propiedad en la ZF y en la zona afectada por el calor de grano grueso (ZAC_{gg}), lo cual es un indicador de la presencia de transformaciones de fase como M; esta transición de fase fue observada por Zhang [11], quien propuso un sistema de calentamiento por inducción para disminuir el choque térmico. Los resultados son coherentes con una elevada velocidad de extracción de calor. Este tipo de microestructura compromete las propiedades mecánicas de la unión al ser considerada de alta fragilidad y concentradora de esfuerzos. Para evitar este tipo de inconveniente microestructural se debe incrementar Q para disminuir la velocidad de enfriamiento y registrar durezas

inferiores a 375 HV_{0.5} para cumplir con los criterios de aprobación de la AWS en su código D3.6 [30]. Es deseable disminuir la fracción de transformación martensítica y generar las condiciones necesarias para la formación de α_{ac} .

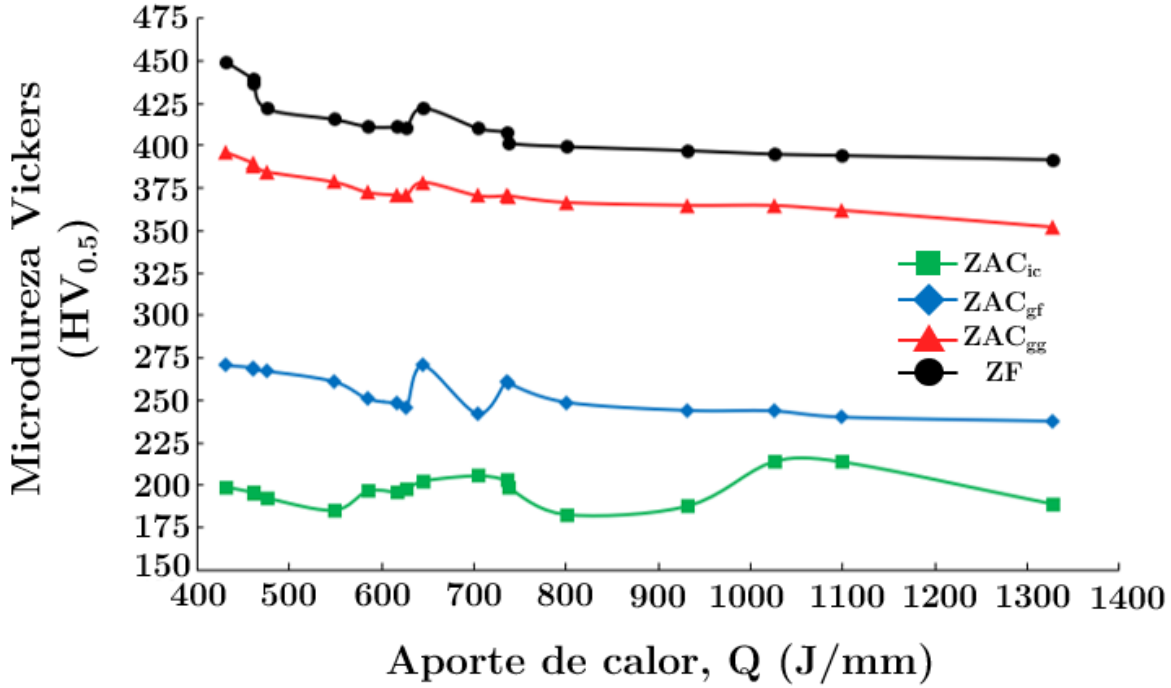


Figura 4.10. Microdureza Vickers (HV_{0.5}) de acuerdo con el Q suministrado.

4.6 MICROESTRUCTURA

Los resultados de alta dureza en combinación con la formación de poros indican la presencia transformaciones de fase de alta dureza. Debido a esto, se realizó una caracterización microestructural, mediante MEB, en la ZF, ZAC_{gg}, zona afectada por el calor de grano fino (ZAC_{gf}) y zona afectada por el calor intercrítica (ZAC_{ic}). En la Figura 4.11 se presenta la microestructura de la ZF para el cordón 5, de acuerdo con el DOE-I. Esta muestra fue seleccionada debido a que, de acuerdo con lo mostrado en la Figura 4.6 presenta una geometría homogénea con una porosidad interna mínima, además, con un Q de 932.4 J/mm fue la que registró la variación más grande de V y el valor de A promedio más bajo, reflejando la alta sensibilidad del proceso a las variaciones de sus

parámetros (Tabla 4.3). Microestructuralmente es apreciable la formación de M, lo cual justifica la presencia de una microdureza superior a los 400 HV_{0.5}. También se observa la formación de microporos al interior de la microestructura, lo cual es indicativo que la alta velocidad de enfriamiento provoca que el H₂ quede atrapado al interior del charco de soldadura durante el proceso de solidificación. Estos microporos pueden comprometer la respuesta mecánica del cordón, ya que, ocasionarían una fragilización de esta región al considerarse iniciadores y propagadores de grietas [15].

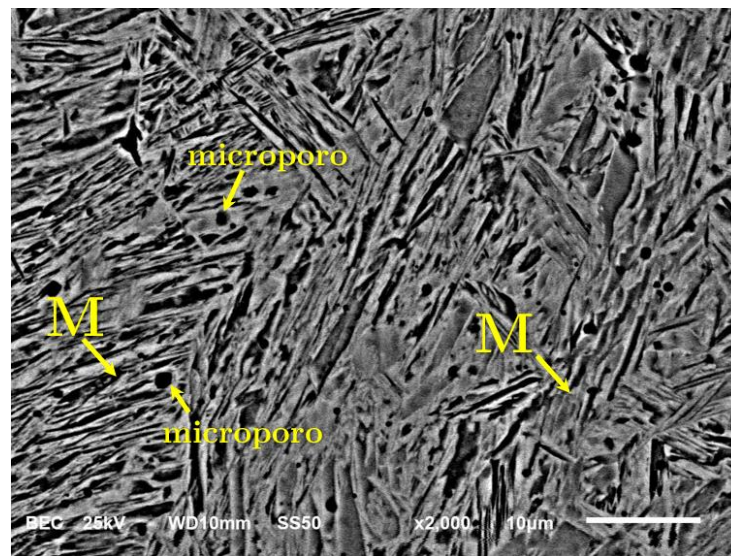


Figura 4.11. Microestructura de la ZF del cordón 5 del DOE-I, M: martensita.

Cuando un esfuerzo es aplicado, o existen tensiones internas generadas durante el proceso de solidificación acelerado, la unión de los poros y microporos puede ocurrir. Este fenómeno puede ser descrito y analizado bajo una perspectiva termodinámica y/o mecánica [59] [60].

Al considerar la perspectiva termodinámica, para que la coalescencia de poros ocurra es necesario que se supere la energía superficial que se encuentra asociada a la formación de un poro, o cavidad, de mayor tamaño (ecuación 4.1):

$$E_s = \gamma_s A \quad 4.1$$

En donde: E_s es la energía de superficie libre, γ_s es la energía superficial del material J/m² y A es el área de la superficie creada en m².

Cuando dos poros de radio r se unen, es necesario estimar el cambio neto en área que se genera como producto de la coalescencia al formar un poro más grande.

En primer lugar, se considera el área de una esfera

$$A = 4\pi r^2 \quad 4.2$$

Por lo que, para dos poros el área puede ser establecida como

$$A = 2 \cdot 4\pi r^2 = 8\pi r^2 \quad 4.3$$

Ahora es necesario definir el volumen de los dos poros involucrados en la coalescencia

$$V = \frac{4}{3}\pi r^3 \quad 4.4$$

$$V = 2 \cdot \frac{4}{3}\pi r^3 = \frac{8}{3}\pi r^3 \quad 4.5$$

A partir de aquí se debe definir el radio R del poro generado en la coalescencia

$$R = \frac{4}{3}\pi r^3 = \frac{8}{3}\pi r^3 \rightarrow R^3 = 2r^3 \rightarrow R = r \cdot 2^{\frac{1}{3}} \quad 4.6$$

Se calcula el área superficial del nuevo poro

$$A = 4\pi R^2 = 4\pi(r^2 \cdot 2^{\frac{2}{3}}) = 4\pi r^2 \cdot 2^{\frac{2}{3}} \quad 4.7$$

Debido a esto, se entiende que existe un cambio neto en el total del área superficial después de la coalescencia de los poros

$$\Delta A = 8\pi r^2 - 4\pi r^2 \cdot 2^{\frac{2}{3}} \quad 4.8$$

$$\Delta A = 4\pi r^2 \cdot (2 - 2^{\frac{2}{3}}) \quad 4.9$$

El cambio de energía superficial se obtiene al multiplicar el cambio neto del total de área superficial por la tensión superficial γ_s

$$\Delta E = \gamma_s \cdot \Delta A = \gamma_s \cdot 4\pi r^2(2 - 2^{\frac{2}{3}}) \quad 4.10$$

El resultado obtenido representa la energía que se libera cuando se da la coalescencia de dos poros de radio r . Por lo que, es necesario superar esta barrera de energía, a través de los cambios térmicos generados durante la solidificación o por la acumulación de esfuerzos locales que ocurren durante las transformaciones de fase, para que la coalescencia de los poros sea termodinámicamente posible.

Cuando el problema se analiza desde la mecánica de materiales, se puede considerar un crecimiento por deformación. Al existir esfuerzos aplicados sobre la soldadura, los poros pueden crecer a partir de la coalescencia una vez que el material que rodea la cavidad alcanza su límite de plasticidad. Esto puede ser descrito por la teoría de crecimiento Rice-Tracey [61] en donde se considera el efecto hidrostático y la deformación plástica. Esta puede ser expresada como:

$$\frac{R}{R_0} = \exp\left(\int_0^\varepsilon C \cdot \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} d\varepsilon\right) \quad 4.11$$

En donde R es el radio del poro, R_0 es el radio inicial, σ_m es la tensión media (efecto hidrostático) y σ_{eq} es la tensión equivalente (Von Mises), C es una constante del material entre 0.1 - 10 y ε es la deformación plástica acumulada. Por lo que, cuando existen 2 poros vecinos sometidos a esfuerzo, se puede producir el efecto de coalescencia, siempre y cuando sus radios incrementan lo suficiente como para entrar en contacto.

Sin embargo, es necesario señalar que puede existir una gran complejidad en la medición de los esfuerzos acumulados en las soldaduras subacuáticas, ya que se puede tener una influencia considerable de la presión del agua. Cuando la presión es muy alta se relaciona con soldaduras realizadas a gran profundidad, y esta presión puede oponerse al incremento del radio de los poros requiriendo que la energía suministrada durante la aplicación de esfuerzos también deba ser superior al efecto de la presión del agua que rodea la soldadura.

Esto puede ser descrito como:

$$E_p = P_{ext} \cdot \Delta V \quad 4.12$$

Donde E_p representa la energía del poro, P_{ext} la presión externa ejercida por el agua y ΔV es el cambio del volumen asociado al crecimiento del poro.

En este punto es necesario señalar que atacar la descripción de formación de porosidad en soldaduras subacuática, bajo el enfoque de mecánica de materiales, puede llevar a contradicciones con lo reportado en la literatura. Mientras estos modelos justifican que la presión ejerce una barrera que puede dificultar el crecimiento y coalescencia de los poros, los resultados experimentales de soldaduras realizadas a gran profundidad señalan que la porosidad incrementa al aumentar la presión [62] [63].

Con aportes de $Q < 800 \text{ J/mm}$, es decir, inferiores al Q suministrado en la muestra 5 del DOE-I, es de esperar altas durezas, lo que, en combinación con la porosidad exhibida en la macroestructura de la Figura 4.6 indica la necesidad de un aumento de Q , lo que puede ser logrado con una combinación ideal de parámetros que permita el desafío de fomentar la estabilidad del arco eléctrico y, con transformaciones de fase que logren disminuir la dureza de la soldadura subacuática. Por lo tanto, es un excelente punto de partida, evaluar la microestructura y estimar el comportamiento mecánico del metal soldado en el rango alcanzado del Q ($400 - 1300 \text{ J/mm}$).

Continuando con el análisis de la microestructura del cordón 5, en la ZAC_{gg} (Figura 4.12) se observa la formación de bainita (B) y regiones de M. De igual manera, se aprecia una formación de microporosidad. Entender el origen y formación de este defecto es de gran importancia, ya que, la ZAC_{gg} es la región de mayor fragilidad de los cordones de soldadura.

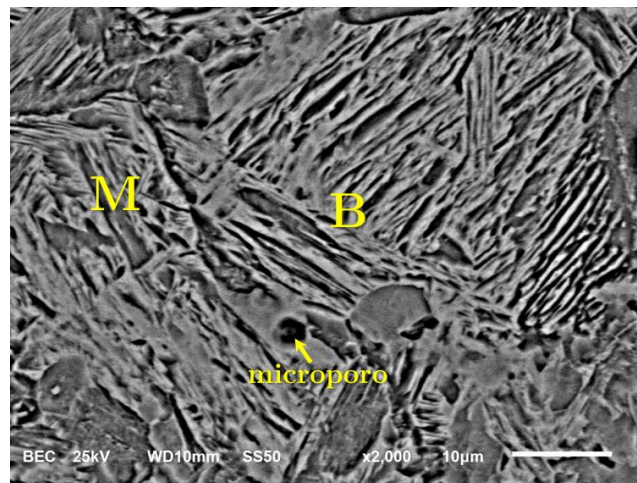


Figura 4.12. Microestructura de la ZAC_{gg} en el cordón 5 del DOE-I, M: martensita, B: bainita.

En la ZAC_{gf} predomina la formación de ferrita con algunos restos de transformación bainítica al encontrarse en la interfaz con la ZAC_{gg} . Esto es provocado por el remanente del Q por el arco eléctrico, y mientras se aleja de la ZF se aprecia que la ZAC_{ic} presenta una alteración en la microestructura ferrítico-perlítica del MB (Figura 4.13).

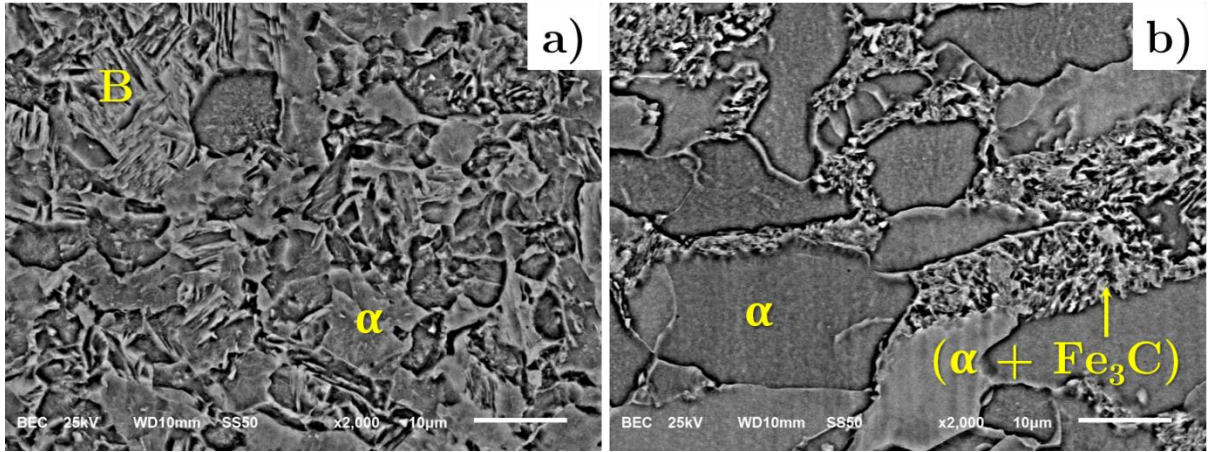


Figura 4.13. Microestructura presente en a) ZAC_{gf} y b) ZAC_{ic} del cordón 5 del DOE-I, α : ferrita y $\alpha + Fe_3C$: perlita.

4.7 ANÁLISIS ESTADÍSTICO (DOE-I)

En primer lugar, fueron analizadas las variables de respuesta del DOE-I (Tabla 4.3) y las mediciones efectuadas a las variables de respuesta son mostradas en la Tabla 4.5. La técnica utilizada fue el análisis de varianza (ANOVA). A través de esta se busca identificar los parámetros de soldadura que tienen una relevancia estadística significativa sobre las respuestas de las soldaduras. Cinco variables de respuesta fueron divididas en 2 grupos y analizadas: en el primer grupo se evaluaron las respuestas pertenecientes a la geometría del cordón de soldadura (penetración, ancho y refuerzo (mm)), mientras que, en el segundo grupo se evaluó la microdureza ($HV_{0.5}$) y porosidad interna (%).

Tabla 4.5. Mediciones de las variables de respuesta del DOE-I.

Variables de entrada		Nivel de factor			
		-1	+1		
WFS	ipm	250	450		
V	V	23	26		
VS	mm/s	3	10		
Parámetros de soldadura					
Muestra	Penetración (mm)	Refuerzo (mm)	Ancho (mm)	Porosidad interna (%)	Dureza (HV _{0.5})
1	1.86	2.301	7.86	4.499	449.7
2	2.131	3.754	9.95	2.474	439.35
3	1.704	2.578	10.155	0.345	436.775
4	3.091	2.161	4.172	3.212	422.075
5	1.661	3.182	7.03	0.253	415.825
6	2.845	1.655	8.334	1.899	411.575
7	3.902	3.483	9.007	1.241	411.325
8	2.452	2.286	8.643	2.612	411.13
9	2.683	2.378	8.464	3.507	422.5
10	2.44	2.264	5.846	4.264	415.75
11	2.579	2.54	8.28	2.307	408.175
12	2.138	0.821	7.388	4.080	402.05
13	3.872	4.039	11.334	4.030	399.85
14	2.597	3.597	11.589	0.687	397.55
15	2	2.077	6.712	1.812	395.5
16	1.615	2.087	8.014	6.636	394.7
17	2.739	2.565	11	0.585	392.225

4.7.1 Prueba de correlación y normalidad

En primer lugar, fue evaluada la correlación de Pearson existente entre las variables de respuesta al DOE-I, y los resultados son mostrados en la Tabla 4.6. Se puede definir que no existe una correlación al presentar un valor $p > 0.05$. Este resultado indica que las

variables de respuesta pueden ser analizadas por separado utilizando modelado univariado.

Tabla 4.6. Correlación de Pearson para las variables de respuesta del DOE-I.

Grupo 1	
Variables de respuesta	Correlación de Pearson
refuerzo y penetración	0.376
ancho y penetración	0.210
ancho y refuerzo	0.576
Grupo 2	
Variables de respuesta	
Porosidad interna y dureza	0.486

En la Figura 4.14 se muestran las gráficas de probabilidad de las variables de respuesta. Los resultados estadísticos son mostrados en la Tabla 4.7, todas presentaron una distribución normal de acuerdo con los valores de la prueba Anderson-Darling.

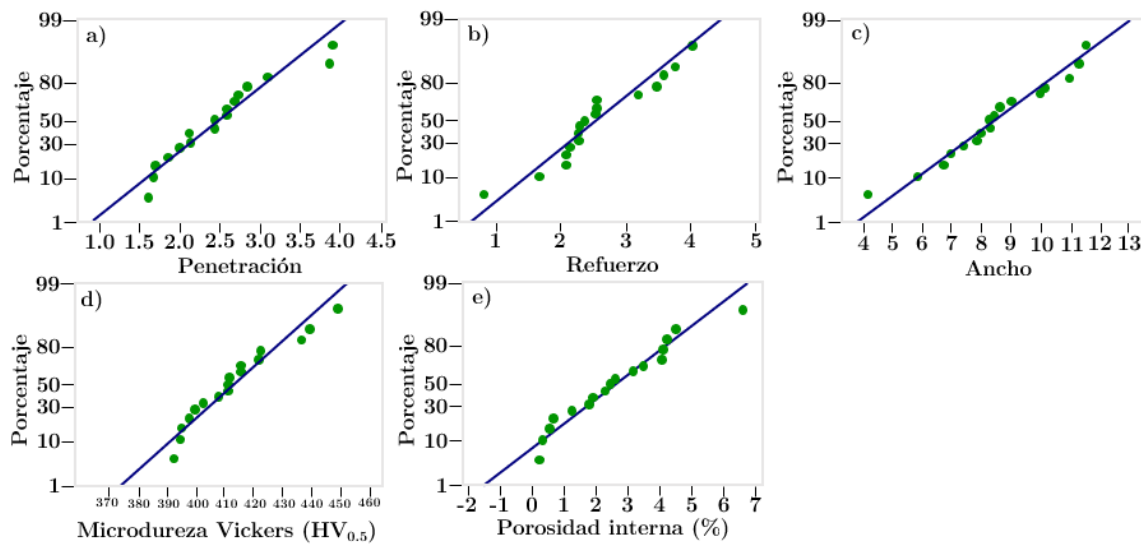


Figura 4.14. Gráficas de probabilidad normal para las variables de respuesta del DOE-I: a) penetración, b) refuerzo, c) ancho, d) dureza y e) porosidad interna.

Tabla 4.7. Resultados de las gráficas de probabilidad para las variables de respuesta del DOE-I.

Variable de respuesta	N	Media	Desviación estándar	Anderson-Darling	Valor p
Penetración	17	2.489	0.6835	0.434	0.266
Refuerzo		2.575	0.81757	0.540	0.141
Ancho		8.458	1.969	0.216	0.815
Microdureza Vickers (HV _{0.5})		413.3	16.62	0.438	0.260
Porosidad interna		2.617	1.761	0.268	0.683

4.7.2 Penetración de soldadura

De acuerdo con Omajene et al. [17], la penetración en la soldadura es la distancia máxima entre la superficie del MB y la profundidad máxima de la fusión. Se encuentra directamente relacionada con la corriente aplicada durante el proceso, por lo cual, puede ser controlada desde los parámetros de soldadura seleccionados. Un arco eléctrico estable incrementa la penetración al minimizar la deflexión generada en el campo magnético producido por la corriente del arco.

En primer lugar, se realizó el ANOVA para la penetración como variable de respuesta independiente considerando todos los parámetros de proceso (Tabla 4.8). Los resultados muestran que los efectos lineales y cuadráticos son estadísticamente significativos (valor $p < 0.05$). En los efectos lineales, WFS y V son variables significativas, mientras que, en los efectos cuadráticos WFS² demostró ser significativo y las interacciones de dos factores no tienen una influencia sobre el proceso. Los valores de R^2 y R^2 (ajustada) fueron de 87.52% y 71.48%, respectivamente.

Tabla 4.8. Análisis de varianza para la penetración de las soldaduras.

Fuente	GL	SC Ajust.	MC Ajust.	Valor F	Valor p
Modelo	9	6.54131	0.72681	5.46	0.018
Lineal	3	4.77070	1.59023	11.94	0.004
VS	1	0.00091	0.00091	0.01	0.936
WFS	1	2.22587	2.22587	16.71	0.005
V	1	1.13724	1.13724	8.54	0.022
Cuadrado	3	1.95610	0.65203	4.89	0.038
VS*VS	1	0.04172	0.04172	0.31	0.593
WFS*WFS	1	1.22320	1.22320	9.18	0.019
V*V	1	0.12643	0.12643	0.95	0.362
Interacción de 2 factores	3	0.33657	0.11219	0.84	0.513
VS*WFS	1	0.20278	0.20278	1.52	0.257
VS*V	1	0.00060	0.00060	0.00	0.948
WFS*V	1	0.08093	0.08093	0.61	0.461
Error	7	0.93257	0.13322		
Falta de ajuste	4	0.39398	0.09850	0.55	0.717
Error puro	3	0.53859	0.17953		
Total	16	7.47388			

Después de identificar los parámetros significativos, se procedió a efectuar el mejor ANOVA incluyendo solamente el WFS, V y WFS² (Tabla 4.9), todos los valores demostraron ser significativos con un valor $p < 0.05$, la R^2 fue de 81.3% y R^2 (ajustada) de 76.99%. La ecuación 4.13 representa la regresión existente en el modelo para la predicción del valor de la penetración.

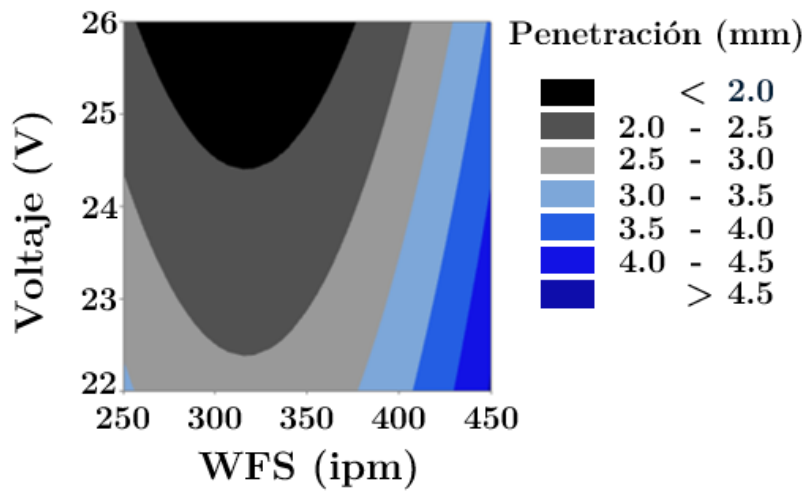
$$\text{Penetración} = 19.06 - 0.0697\text{WFS} - 0.2468\text{V} + 0.000110\text{WFS}^2 \quad (4.13)$$

Como variable de proceso, el WFS es el parámetro de mayor impacto en la penetración de la soldadura, y este se encuentra relacionado directamente con el amperaje.

Tabla 4.9. Resultados del mejor ANOVA para la penetración.

Fuente	GL	SC Ajust.	MC Ajust.	Valor F	Valor p
Modelo	3	6.0765	2.02550	18.84	0.000
Lineal	2	4.5333	2.26666	21.09	0.000
WFS	1	2.5913	2.59130	24.11	0.000
V	1	1.0473	1.04731	9.74	0.008
Cuadrado	1	2.4408	2.44079	22.71	0.000
WFS*WFS	1	2.4408	2.44079	22.71	0.000
Error	13	1.3974	0.10749		
Falta de ajuste	10	0.8588	0.08588	0.48	0.835
Error puro	3	0.5386	0.17953		
Total	16	7.4739			

La gráfica de contorno (Figura 4.15) refleja que la mayor penetración, para las condiciones estudiadas, se logra con un V entre 22-24V con un WFS cercano a 450 ipm.

**Figura 4.15.** Gráfica de contorno WFS vs V sobre la penetración.

4.7.3 Refuerzo de soldadura

El refuerzo del cordón de soldadura se ve afectado directamente por el WFS, además, este aumentará con el uso de DCEN en comparación con DCEP [17].

El primer ANOVA para el refuerzo como variable de respuesta independiente consideró todos los parámetros de proceso (Tabla 4.10). Los resultados muestran que los efectos lineales son estadísticamente significativos (valor $p < 0.05$). En los efectos lineales, WFS y VS son variables significativas, mientras que, en los efectos cuadráticos e interacciones de dos factores no tienen una influencia sobre el proceso. Los valores de R^2 y R^2 (ajustada) fueron de 81.04 % y 56.65 %, respectivamente.

Tabla 4.10. Análisis de varianza para el refuerzo.

Fuente	GL	SC Ajust.	MC Ajust.	Valor F	Valor p
Modelo	9	8.6276	0.95862	3.32	0.064
Lineal	3	6.9833	2.32776	8.07	0.011
VS	1	3.7176	3.71764	12.89	0.009
WFS	1	1.8411	1.84105	6.38	0.039
V	1	0.0296	0.02957	0.10	0.758
Cuadrado	3	0.4406	0.14687	0.51	0.688
VS*VS	1	0.3878	0.38779	1.34	0.284
WFS*WFS	1	0.0642	0.06417	0.22	0.652
V*V	1	0.0002	0.00022	0.00	0.979
Interacción de 2 factores	3	0.6904	0.23014	0.80	0.533
VS*WFS	1	0.5685	0.56849	1.97	0.203
VS*V	1	0.3483	0.34834	1.21	0.308
WFS*V	1	0.0857	0.08573	0.30	0.603
Error	7	2.0190	0.28843		
Falta de ajuste	4	1.1684	0.29210	1.03	0.511
Error puro	3	0.8506	0.28354		
Total	16	10.6467			

En el mejor ANOVA se incluye solamente el WFS y VS (Tabla 4.11), todos los valores demostraron ser significativos con un valor $p < 0.05$, la R^2 fue de 67.18 % y $R^2_{(ajustada)}$ de 62.49 %. La ecuación 4.14 representa la regresión existente en el modelo para la predicción del valor del refuerzo. Como variable de proceso, la VS es el parámetro de mayor impacto en el refuerzo de la soldadura. Al suministrar más cantidad de alambre con una VS más lenta, el refuerzo aumentará.

$$\text{Refuerzo} = 1.750 - 0.2395\text{VS} + 0.00699\text{WFS} \quad (4.14)$$

Tabla 4.11. Resultados del mejor ANOVA para el refuerzo.

Término	Coef	EE del coef.	Valor T	Valor p	FIV
Constante	2.640	0.123	21.48	0.000	
VS	-0.838	0.230	-3.64	0.003	1.04
WFS	0.699	0.220	3.17	0.007	1.04

La gráfica de contorno (Figura 4.16) refleja que el mayor refuerzo, para las condiciones estudiadas, se logra con una VS entre 9-10 mm/s con un WFS entre 250 y 300 ipm.

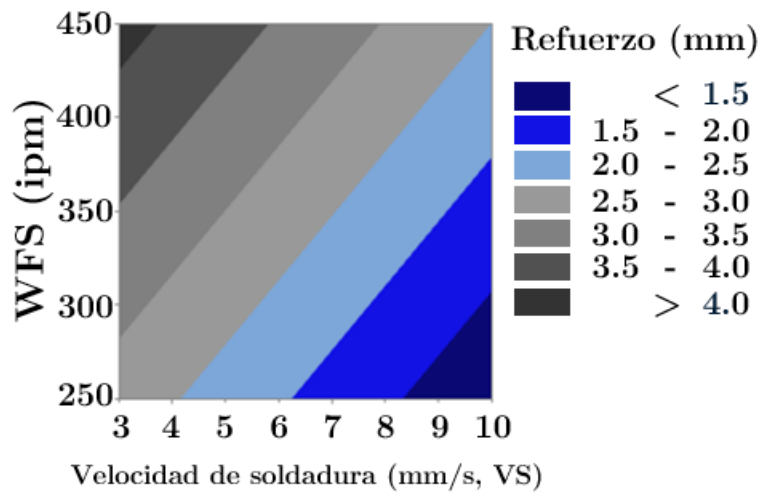


Figura 4.16. Gráfica de contorno VS vs WFS sobre el refuerzo.

4.7.4 Ancho de soldadura

El ancho del cordón es la medida máxima del metal depositado en la soldadura en sentido perpendicular a la dirección de avance. Tiene una relación directa con el WFS y es inversamente proporcional a la VS [17]. El primer ANOVA para el ancho como variable de respuesta independiente consideró todos los parámetros de proceso (Tabla 4.12). Los resultados muestran que los efectos lineales y las interacciones de dos factores son estadísticamente significativos (valor $p < 0.05$). En los efectos lineales, VS es la variable significativa, mientras que, en las interacciones de dos factores, WFS*VS. tienen una influencia sobre el proceso. Los valores de R^2 y R^2 (ajustada) fueron de 85.81 % y 67.56 %, respectivamente.

Tabla 4.12. Análisis de varianza para el ancho de soldadura.

Fuente	GL	SC Ajust.	MC Ajust.	Valor F	Valor p
Modelo	9	53.2040	5.9116	4.70	0.027
Lineal	3	24.8627	8.2876	6.59	0.019
VS	1	19.4231	19.4231	15.45	0.006
WFS	1	1.9720	1.9720	1.57	0.251
V	1	1.3446	1.3446	1.07	0.335
Cuadrado	3	4.9128	1.6376	1.30	0.347
VS*VS	1	4.3726	4.3726	3.48	0.104
WFS*WFS	1	1.5405	1.5405	1.23	0.305
V*V	1	0.2719	0.2719	0.22	0.656
Interacción de 2 factores	3	25.1128	8.3709	6.66	0.019
VS*WFS	1	18.8163	18.8163	14.97	0.006
VS*V	1	0.0407	0.0407	0.03	0.862
WFS*V	1	0.6543	0.6543	0.52	0.494
Error	7	8.8006	1.2572		
Falta de ajuste	4	3.2619	0.8155	0.44	0.777
Error puro	3	5.5387	1.8462		
Total	16	62.0046			

Después de identificar los parámetros significativos, se procedió a efectuar el mejor ANOVA incluyendo solamente VS, WFS, V y VS*WFS (Tabla 4.13). El WFS demostró no ser estadísticamente significativo, sin embargo, metalúrgicamente esto ha sido incluido para la evaluación de la interacción de dos factores, ya que, esta si tiene un efecto sobre la variable de respuesta. La R^2 fue de 73.44% y $R^2_{(ajustada)}$ de 67.31 %, respectivamente. La ecuación 4.15 representa la regresión existente en el modelo para la predicción, donde las variables de proceso, WFS y VS, son los parámetros de mayor impacto en el ancho de la soldadura. La gráfica de contorno de la Figura 4.17 refleja que, al soldar con baja VS y alto WFS, el ancho del cordón tenderá a incrementar.

$$\text{Ancho} = -21.40 + 4.19\text{VS} + 0.0971\text{WFS} - 0.01388\text{VS*WFS} \quad (4.15)$$

Tabla 4.13. Resultados del mejor ANOVA para el ancho de soldadura.

Fuente	GL	SC Ajust.	MC Ajust.	Valor F	Valor p
Modelo	3	45.536	15.179	11.98	0.000
Lineal	2	30.311	15.156	11.96	0.001
VS	1	24.468	24.468	19.32	0.001
WFS	1	2.449	2.449	1.93	0.188
Interacción de 2 factores	1	26.512	26.512	20.93	0.001
VS*WFS	1	26.512	26.512	20.93	0.001
Error	13	16.468	1.267		
Falta de ajuste	10	10.929	1.093	0.59	0.768
Error puro	3	5.539	1.846		
Total	16	62.005			

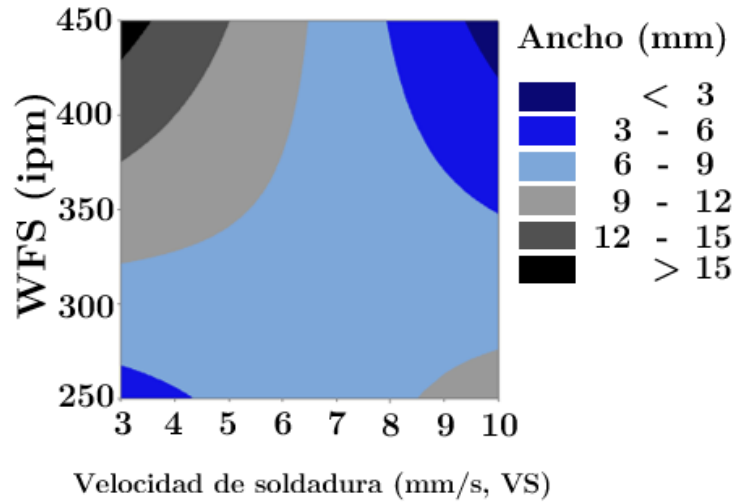


Figura 4.17. Gráfica de contorno VS vs WFS sobre el ancho.

4.7.5 Dureza de soldadura

La dureza en la soldadura subacuática húmeda está directamente relacionada con la velocidad de enfriamiento, y es conocido que microestructuras de alta dureza son perjudiciales para el comportamiento mecánico de la soldadura. Por lo tanto, al realizar soldaduras, en condiciones de contacto directo con el agua es necesario retrasar el enfriamiento mediante el suministro de calor.

El primer ANOVA para la dureza como variable de respuesta independiente consideró todos los parámetros de proceso (Tabla 4.14). Los resultados muestran que indiscutiblemente la VS es el parámetro estadísticamente significativo (valor $p < 0.05$). De acuerdo con el conocimiento teórico del desarrollo de la dureza, el WFS tiene un impacto importante al estar relacionado con la corriente eléctrica suministrada, y a su vez, con el Q suministrado. Los valores de R^2 y R^2 (ajustada) fueron de 90.12 y 77.41%, respectivamente.

$$\text{Dureza} = 441.8 - 4.91\text{VS} - 0.230\text{WFS} + 0.00374\text{VS}*\text{WFS} \quad (4.16)$$

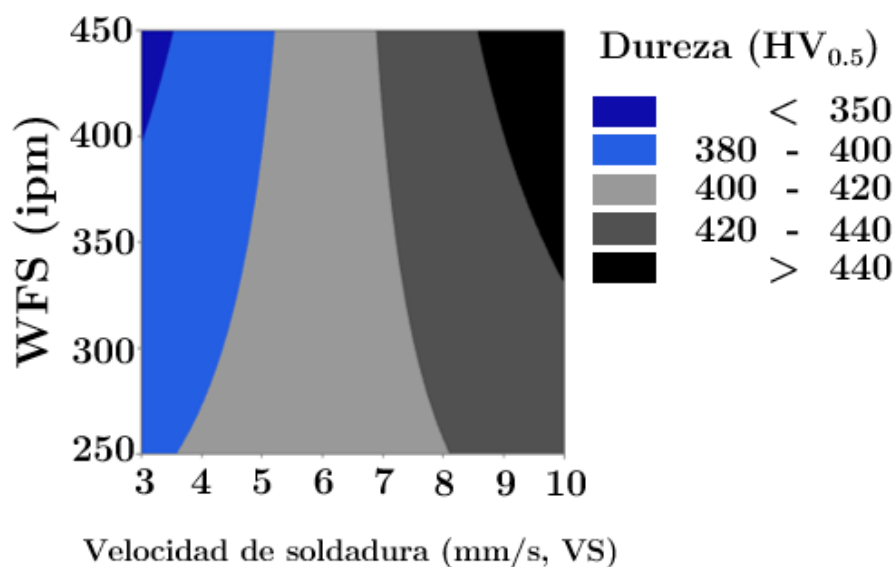
Tabla 4.14. Análisis de varianza para la dureza.

Fuente	GL	SC Ajust.	MC Ajust.	Valor F	Valor p
Modelo	9	3981.39	442.38	7.09	0.009
Lineal	3	3177.14	1059.05	16.98	0.001
VS	1	3110.35	3110.35	49.86	0.000
WFS	1	4.13	4.13	0.07	0.804
V	1	4.11	4.11	0.07	0.805
Cuadrado	3	236.54	78.85	1.26	0.358
VS*VS	1	24.60	24.60	0.39	0.550
WFS*WFS	1	84.28	84.28	1.35	0.283
V*V	1	96.97	96.97	1.55	0.253
Interacción de 2 factores	3	146.48	48.83	0.78	0.540
VS*WFS	1	121.88	121.88	1.95	0.205
VS*V	1	11.35	11.35	0.18	0.682
WFS*V	1	14.37	14.37	0.23	0.646
Error	7	436.65	62.38		
Falta de ajuste	4	220.74	55.19	0.77	0.611
Error puro	3	215.91	71.97		
Total	16	4418.04			

Después de identificar los parámetros significativos, se procedió a efectuar el mejor ANOVA incluyendo solamente VS, WFS, V y VS*WFS (Tabla 4.15). El VS demostró ser estadísticamente significativo, sin embargo, VS y VS*WFS es incluido para la evaluación, ya que, estos parámetros tienen un efecto teórico sobre la variable de respuesta. La R^2 fue de 83.91 % y $R^2_{(ajustada)}$ de 80.20 %. Como variable de proceso, el WFS y VS son los parámetros que tienen un impacto en la dureza de la soldadura: al soldar con una menor VS, el calor quedará localizado por más tiempo en cada punto del cordón, esto elevará la temperatura, disminuyendo así, la velocidad de enfriamiento. La gráfica de contorno (Figura 4.18) refleja que, al soldar con una baja VS de 3 mm/s y un WFS cercano a 450 ipm la dureza tiende a disminuir.

Tabla 4.15. Resultados del mejor ANOVA para la dureza $HV_{0.5}$.

Fuente	GL	SC Ajust.	MC Ajust.	Valor F	Valor p
Modelo	3	3707.33	1235.78	22.60	0.000
Lineal	2	3707.22	1853.61	33.91	0.000
VS	1	3653.93	3653.93	66.84	0.000
WFS	1	7.88	7.88	0.14	0.710
Interacción de 2 factores	1	192.16	192.16	3.51	0.083
VS*WFS	1	192.16	192.16	3.51	0.083
Error	13	710.71	54.67		
Falta de ajuste	10	494.81	49.48	0.69	0.715
Error puro	3	215.91	71.97		
Total	16	4418.04			

Figura 4.18. Gráfica de contorno VS vs WFS sobre la dureza $HV_{0.5}$.

4.7.6 Porosidad interna de soldadura

Desde el punto de vista metalúrgico, el fenómeno de formación de porosidad en la soldadura es de gran complejidad. Al elevar la temperatura mediante la corriente del arco eléctrico, el agua que rodea el charco de soldadura inevitablemente será evaporada generando burbujas. El gas queda atrapado en el metal fundido debido a la elevada velocidad de solidificación presente. Al no ser capaz de escapar, el espacio ocupado por el gas de las burbujas se convierte en porosidades, que, al avanzar la solidificación se da un fenómeno de coalescencia generando las cavidades observadas anteriormente en las micrografías. Es necesario suministrar más calor para disminuir la velocidad de solidificación y, de esa manera, permitir la liberación del gas en el metal fundido. Debido a que el calor es generado directamente por los parámetros de proceso, a través de su control es posible obtener las condiciones que permitan minimizar este defecto.

En la Tabla 4.16 se muestran los resultados para el análisis de varianza de los parámetros de soldadura sobre la porosidad interna. El valor p (>0.05) indica que los efectos lineales, cuadráticos y las interacciones de 2 factores no son estadísticamente significativos al analizar el % de porosidad como variable de respuesta. Es necesario señalar, que, al ser un fenómeno alejado de la idealidad, y de acuerdo con el fundamento teórico conocido hasta la fecha, no es posible generar la misma formación y distribución de burbujas bajo el mismo Q . Sin embargo, al conocer el impacto de la velocidad de solidificación, es recomendable brindar las mejores condiciones posibles para que el gas no sea atrapado en el charco de soldadura.

Tabla 4.16. Análisis de varianza para el % de porosidad interna.

Fuente	GL	SC Ajust.	MC Ajust.	Valor F	Valor p
Modelo	9	36.5614	4.06238	2.18	0.158
Lineal	3	7.4283	2.47611	1.33	0.340
VS	1	4.9081	4.90808	2.63	0.149
WFS	1	0.0550	0.05503	0.03	0.868
V	1	2.1148	2.11483	1.13	0.322
Cuadrado	3	5.2960	1.76534	0.95	0.468
VS*VS	1	1.5105	1.51050	0.81	0.398
WFS*WFS	1	1.2437	1.24371	0.67	0.441
V*V	1	1.1843	1.18428	0.64	0.452
Interacción de 2 factores	3	15.6509	5.21697	2.80	0.118
VS*WFS	1	2.6720	2.67203	1.43	0.270
VS*V	1	3.6577	3.65768	1.96	0.204
WFS*V	1	3.7269	3.72690	2.00	0.200
Error	7	13.0491	1.86415		
Falta de ajuste	4	2.1232	0.53081	0.15	0.953
Error puro	3	10.9258	3.64194		
Total	16	49.6105			

4.8 SOLDADURA SUBACUÁTICA FCAW-S (DOE-II)

Después de analizar el comportamiento de la soldadura subacuática húmeda FCAW-S, con las condiciones establecidas para el DOE-I (Tabla 3.3) se procedió a plantear el DOE-II (Tabla 3.4). La Figura 4.19 muestra los 11 cordones de soldadura subacuática mediante el proceso FCAW-S, junto con las gráficas correspondientes de la variación del parámetro A en función del tiempo, para cada uno de ellos. Fue posible apreciar que la formación de porosidad superficial disminuye considerablemente respecto a las condiciones del DOE-I. Las muestras 1, 2, 8, 11 muestran una presencia de porosidad superficial, sin embargo, se encuentran de manera localizada y no distribuidas en todo el cordón. Estos cordones, tuvieron un Q de entre 1380 y 1711 J/mm, situándose en el rango inferior del aporte de calor generado durante el DOE-II (Tabla 4.17). Además, su VS se encontró entre las más

altas (2.7-3.2 mm/s), esto permite fortalecer la hipótesis, que para disminuir la porosidad superficial se debe incrementar Q, de esta manera, el gas generado alrededor del charco de soldadura tendrá tiempo de escapar al disminuir la velocidad de solidificación.

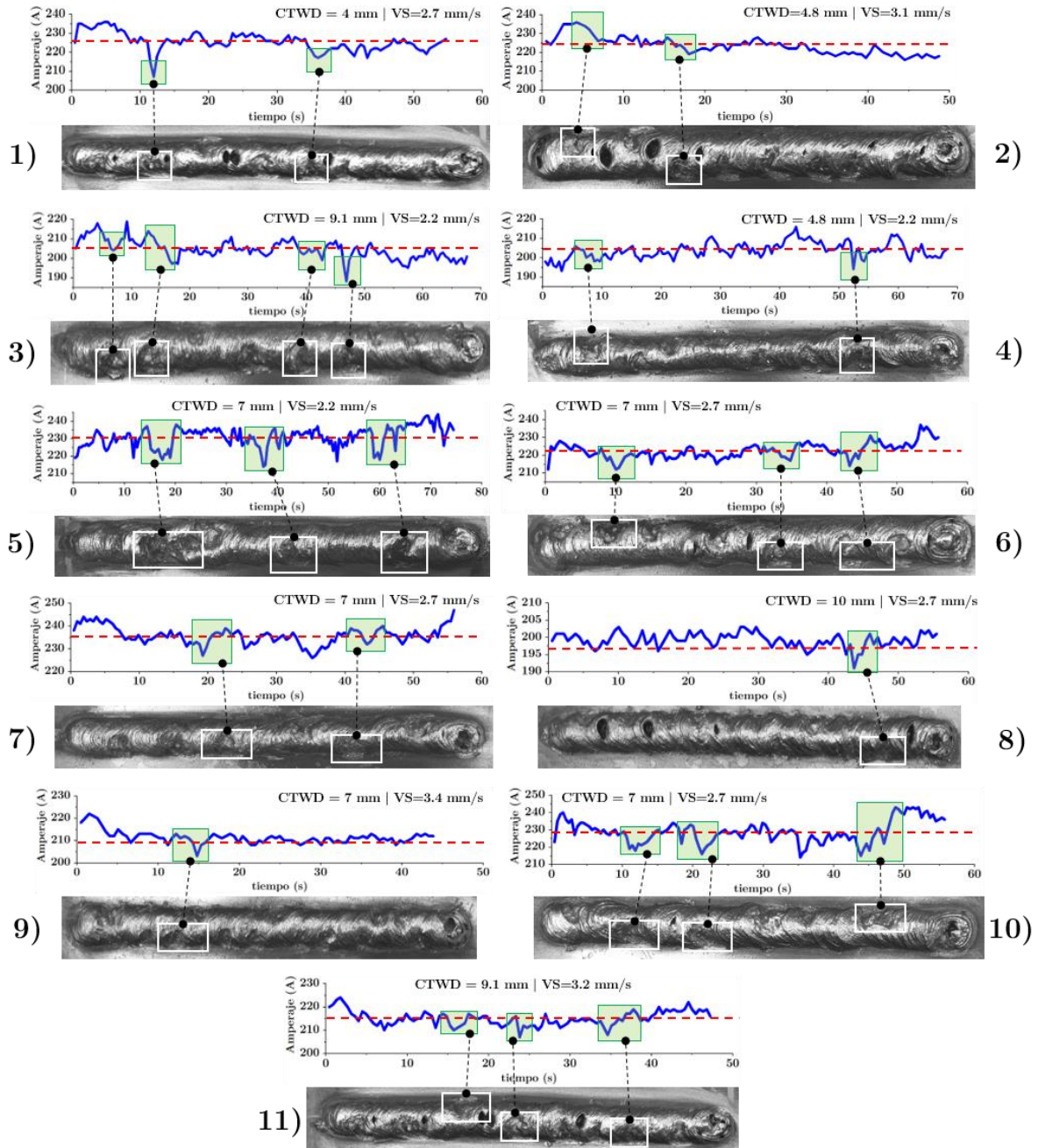


Figura 4.19. Variación del A en las soldaduras subacuáticas del DOE-II.

Tabla 4.17. Parámetros de soldadura registrados para las condiciones del DOE-II.

Muestra	CTWD (mm)	VS (mm/s)	WFS (ipm)	V	A	Q (J/mm)
1	4	2.7	350	23.8	225.8	1711.73
2	4.8	3.1		23.8	224	1478.98
3	9.1	2.2		23.9	204.7	1912.46
4	4.8	2.2		23.9	204.06	1906.48
5	7	2		23.9	230.8	2371.93
6	7	2.7		23.9	222.5	1693.80
7	7	2.7		23.7	235.7	1779.27
8	10	2.7		24.1	196.7	1509.93
9	7	3.4		23.9	208.9	1262.86
10	7	2.7		23.8	228.9	1735.23
11	9.1	3.2		23.9	215.07	1381.42

La soldadura subacuática húmeda se caracteriza por tener una apariencia asimétrica, mayor cantidad de porosidad y discontinuidades en comparación con las uniones realizadas al aire [4], como se pudo apreciar en la Figura 4.3. Estos defectos son atribuidos principalmente a la influencia de los parámetros de soldadura utilizados, en combinación con los complejos fenómenos físicos que ocurren debido a la atmósfera acuosa en la que se realiza el proceso, estos son explicados a continuación.

De manera general se conoce que el agua que rodea la pieza a soldar genera una compresión del arco eléctrico [4]. Cuando se activa la máquina de soldar una corriente eléctrica circula a través del alambre utilizado como metal de aporte, ésta es transportada a través de un sólido conductor hasta entrar en contacto con el agua, lo cual provoca un incremento de la temperatura y el inevitable cambio de estado líquido a gaseoso y por consecuencia la formación de burbujas de vapor de agua. Ya que, el agua líquida es mejor conductor de electricidad que en estado gaseoso, por lo tanto, un pequeño incremento en la resistencia eléctrica causa alteraciones en el arco de manera directa.

En primer lugar, este fenómeno puede causar una inestabilidad en el flujo eléctrico, en donde el crecimiento, geometría y distribución de las burbujas no presentan un comportamiento uniforme. Este comportamiento de gran aleatoriedad es atribuido a la

influencia del V , ya que al disminuirlo predominarán las burbujas de diámetro pequeño, sin embargo, al trabajar en condiciones de V constante esta variación se ve reducida, brindando así una mejor estabilidad del arco [7]. Bajo esta misma línea de análisis, elevadas variaciones de V generan una alteración en el tipo de transferencia metálica, pasando de un tipo globular de ángulo corto (deseado) a uno de tipo corto circuito (no deseado) [2]. Así que, un V constante es la mejor elección, desde un punto de vista ingenieril, para evitar una transferencia metálica adversa y reducir la variación en el crecimiento y distribución de las burbujas que rodean el arco eléctrico.

Es necesario señalar que pequeñas alteraciones pueden generar micro-interrupciones en el flujo de la corriente, traduciéndose físicamente en alteraciones del charco de soldadura, y por consecuencia, en el acabado final de las soldaduras. De manera simplificada, esto puede ser observado a través de la variación de A registrada durante el proceso (Figura 4.19).

Las muestras 1 y 8 fueron soldadas con la misma VS , pero con el mínimo y máximo CTWD del DOE-II mostrado previamente en la Tabla 4.4 [64]. Al incrementar el CTWD, el valor promedio del A tiende a disminuir. Este efecto tiene una explicación inicial de acuerdo con lo reportado por Assunção y Bracarense [64], donde señalan que, en una soldadura subacuática realizada a 30 cm de profundidad, un pequeño coeficiente de transferencia de calor, actúa entre la punta de contacto y el alambre, esto permite que la temperatura necesaria para fundir el alambre sea menor, debido también al precalentamiento existente en la zona causado por el efecto Joule mientras circula la corriente eléctrica. Cuando el CTWD incrementa, también lo hace la longitud del arco eléctrico, dando lugar a una mayor interacción de las burbujas alrededor del arco eléctrico. Por otra parte, cuando el CTWD disminuye, estas burbujas pueden causar mayores alteraciones al arco, lo cual puede influenciar en la geometría final del cordón y por consecuencia en su apariencia superficial, como se muestra esquemáticamente en la Figura 4.20.

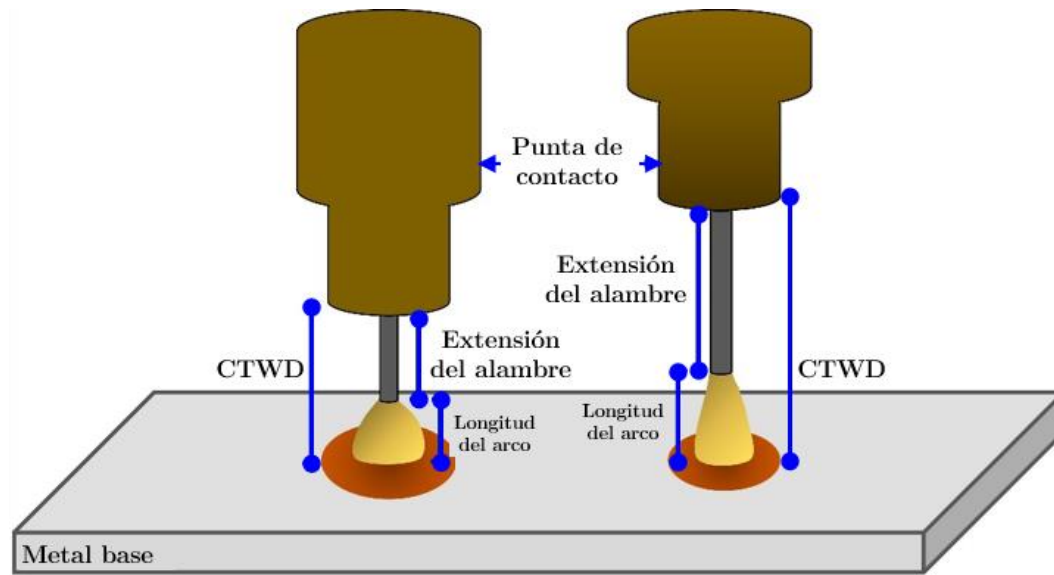


Figura 4.20. Representación esquemática de la variación del arco eléctrico al modificar el CTWD.

Continuando con el análisis de la Figura 4.19, picos inferiores de las mediciones de A (identificados con color verde en las imágenes) pueden ser los indicadores de la presencia de micro-interrupciones en el flujo de la corriente eléctrica, aunque inmediatamente después de que esto ocurre el arco eléctrico es estabilizado de nuevo.

Un comportamiento similar fue observado en las muestras 3 y 4 soldadas a la misma velocidad de 2.2 mm/s, pero con diferencias en el CTWD. A un valor de CTWD de 9.1 mm (muestra 3) solo se observa un pico de micro corto-circuito al final del proceso, pero en la región central de la soldadura se registraron pequeñas variaciones en el rango de 10 A, mientras que al soldar con 4.8 mm CTWD (muestra 4), el proceso reveló una mayor variación de corriente al final del cordón en el rango de 30 A.

Las muestras 6, 7 y 10 fueron los puntos centrales del DOE-II, permitiendo evaluar la reproducibilidad del proceso, y presentaron una respuesta similar entre sí con diferentes variaciones en el A a lo largo del cordón, indicando que, bajo las mismas condiciones de soldadura, el proceso es sensible a las pequeñas alteraciones del arco eléctrico.

La condición de soldadura más estable fue la muestra 2, ya que se aprecian solo dos picos de micro-interrupciones en el flujo eléctrico, es decir, el proceso alcanzó una estabilidad

del arco eléctrico. Al igual que la muestra 9, donde se observó una gran estabilidad hacia el final de la soldadura, pero con alteraciones de A al inicio del cordón.

La muestra 11 soldada con un CTWD de 9.1 mm y una VS de 3.1 mm/s presenta alteraciones de A relativamente homogéneas. Al comparar las muestras 9 y 6 soldadas con el mismo CTWD se evidencia la notable influencia de la VS en la estabilidad del arco, cuando disminuye a 2.7 mm/s, grandes alteraciones en el arco eléctrico son observadas, y esto puede ser debido a que las burbujas tienen un mayor período de interacción con el arco eléctrico (ya que la soldadura avanza más despacio), y su efecto será en la totalidad del charco.

Por lo tanto, mediante este análisis se puede destacar que las fluctuaciones de A tienen una influencia directa en el Q generado, y como efecto dominó, también en la velocidad de solidificación, y, por lo tanto, en la evolución microestructural, definiendo así, sus propiedades mecánicas finales.

4.9 CARACTERÍSTICAS GEOMÉTRICAS DE LAS SOLDADURAS (DOE-II)

En la Figura 4.21 se muestran las macrografías de las soldaduras obtenidas mediante el proceso FCAW-S subacuático con los parámetros indicados en la Tabla 4.4. Y la Tabla 4.18 muestra el efecto de los parámetros del DOE-II sobre las mediciones del refuerzo, ancho y penetración de la soldadura. Los resultados demuestran que la variación de parámetros de proceso tiene una influencia directa sobre la geometría de las uniones, similar a las condiciones de proceso para el DOE-I. La evaluación de la geometría de soldadura mediante la Figura 4.22, demuestra que la penetración tiende a incrementar con un aumento de A, el ancho tiende a reducirse conforme aumenta V, y el refuerzo incrementa al disminuir VS.

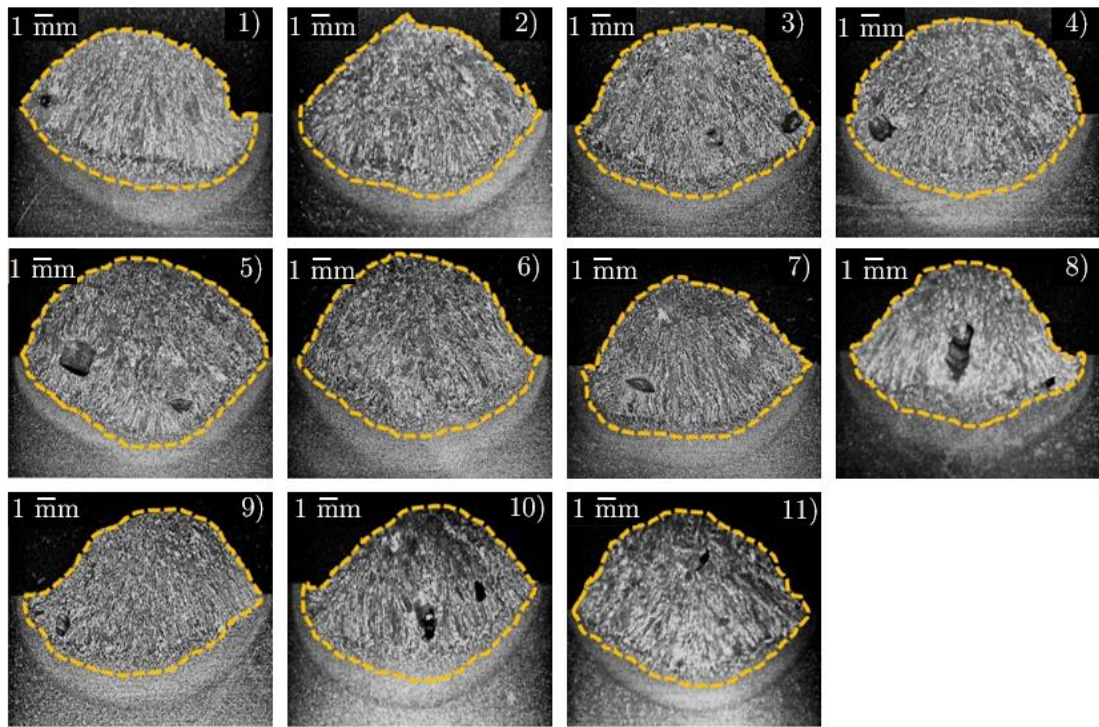


Figura 4.21. Macroestructuras de los cordones de soldadura del DOE-II.

Tabla 4.18. Mediciones de la geometría de los cordones de soldadura para el DOE-II.

Muestra	Geometría		
	Ancho (mm)	Refuerzo (mm)	Penetración (mm)
1	13.374	3.613	3.642
2	13.455	4.036	3.581
3	12.123	4.479	3.349
4	12.141	4.516	3.730
5	13.946	5.083	4.672
6	13.018	4.579	3.988
7	13.602	4.619	4.211
8	11.006	3.505	3.045
9	11.176	2.856	3.230
10	12.129	3.250	3.595
11	13.270	4.964	4.110

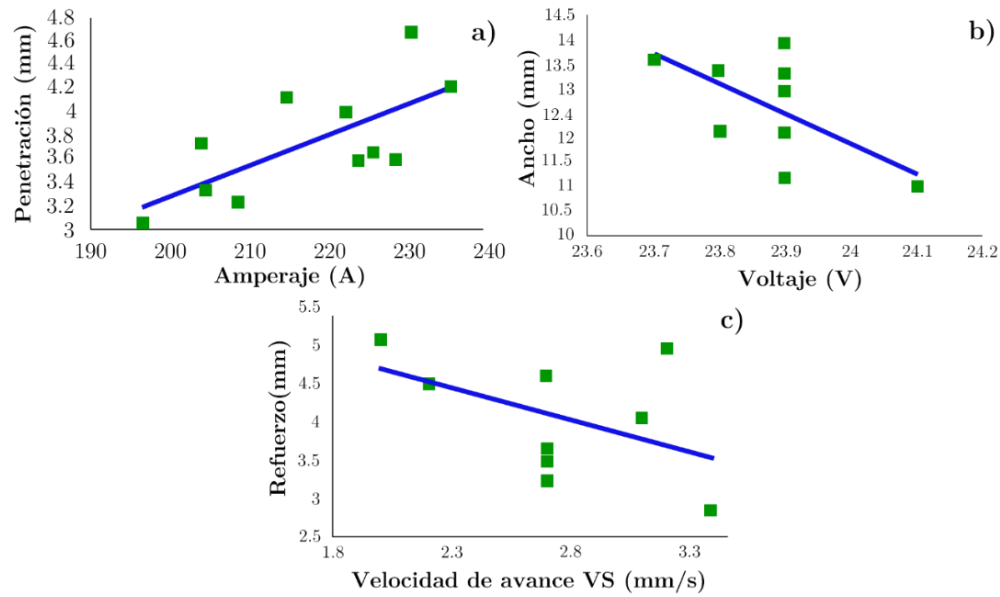


Figura 4.22. Influencia de los parámetros de soldadura sobre la geometría del cordón;
a) A vs penetración, b) V vs Ancho, c) VS vs refuerzo.

4.10 ANÁLISIS ESTADÍSTICO DEL DOE-II

Se definieron dos variables de respuesta para las condiciones planteadas en el DOE-II: % porosidad interna y la medición de microdureza Vickers en la ZF (Tabla 4.19). El criterio de selección fue establecido para lograr cumplir con lo establecido con el código D3.6 de la AWS [30]. Al incrementar Q se reduce el % formación de porosidad y, de igual manera, al incrementar este valor (Q) se reducirá la velocidad de solidificación y dará pie a transformación de fases, como α_{ac} y bainita (B), su presencia reduce la dureza de la soldadura sin comprometer las propiedades mecánicas en aplicación.

Tabla 4.19. Registro de Q y mediciones de las variables de respuesta para el DOE-II.

Variables de entrada		Nivel de factor			
		-1		+1	
CTWD	mm	4		10	
VS	mm/s	2		3.4	
Muestra	CTWD	VS	Q (J/mm)	Porosidad interna (%)	Microdureza Vickers (HV _{0.5})
1	4	2.7	1711.73	0.789	330.07
2	4.8	3.1	1478.98	0.063	336
3	9.1	2.2	1912.46	1.318	336.5
4	4.8	2.2	1906.48	2.120	351
5	7	2	2371.93	4.898	278.8
6	7	2.7	1693.80	0	330.2
7	7	2.7	1779.27	2.389	303.9
8	10	2.7	1509.93	4.534	386.2
9	7	3.4	1262.86	1.207	344.8
10	7	2.7	1735.23	0.864	322.6
11	9.1	3.1	1381.41	3.983	326.8

4.10.1 Porosidad interna de soldadura

El primer ANOVA, es dado para el porcentaje de porosidad interna como variable de respuesta independiente, considerando todos los parámetros de proceso (Tabla 4.20). Los resultados muestran que el efecto lineal del CTWD es el único parámetro estadísticamente significativo (valor $p < 0.05$). Los valores de R^2 y R^2 (ajustada) fueron de 77.13 y 54.27 %, respectivamente. Si bien, VS resultó no ser estadísticamente significativo, desde un punto de vista metalúrgico, al disminuir este valor, el Q incrementará, lo que permitiría disminuir la velocidad de solidificación del charco de soldadura. Al reducir el CTWD y soldar con una VS de entre 2.7 y 3.2 mm/s, es posible disminuir el porcentaje de porosidad

interna de acuerdo con la gráfica de contorno presentada en la Figura 4.23. Sin embargo, es importante señalar que una reducción drástica de VS se puede traducir en mayor cantidad de metal depositado en el refuerzo, lo cual retrasaría el escape de gases desde el charco de soldadura, incrementando así la porosidad interna.

Tabla 4.20. Análisis de varianza para el % de porosidad interna.

Fuente	GL	SC Ajust.	MC Ajust.	Valor F	Valor p
Modelo	5	23.871	4.774	3.37	0.104
Lineal	2	16.395	8.198	5.79	0.050
CTWD	1	13.880	13.880	9.81	0.026
VS	1	2.516	2.516	1.78	0.240
Cuadrado	2	3.697	1.848	1.31	0.350
CTWD*CTWD	1	2.423	2.423	1.71	0.248
VS*VS	1	2.361	2.361	1.67	0.253
Interacción de 2 factores	1	3.778	3.778	2.67	0.163
CTWD*VS	1	3.778	3.778	2.67	0.163
Error	5	7.077	1.415		
Falta de ajuste	3	3.866	1.289	0.80	0.596
Error puro	2	3.211	1.605		
Total	10	30.947			

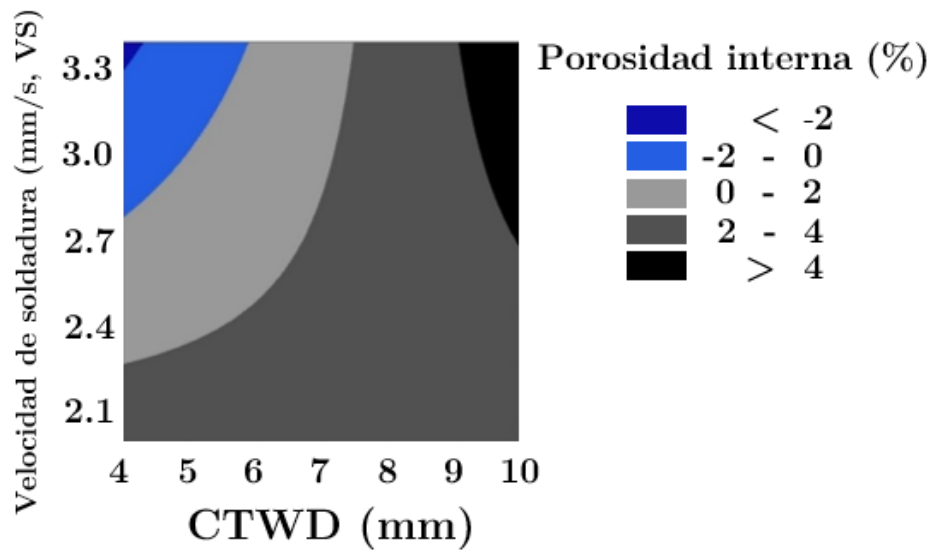


Figura 4.23. Gráfica de contorno VS vs CTWD sobre el porcentaje de porosidad interna.

4.10.2 Microdureza Vickers de soldadura

De acuerdo con el ANOVA de la Tabla 4.21 ninguna de las variables de entrada es estadísticamente significativa sobre la dureza. Sin embargo, la dureza no es una respuesta que teóricamente depende directamente de estos factores. Al incrementar la VS el valor de Q disminuye, demostrando que el CTWD no tiene influencia directa en la microdureza, por lo que, se puede establecer que el proceso está fuertemente influenciado por VS. Es decir, el proceso requiere de una baja VS para disminuir la velocidad de solidificación, dando pie a transformaciones de fase de menor dureza.

Tabla 4.21. Análisis de varianza para la microdureza.

Fuente	GL	SC Ajust.	MC Ajust.	Valor F	Valor p
Modelo	5	9389.8	1877.96	0.94	0.525
Lineal	2	976.4	488.21	0.25	0.791
CTWD	1	387.5	387.53	0.19	0.678
VS	1	588.9	588.90	0.30	0.610
Cuadrado	2	8406.3	4203.17	2.11	0.216
CTWD*CTWD	1	1304.2	1304.23	0.66	0.455
VS*VS	1	8311.7	8311.66	4.17	0.096
Interacción de 2 factores	1	7.0	7.02	0.00	0.955
CTWD*VS	1	7.0	7.02	0.00	0.955
Error	5	9955.0	1991.00		
Falta de ajuste	3	3083.4	1027.80	0.30	0.828
Error puro	2	6871.6	3435.80		
Total	10	19344.8			

4.11 FORMACIÓN DE POROSIDAD INTERNA

Uno de los fenómenos más complejos que existe en el proceso de soldadura subacuática es la formación de porosidad, debido a que no sólo es el resultado de un confuso aspecto multifísico entre el metal fundido y los gases generados, sino que también involucra complejas reacciones termodinámicas y cinéticas que permiten la introducción de elementos químicos en el charco de soldadura. La porosidad interna permite la formación de cavidades que actúan como concentradores de esfuerzos, y, en combinación con microestructuras de alta dureza, brindan las condiciones necesarias para la propagación de grietas al aplicar esfuerzos mecánicos a la soldadura.

Como fue posible apreciar en las macrografías mostradas en las Figuras 4.6 y 4.21, la porosidad interna es prácticamente inevitable, sin embargo, al conocer las causas de su formación y su relación con los parámetros de proceso aplicados, es posible establecer

condiciones de soldadura que permitan tener cierto control sobre la formación de los poros.

Cuando se inicia la soldadura FCAW-S en condición subacuática, la corriente eléctrica genera un incremento de la temperatura de forma drástica. Este fenómeno no solo permite fundir el metal base a soldar, sino que también genera una sobresaturación de energía en las moléculas de agua generando su disociación. De acuerdo con Schwegler et al. [65], bajo condiciones normales la disociación de la molécula de agua es extremadamente complicado que ocurra, y para esto es necesario que exista alguna de las siguientes condiciones: un gran incremento de la presión, la aplicación de una elevada corriente eléctrica o un incremento acelerado de la temperatura.

Al realizar la soldadura a 30 cm de profundidad, la presión es prácticamente es la misma que la realizada en seco, sin embargo, se tiene la presencia de una elevada corriente eléctrica que es quien genera el incremento de la temperatura, por lo que la disociación del agua ocurre de la siguiente manera:

Para que este fenómeno se lleve a cabo es necesaria una reacción bimolecular, dando lugar a la reacción $2\text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{OH}^- + \text{H}_3\text{O}^+$, en donde los productos generados son un hidróxido (OH^-) y un ion hidronio (H_3O^+). La gran cantidad de energía aplicada permite el rompimiento del enlace covalente O-H. Esta reacción es de equilibrio, lo que significa que la velocidad de reacción directa es igual a la reacción inversa y la concentración existente de reactivos y productos no cambia. Es de conocimiento general que un litro de agua contiene 3.34×10^{25} moléculas de agua, pero por cada medio billón de ellas ($\times 10^{12}$) solo una logra disociarse, justificando así que la interacción de la molécula disociada se lleve a cabo en el charco de soldadura y en los límites del arco eléctrico, ya que son las regiones de mayor energía para que ocurra este fenómeno. La Figura 4.24 muestra una representación esquemática del proceso de disociación del agua en la soldadura subacuática FCAW-S.

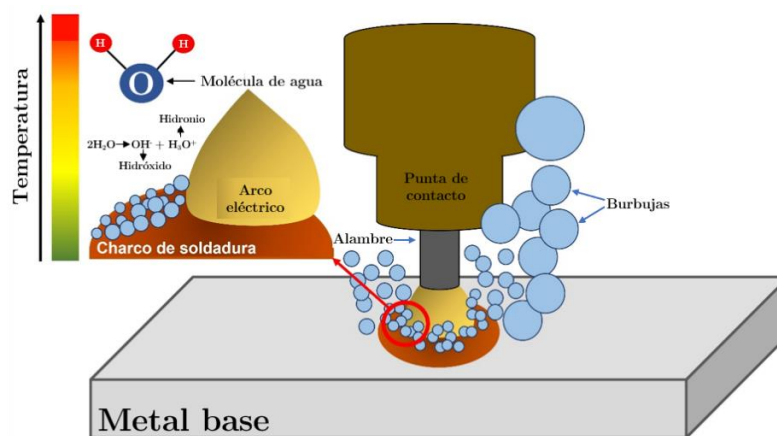


Figura 4.24. Representación esquemática del proceso de disociación del agua en la soldadura subacuática FCAW-S.

Pereira et al. [66] señalan que, en las soldaduras subacuáticas, el contenido de oxígeno se eleva drásticamente debido a la mencionada disociación de la molécula de agua en el arco eléctrico. Santos et al. [67] explican que, al estar el arco eléctrico en contacto directo con el agua, una inevitable formación de burbujas se dará debido a la evaporación del medio acuoso. Cuando la disociación de la molécula de agua se lleva a cabo, esta se separa en H_2 y O_2 , y los gases generados pueden ser absorbidos por las gotas del metal fundido generado durante la soldadura, coincidiendo con el mecanismo de introducción de gases en el charco propuesto por Zhao et al. [10]. Como referencia para este mecanismo también se toma en cuenta la compleja interacción del H_2 y O_2 con los elementos de aleación existentes en el metal de aporte y el MB: la absorción de gases obedece la ley de Sievert, por lo cual debe incrementar de manera proporcional con la profundidad a la que se realiza la soldadura, sin embargo, bajo condiciones subacuáticas, la concentración total del gas absorbido dependerá de diversos factores como el límite solubilidad del O_2 en el Fe líquido [20], la formación de óxidos e hidruros al reaccionar en el charco, el límite de solubilidad de estos compuestos en el metal líquido y la separación de las fases insolubles durante la solidificación.

El O_2 absorbido reaccionará en primer lugar con los elementos desoxidantes como el C, Si y Mn dando lugar a la formación de CO , CO_2 , SiO_2 , MnO y TiO_2 . Algunos de estos

compuestos se presentan de forma sólida como inclusiones no metálicas y pueden flotar hacia la superficie durante la solidificación, debido a que la velocidad de enfriamiento es muy elevada, las cavidades dejadas por estas inclusiones pueden crecer por coalescencia formando porosidad al solidificar el charco de soldadura. Cuando los elementos desoxidantes se encuentran en cantidades pequeñas, el Fe puede actuar como punto de reacción para el O_2 y esto disparará la concentración de O_2 hasta el límite máximo de solubilidad.

Al existir también la presencia de H_2 , este será absorbido en su totalidad por el metal líquido del charco de soldadura. Al existir condiciones de enfriamiento acelerado, la solubilidad del H_2 disminuye drásticamente, debido a esto una gran parte del H_2 absorbido no será capaz de escapar después de la solidificación y será disuelto en los límites de la estructura cristalina del Fe en forma atómica. El H_2 remanente queda al interior del metal solidificado, en su forma molecular, depositándose principalmente en las paredes de los poros y la interfaz formada entre la matriz y las inclusiones no metálicas.

Al disminuir la temperatura de la soldadura hasta la temperatura ambiente, una gran porción del H atómico se transportará por difusión hacia el sólido a gran velocidad en busca de escapar de la soldadura. Ya que las interacciones existentes son de gran complejidad, se busca el desarrollo de composiciones químicas especiales, del alambre que funciona como metal de aporte, para fomentar las reacciones del O_2 y el H_2 en compuestos que puedan ser trasladados hacia la escoria, evitando así reducir la cantidad que queda atrapada en el metal fundido que dan lugar a la formación de porosidad interna [67, 68, 69, 21].

La formación de porosidad interna en soldaduras subacuática es una cadena de fenómenos físicos, y reacciones químicas, de gran complejidad que ocurren de manera paralela en un período de tiempo muy corto. En combinación con las interacciones metalúrgicas existentes en el charco de soldadura, hace que su estudio sea de elevada dificultad y computacionalmente muy costoso al abordarse desde una perspectiva de simulación numérica. Guo et al. [70] indican que, debido a la diferencia de densidades entre el agua en estado líquido y gaseoso, las burbujas que transportan el gas hacia el charco de soldadura se desprenderán tras su formación y seguirán una trayectoria ascendente hacia

la soldadura. Esto da lugar a la formación de una fuerza de arrastre de los gases actuando en la gota formada durante la fusión del MB y el alambre, esta fuerza repele la transferencia ocurrida entre la gota y la fase gaseosa. Mientras mayor sea el tamaño de esta gota, también será mayor la presión existente en la misma, retrasando su desprendimiento. Esto permite contrastar lo expresado por Fu et al. [2] en donde un modo de transferencia globular de ángulo corto favorecerá la calidad de la soldadura. Desde la perspectiva de la formación de porosidad, este tipo de transferencia reduce la resistencia a la fuerza de arrastre, lo que facilita que los gases escapen hacia la superficie con mayor libertad. Esto disminuye su tiempo de permanencia en el charco de soldadura y, en consecuencia, reduce la probabilidad de que queden atrapados y se forme porosidad interna.

Pérez y Liu [15] reportan que la formación de porosidad, en combinación con lo anteriormente mencionado, se da por los gases atrapados en el charco de soldadura que no lograron escapar debido a la rápida velocidad de solidificación. Este efecto fue recientemente corroborado por Ramírez et al. [71] además de indicar apropiadamente que ingenierilmente es mejor buscar inducir la formación de porosidad en el área del refuerzo de la soldadura, ya que esta puede ser removida con un maquinado posterior.

Es ampliamente aceptado que al incrementar Q la porosidad superficial tenderá a reducirse, debido a que los gases atrapados logran escapar. Sin embargo, un incremento excesivo de la temperatura puede generar un incremento en la porosidad interna, ya que, el Fe en estado líquido presenta una solubilidad de hidrógeno difusible mayor a los 25 ml/100g, en comparación con los 8 ml/100g existentes en estado sólido [20]. Este fenómeno se pudo observar a través de las mediciones de porosidad internas presentadas anteriormente en la Tabla 5.21, y es representado en la Figura 4.25. Alrededor de un $Q=2400$ J/mm, el porcentaje de porosidad se encuentra en uno de los máximos valores. Esto es provocado por un mayor tiempo de interacción del H_2 con el metal fundido. Dias et al. [72] describen que el hidrógeno es disuelto intersticialmente en la soldadura, y si este no es rechazado puede generar agrietamiento. Validando las observaciones de Pérez y Liu [15] y Xu et al. [72] donde reportan que, en la soldadura subacuática, la formación de las gotas en la punta del alambre también influye en la formación de porosidad, ya que al

transportar gas en su interior y al ser desprendidas, causan una muy breve interrupción en el arco, liberando el gas contenido directamente al charco de soldadura.

De igual manera, en la Figura 4.25, es posible observar que para Q cercano a los 1500 J/mm se presenta el mayor porcentaje de porosidad interna, en donde además de lo mencionado, la velocidad de solidificación es más elevada evitando así el escape de los gases. Cuando se encuentra entre 1600 y 2000 J/mm, la porosidad interna se reduce alrededor de un 50% debido a una velocidad de solidificación reducida, permitiendo así que los gases escapen del metal fundido.

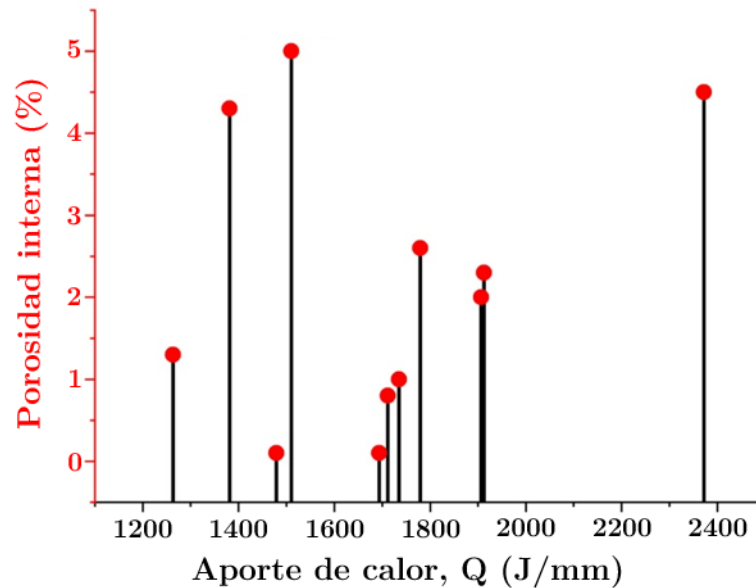


Figura 4.25. Variación de la porosidad interna respecto al aporte de calor Q .

Para que la nucleación de burbujas se pueda llevar a cabo, la presión parcial del gas contenido debe ser mayor que la suma de la presión atmosférica, presión hidrostática y la contribución capilar, de acuerdo con la ecuación 4.17 [15]:

$$P_g > P_a + P_h + \frac{2\gamma}{r} \quad (4.17)$$

Donde: **P_g** es la presión del gas, **P_a** es la presión atmosférica, **P_h** es la presión hidrostática, **γ** es la tensión superficial del acero y **r** es el radio de la gota.

En la Figura 4.26 se muestra la imagen del charco de soldadura obtenida durante el proceso FCAW-S subacuático, a su alrededor es posible apreciar una nube gaseosa atribuida al fenómeno anteriormente descrito. De igual manera la geometría del charco se observa a manera de elipse, coincidiendo con la geometría ampliamente aceptada. La punta de contacto también se aprecia sobrecalentada debido al efecto Joule mencionado por Assunção y Bracarense [64], también se observa que la antorcha se mantuvo colocada de manera perpendicular al metal base, evitando así, efectos de arrastre y/o empuje en el charco provocados por el desplazamiento de la fuente de calor. Para una mejor visualización del fenómeno de gases atrapados en el charco, una representación esquemática es presentada en la Figura 4.27.

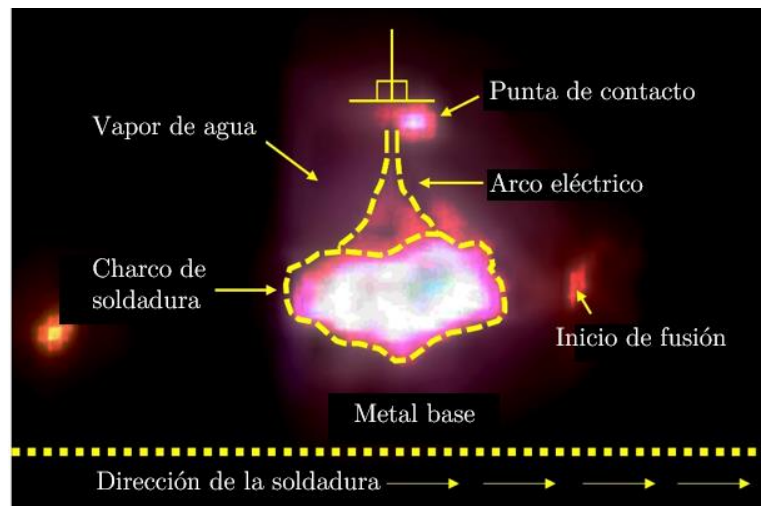


Figura 4.26. Charco de soldadura generado durante el proceso FCAW-S subacuático.

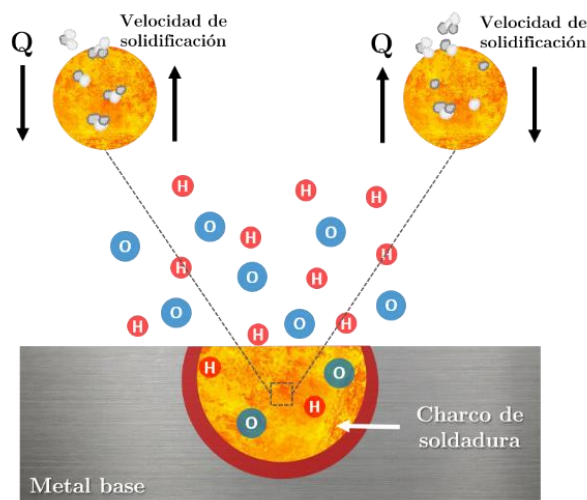


Figura 4.27. Representación esquemática de los gases atrapados en el charco de soldadura.

4.12 EFECTO DEL APORTE DE CALOR SOBRE LA MICROESTRUCTURA

La microestructura presente en los cordones de soldadura es generada por la variación de Q , que a su vez es provocado por la combinación de los parámetros de proceso utilizados. Debido a la condición subacuática de la soldadura, una elevada velocidad de extracción de calor se hace presente, traduciéndose en transformaciones de fases de alta dureza. Para lograr cumplir con los criterios de la AWS, en su código D3.6 [30], la dureza debe ser inferior a 375 HV para que una soldadura sea clasificada como clase B y no mayor a 325 HV para una soldadura clase A.

Debido a la complejidad, y variedad de las microestructuras existentes en la soldadura subacuática FCAW-S bajo diferente Q , se optó por un análisis morfológica mediante MO, de acuerdo con las condiciones establecidas en el punto 3.4. Se seleccionaron muestras en condiciones de Q bajo, medio y alto, esto con la finalidad de observar el desarrollo microestructural. Es necesario señalar el criterio de selección para esto: la muestra 9 es la que tiene el Q mínimo suministrado de 1262.9 J/mm; sin embargo, la muestra 5 con $Q=1509,9$ J/mm se seleccionó como condición de Q bajo. Por debajo de 1400 J/mm se espera que ocurra una transformación martensítica predominante, por lo que, para ver si existe algún cambio microestructural relevante a $Q=1500$ J/mm se seleccionó esta

muestra. Además, como se muestra en la Figura 4.19, esta condición tuvo un comportamiento interesante en las alteraciones del A, y este efecto puede provocar un cambio relevante en la microestructura.

En la Figura 4.28 se observan los perfiles microestructurales obtenidos por MEB para 3 muestras representativas de las condiciones del DOE-II, abarcando desde la ZAC_{gf} hasta la ZF, para Q entre 1262.86 y 2371.93 J/mm, de acuerdo con lo señalado en la Tabla 4.21. La región de la ZAC_{gf} es la más alejada de la ZF dentro de la ZAC, debido a esto, la temperatura que alcanza durante el ciclo térmico es inferior. La formación de α es predominante, sin embargo, la formación de $\alpha + Fe_3C$ se hace presente dando pie al inicio de la transición de la ZAC_{ic} .

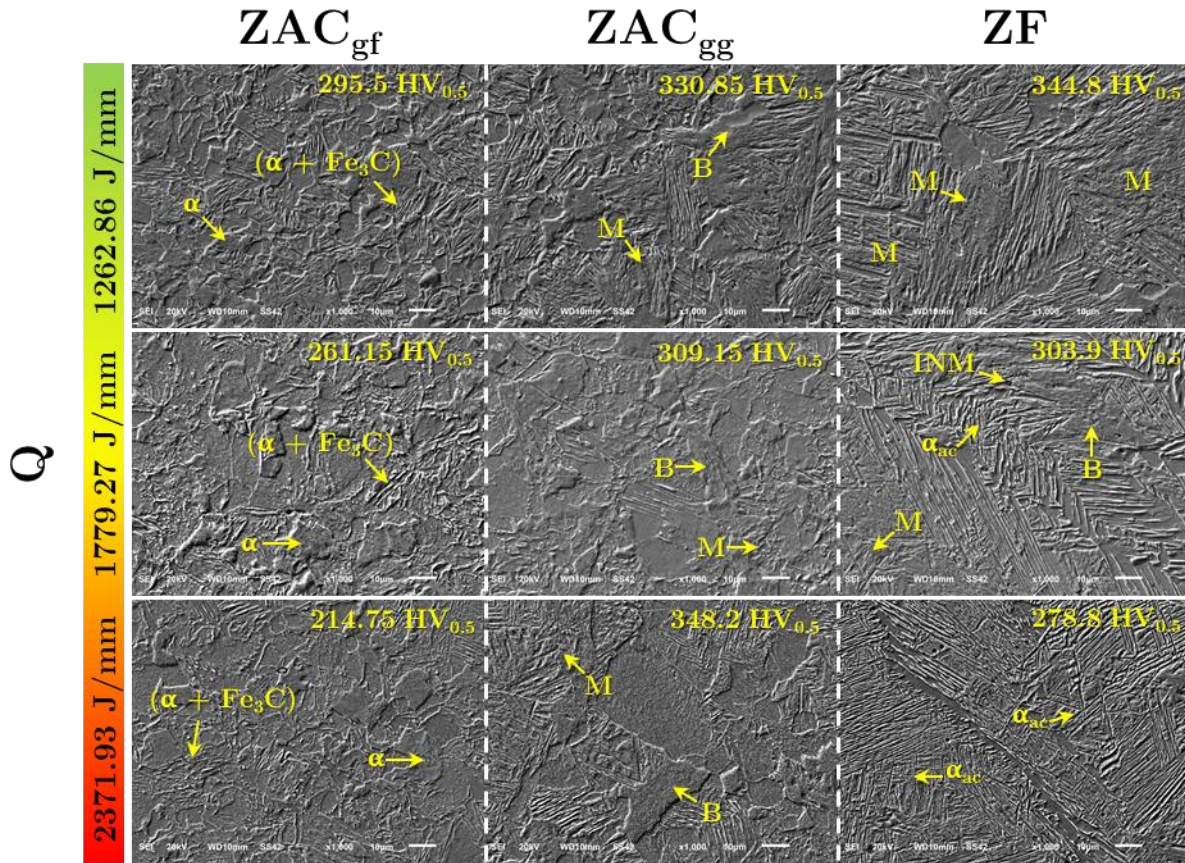


Figura 4.28. Evolución microestructural de las regiones de la soldadura subacuática FCAW-S entre 1262.86 y 2371.93 J/mm.

Cuando un menor valor de Q es suministrado durante la soldadura, la temperatura alcanzada logra encontrarse por encima de A_{c1} en el diagrama Fe-Fe₃C, esto permite llegar a la región austenítica, por lo tanto, el enfriamiento acelerado permite la formación de una región remanente de M en la zona adyacente a la ZAC_{gg}, elevando así la dureza. Por otra parte, en la ZAC_{gg} el Q alcanzado es mayor respecto a la ZAC_{gf}, esta región presenta transformaciones de alta dureza como lo son M y B. En la muestra soldada bajo Q de 2371.93 J/mm es posible apreciar este efecto. Al incrementar el calor suministrado, se puede contrarrestar el efecto perjudicial causado por la elevada velocidad de extracción de calor que genera el ambiente acuoso. De acuerdo con Gharibshahiyan et al. [73] los parámetros de proceso elegidos para realizar las soldaduras tienen un efecto directo en el grano generado en la ZAC, al incrementar Q , el grano austenítico de la ZAC crecerá. Sin embargo, la ZAC tiende a estar en una región de austenita sin llegar a la fusión (transformación homogénea al estado líquido), por lo cual la austenita puede ser templada y transformar a M, esto propiciado por la elevada velocidad de extracción de calor causada por el agua que rodea la soldadura. La ZF es la región que recibe de manera directa el calor suministrado, por lo que alcanza la mayor temperatura durante el proceso. En esta zona se aprecia con mayor claridad el efecto directo de Q : al aplicarlo por encima de 2350 J/mm ya se puede observar la fase deseada en la soldadura subacuática, la α_{ac} . Conforme Q disminuye en la ZF se aprecia la formación de M y B, lo cual justifica el incremento en la dureza. La formación de α_{ac} es una microestructura deseable en las soldaduras, ya que permite una excelente combinación de resistencia mecánica y tenacidad en comparación con la M.

En la Figura 4.29 d) se observa una combinación de fases existentes en la ZF con Q de 2371.93 J/mm. En primer lugar, destaca la formación de α_{ac} , que es una de las fases deseadas por su excelente combinación de propiedades mecánicas. Además, puede ayudar a contrarrestar el posible agrietamiento por H₂ característico de la soldadura bajo el agua. Según lo establecido por Loder et al. [74] este tipo de microestructura nuclea intragranularmente a partir de las INM presentes en el acero, formando una disposición de placas de α ordenadas caóticamente. Su formación está influenciada por 4 aspectos principales: el tamaño del grano austenítico, la velocidad de enfriamiento, la composición

química del acero y la presencia de INM, estando en concordancia con el mecanismo establecido por Grong y Matlock [75] al describir la nucleación de α_{ac} .

Cuando hay O_2 presente, reaccionará con elementos de aleación como Mn, Al, Ti y Mg para formar óxidos y, sin estas reacciones, se suprimirá la formación de α_{ac} . Como la soldadura bajo el agua se realiza en un entorno extremadamente rico en O_2 , la transformación α_{ac} es más que viable, pero sólo si se aplica la velocidad de enfriamiento correcta.

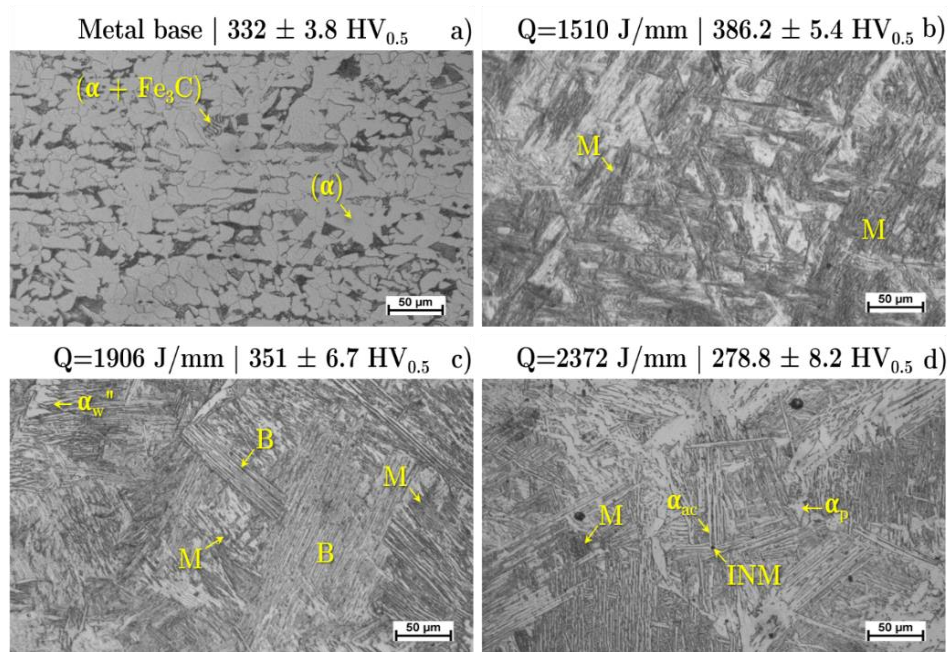


Figura 4.29. Microestructuras de la ZF obtenidas mediante el proceso FCAW-S subacuático a diferente Q , a) MB, b) 1510 J/mm, c) 1906 J/mm, d) 2372 J/mm.

Dentro del análisis microestructural, se pudo observar la presencia de grietas, como la presentada en la Figura 4.30, mostrando que la grieta inicia en la región martensítica, y crece a través del grano llegando al límite con la región bainítica. Además, se pudo observar la presencia de microporosidades, a las que siguió la grieta. El tamaño de estos microporos está en el rango de 1 a 5 μm , lo que concuerda con el tamaño esperado de las cavidades generadas por el desprendimiento de INM.

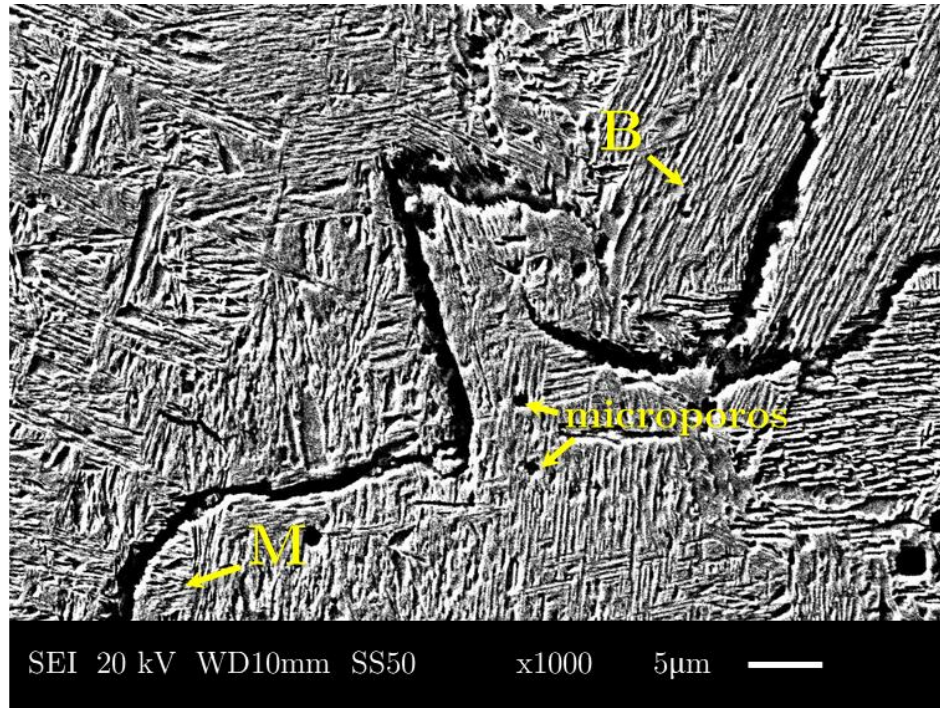


Figura 4.30. Fotomicrografía de la ZF mediante MEB de la muestra 4 con $Q=1906$ J/mm, presentando grietas y microporosidades en las regiones de B y M.

Más allá de las transformaciones principales observadas, diversas transiciones de fase paralelas pueden ocurrir, resaltando así la mezcla de microestructuras existente en la soldadura. Para esto, tres muestras con Q entre 1509.93–2371.93 J/mm fueron seleccionadas para estudiar las evoluciones microestructurales paralelas (Figura 4.31 a)).

En primer lugar, con $Q=1509.93$ J/mm se observa una transformación de M predominante al interior del grano, y en el límite del mismo es apreciable la ferrita idiomorfa (α_{id}) y α_w' . La α_w' tiende a crecer desde el límite de grano, al hacerlo suprime la formación de ferrita alotriomorfa (α_{al}). Esto lleva a una clasificación basada en la morfología resultante de la ferrita proeutectoide (α_{pr}) cuando la temperatura de transformación entre la austenita (γ) y ferrita (α) disminuye. La α_{id} y la α_{al} presentan un crecimiento controlado por un mecanismo difusional. La α_{id} nuclea desde las inclusiones existentes de manera intergranular, mientras que la α_{al} lo hace desde el límite de grano.

Al incrementar Q hasta 1906.48 J/mm (Figura 4.31 b)), es apreciable la gran cantidad de transformación de B (azul), la cual tiene su sitio de nucleación preferencial en el límite de grano (al presentar la menor energía libre de Gibbs que favorece la espontaneidad de la reacción). Al existir la presencia de α_w' , la α_{al} no nuclea desde el límite de grano, y en combinación con una reducción en la velocidad de enfriamiento, se brindan las condiciones para la nucleación y crecimiento de B.

Cuando Q es cercano a 2371.93 J/mm es apreciable la formación de α_{ac} (Figura 4.31 c)), se conoce que la B y α_{ac} presentan el mismo mecanismo de transformación y solo se diferencian por su sitio de nucleación: la B lo hace en el límite de grano y la α_{ac} lo hace desde las INM. Al existir la presencia de α_{al} esta toma la nucleación preferencial en el límite de grano, evitando así, la nucleación de B; por lo tanto, el siguiente sitio de nucleación preferencial son las INM y esto da lugar al crecimiento de la α_{ac} . Además del factor morfológico, la identificación de esta fase se puede hacer por efectos alternos, como la formación de α_w'' : para que esta aparezca debe existir α_{al} y, de acuerdo con lo expresado anteriormente, la presencia de INM será el sitio de nucleación preferencial, lo que en combinación con un retraso en el enfriamiento genera las condiciones para la formación de α_{ac} [76, 77, 78].

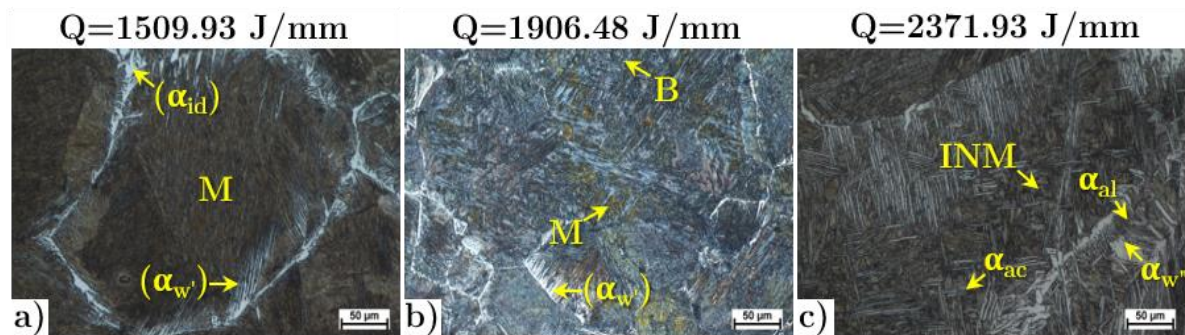


Figura 4.31. Microestructura y formación de diferentes morfologías de α bajo diferentes Q : a) 1509 J/mm, b) 1906.48 J/mm, c) 2371.93 J/mm.

4.12.1 Formación de ferrita acicular (α_{ac})

La α_{ac} es una de las fases deseadas en las soldaduras, debido a que presenta una excelente combinación de propiedades mecánicas. Este tipo de microestructura nuclea de manera intergranular a partir de las INM presentes en el acero. Esta nucleación genera un arreglo de placas de ferrita con un orden caótico [79]. El mecanismo de transformación de esta fase en específico es controversial, ya que, si bien se acepta que sigue el mismo camino que la transformación bainítica, su sitio de nucleación cambia del límite de grano a las INM; pero de manera general se acepta que son 4 los factores principales que gobiernan la transformación de α_{ac} [74, 75, 80, 81]:

1. Tamaño de grano austenítico.
2. Velocidad de enfriamiento.
3. Composición química del acero.
4. Tipo y composición de las INM.

En este trabajo se seleccionaron tres muestras del DOE-II mostrado en la Tabla 4.17, el criterio de selección fue el Q suministrado. Estas muestras fueron etiquetadas como M1, M2 y M3 con Q en el rango de 1478.98 - 2371.93 J/mm. Al disminuir Q la velocidad de enfriamiento incrementa, propiciando transformaciones de alta dureza, estas son mostradas en la Figura 4.32. De acuerdo con esto, la Figura 4.32 a) muestra una microestructura conformada principalmente por α_{ac} y B con una microdureza Vickers promedio de 278 HV_{0.5} en la ZF, al tener Q=2371.93 J/mm la velocidad de enfriamiento se hace más lenta. Esto es congruente con la teoría mixta de la α_{ac} , ya que la formación de esta fase tiende a disminuir la dureza. Por otra parte, en la Figura 5.32 b) evidencia la presencia de las INM y las placas de α_{ac} creciendo a partir de ellas, con un ángulo interplanar de aproximadamente 60°, lo cual es congruente con lo reportado en la literatura [79], al mencionar que las placas de α_{ac} adyacentes a las INM pueden generar dicho acomodo, debido a que la nucleación simpática con placas de la misma orientación es favorecida cinéticamente para su formación y acomodo [82].

La Figura 4.32 c) y d) muestran la formación de M y B, con microdurezas Vickers registradas de 336 y 386 HV_{0.5}, respectivamente. Al tener un menor Q la velocidad de

enfriamiento se incrementa y eso produce el incremento en la dureza. Las INM demostraron no tener un efecto directo sobre la formación de estas fases, ya que, a diferencia de la muestra con mayor Q suministrado estas se aprecian incrustadas en la matriz.

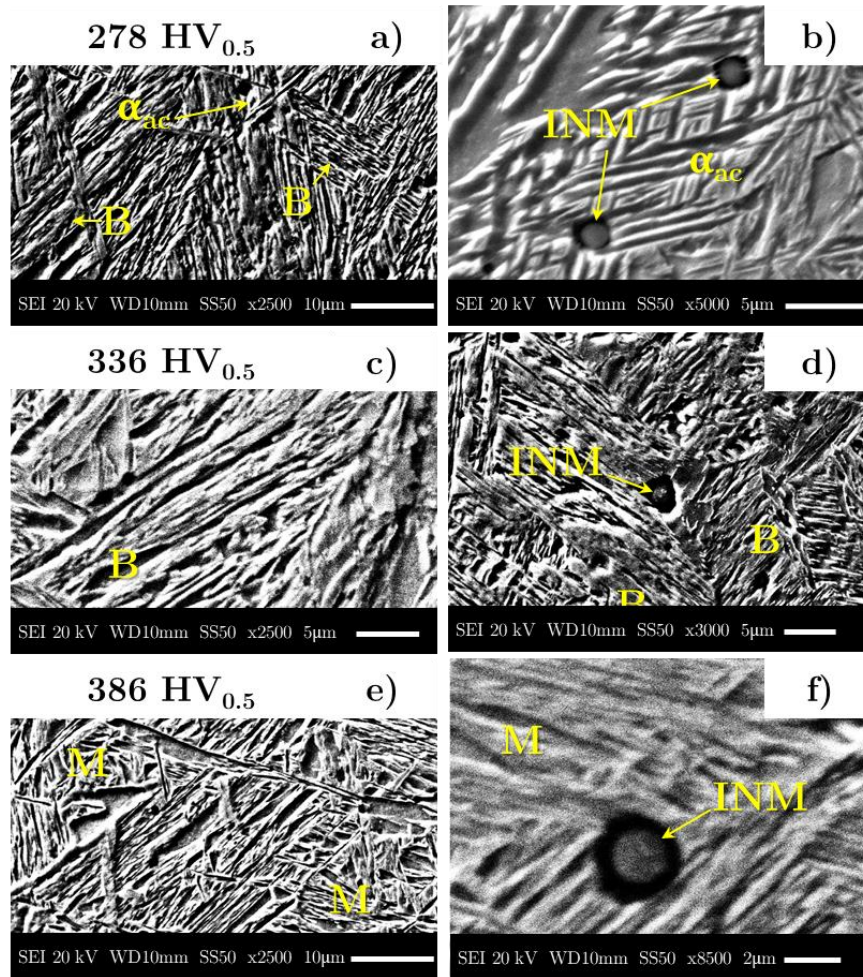


Figura 4.32. Microestructura de la ZF para diferentes Q ; a) 2371.93 J/mm, b) 1735 J/mm, c) 1478.8 J/mm.

La nucleación de la α_{ac} se da de manera competitiva entre las INM y el límite de grano austenítico, debido a esto es importante considerar las características particulares de cada una de estas regiones. Es bien conocido que los límites de grano cuentan con la menor energía libre de Gibbs dentro de los potenciales sitios de nucleación, sin embargo, la α_{ac} es controlada por un mecanismo de nucleación heterogénea y debido a esto es necesaria

la presencia de un sustrato, en este caso las INM. Debido a que las temperaturas de transformación de la α_{ac} y B son similares (entre 430 y 560 °C) se deben considerar los fenómenos que ocurren durante la soldadura para poder establecer el lugar de inicio para la transformación de fase.

Es ampliamente conocido que la B tiene su nucleación primaria desde los límites de grano austeníticos, sin embargo, esto es principalmente atribuido a que el límite de grano aumenta al incrementar Q, por lo tanto, la separación geométrica con respecto a las INM incrementa, favoreciendo así, que las placas de ferrita poligonal e idiomorfa nucleen suprimiendo el crecimiento de la α_{ac} . Cuando la temperatura de transformación se aproxima al límite de los 500°C la presencia de INM toma un papel protagónico, ya que, la α_{ac} tiene un sitio preferencial en estas y el crecimiento de otro tipo de ferritas que la supriman se verá eliminado en el límite de grano [83, 84, 85].

Establecida la importancia de las INM para la nucleación y crecimiento de la α_{ac} , se evaluó la composición (% at.) y distribución de elementos en la INM presentes en la región de penetración de la soldadura (Tabla 4.22). Esta zona fue seleccionada, siguiendo dos objetivos; en primer lugar, es la zona de la soldadura que tenderá a fracturar al estar sometida a esfuerzos, en segundo lugar, no es conveniente hacer un análisis de esta naturaleza en la región del refuerzo de la ZF, ya que, la composición química de esta zona será primordialmente del alambre usado como metal de aporte. Todas las inclusiones analizadas revelan la presencia de C, O, Mg, Al y Fe, el Al se encuentra presente debido al proceso de desoxidación del acero, ya que al reaccionar con mayor facilidad con el O_2 (y ser más económico que otras alternativas como el Ti), es una excelente opción para su uso.

Tabla 4.22. Porcentaje atómico de los elementos presentes en las INM de la región de penetración de la ZF.

Elemento	% at.		
	1478.98 J/mm	1509.93 J/mm	2371.93 J/mm
C	11.70	15.01	9.43
O	36.59	47.51	52.95
Mg	1.15	1.57	1.59
Al	20.92	19.26	21.49
Fe	29.23	16.09	9.30

La distribución de los elementos en estas INM es un factor importante, ya que aquellas presentan un núcleo base óxido favorecen la formación de α_{ac} . En la Figura 4.33 se muestran los resultados de los mapeos de elementos químicos para las inclusiones presentes en cada muestra estudiada. De acuerdo con estos resultados es posible asumir la formación de INM del tipo $MgO-Al_2O_3$, las cuales pudieron actuar como sitios preferenciales para la nucleación de α_{ac} [86, 87, 88].

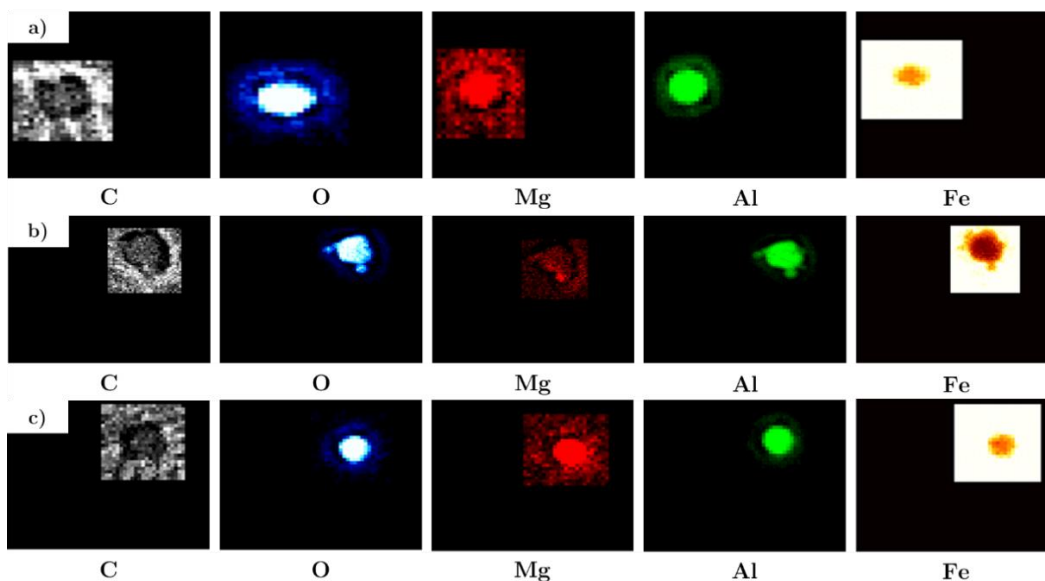


Figura 4.33. Mapeo de elementos químicos presentes en las INM, a) 2371.93 J/mm, b) 1735 J/mm, c) 1478.8 J/mm.

4.13 EFECTO DE LA MICROESTRUCTURA EN LA PROPAGACIÓN DE POROSIDAD

Una vez conocida la microestructura, se consideró la influencia de la porosidad interna y superficial y su posible efecto sobre el comportamiento mecánico de la soldadura, al presentar un crecimiento de poros por coalescencia.

Para esto, es necesario calcular la energía plástica disponible y la energía mínima necesaria para que pueda existir la coalescencia de poros en la soldadura subacuática del acero A36. Se tomó como punto de partida el σ_y del MB mostrado en la Tabla 4.2. Se consideraron dos tamaños de poro: 5 μm y 1.5 mm, siendo estos valores los esperados por el desprendimiento de las INM. Además, se consideraron las 3 microestructuras principales identificadas al realizar el proceso de soldadura subacuática a 30 cm de profundidad: M, B y α_{ac} . Para el poro de 5 μm se asume una deformación plástica a su alrededor de 1 y 2%.

Primero se calcula el volumen del poro (ecuación 4.18), se considera que es esférico para fines de simplificación. Se calcula la energía mínima de coalescencia (ΔE_{coal}) y la energía plástica local (E_p), la cual debe superar la energía de coalescencia para que pueda existir una propagación de poros mediante este mecanismo (ecuaciones 4.19 y 4.20):

$$V_{por} = \frac{4}{3}\pi r^3 \quad (4.18)$$

$$E_p = \sigma_y \epsilon V_{por} \quad (4.19)$$

$$\Delta E_{coal} = 5.18r^2\gamma \quad (4.20)$$

γ representa la tensión superficial efectiva del material, por lo que será específica para cada microestructura. En este caso se consideran valores de 1.8, 1.6 y 1.4 para la M, B y α_{ac} , respectivamente [89] [90]. Los resultados de los cálculos realizados son mostrados en la Tabla 4.23.

Tabla 4.23. Cálculo de energía de deformación plástica y energía mínima de coalescencia para cada microestructura.

Tamaño del poro (μm)	Microestructura	γ (N/m)	E_p (J)	ΔE_{coal} (J)
5	M	1.8	1.66×10^{-11}	5.83×10^{-11}
5	B	1.6	1.66×10^{-11}	5.19×10^{-11}
5	α_{ac}	1.4	1.66×10^{-11}	4.54×10^{-11}
1.5	M	1.8	8.99×10^{-3}	5.24×10^{-6}
1.5	B	1.6	8.99×10^{-3}	4.66×10^{-6}
1.5	α_{ac}	1.4	8.99×10^{-3}	4.08×10^{-6}

Estos resultados indican que los microporos no presentan suficiente energía plástica para que se dé su coalescencia, mientras que, los poros más grandes sí pueden crecer debido a que la energía disponible logra superar la energía necesaria para superar la tensión superficial.

La α_{ac} presenta el menor valor de γ , lo que se puede interpretar como una mayor facilidad para un posible crecimiento de poros, sin embargo, al escalarlo a un porcentaje mayor de deformación plástica (sujeta a esfuerzos externos aplicados) presenta un efecto físico benéfico para el comportamiento mecánico de la unión. Al tener una morfología de láminas finas y entrecruzadas se cuenta más barreras físicas que pueden retrasar la difusión de gases y el movimiento de defectos. Además, posee una alta densidad de límites de grano con retraso en la propagación de la coalescencia generada; estos límites con orientación caótica reducen la movilidad de las interfaces entre el poro y la matriz, requiriendo más energía para que crezcan y se unan propagando las grietas. La importancia de esta microestructura radica en su capacidad de ofrecer una mayor resistencia mecánica que los granos equiaxiales de la α en el MB, y al mismo tiempo presenta una mayor ductilidad que la M y B [81, 41]. La α_{ac} puede incrementar la tolerancia de la soldadura al efecto del H_2 producido durante la disociación de la molécula de agua, y mediante el cambio de estructura cristalina a BCC puede reducir la fragilización generada al disminuir la dureza en comparación con la M.

4.14 MODELADO Y OPTIMIZACIÓN

Anteriormente, fue analizada la correlación entre las variables de respuesta (microdureza Vickers y % porosidad interna) indicadas previamente en la Tabla 4.6. Estas variables fueron seleccionadas ya que, desde un punto de vista práctico, son las que tienen un mayor impacto sobre el comportamiento mecánico de la soldadura FCAW-S realizada en condiciones subacuáticas. El valor de correlación de Pearson fue de 0.085, lo que indica que las respuestas no se encuentran correlacionadas (>0.05) y pueden ser analizadas por separado utilizando análisis univariado.

Las ecuaciones de regresión obtenidas para la microdureza y el % de porosidad interna son expresadas en las ecuaciones 4.21 y 4.22.

$$\text{Dureza} = 476 - 62.4 \text{ CTWD} + 17.3 \text{ VS} + 4.69 \text{ CTWD}^2 \quad (4.21)$$

$$\begin{aligned} \% \text{ Porosidad interna} = & 49.9 - 4.23 \text{ CTWD} - 25.3 \text{ VS} + 0.120 \text{ CTWD}^2 \\ & + 3.01 \text{ VS}^2 + 1.124 \text{ CTWD} \cdot \text{VS} \end{aligned} \quad (4.22)$$

Se verificó la predicción de los valores que proponen estas ecuaciones con las mediciones de las respuestas mostradas en la Tabla 4.19. En la Figura 4.34 se muestra la comparación entre la predicción utilizando MSR y los datos experimentales para la dureza, se aprecia que el error es de aproximadamente 10% en su diferencia máxima. La Figura 4.35 presenta la predicción MSR para el % de porosidad interna. No obstante, es importante destacar que la formación de porosidad es un fenómeno altamente aleatorio, ya que resulta imposible reproducir los mismos poros en cada soldadura. Esto implicaría un control absoluto sobre la nucleación, distribución, crecimiento y rompimiento de las burbujas de vapor de agua, lo cual es técnicamente improbable.

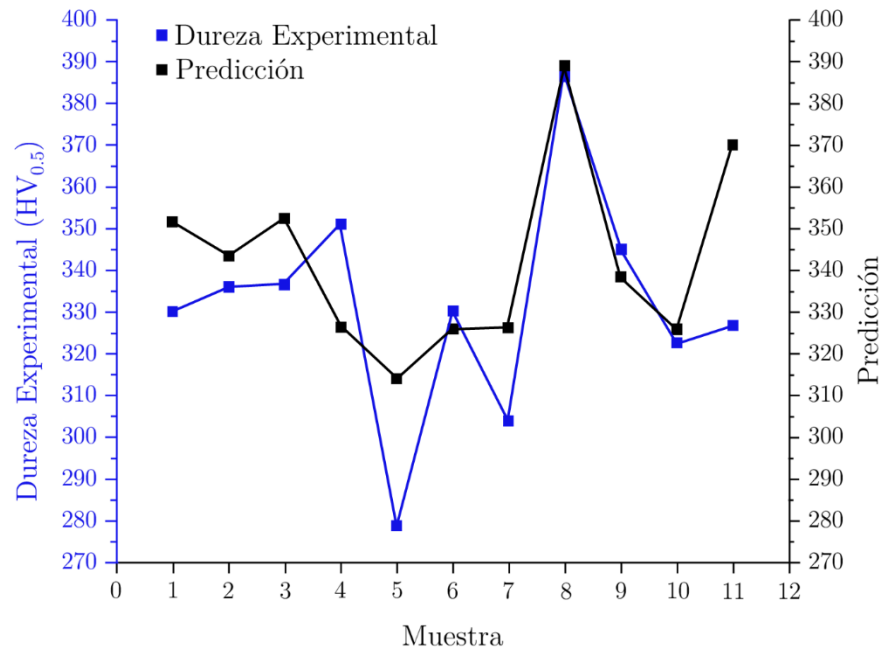


Figura 4.34. Predicción para la microdureza Vickers utilizando MSR.

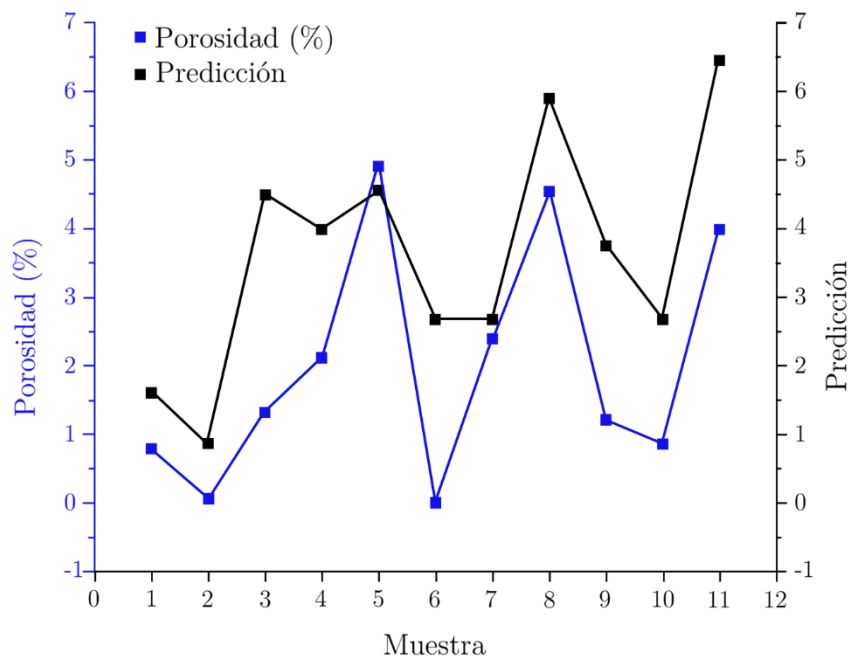


Figura 4.35. Predicción para el % de porosidad interna utilizando MSR.

Al no estar correlacionadas las variables de respuesta, se ingresaron como funciones objetivo las 2 ecuaciones de regresión (4.6 y 4.7) en el Toolbox para optimización multiobjetivo utilizando Algoritmos Genéticos, en donde el objetivo principal consistió en disminuir la dureza y obtener un % de porosidad interna $<5\%$. Las limitantes de la evaluación se establecieron con un CTWD 4 - 10 mm y VS de 2 – 3.4 mm/s. La población inicial fue de 200 con criterio para detener el algoritmo después de 100 iteraciones.

La Tabla 4.24 se muestran las 70 soluciones obtenidas y analizadas, mientras que la Figura 4.36 indica la gráfica para el frente de Pareto obtenido. Fueron descartadas las opciones que arrojaban % de porosidad interna negativo y se evaluaron las opciones que permitían obtener Q superior a los 2000 J/mm. La solución elegida fue la N° 59, con 6.69 mm CTWD y 2.2 mm/s VS.

Tabla 4.24. Frente de Pareto para la optimización multiobjetivo utilizando las ecuaciones de regresión de superficie de respuesta como funciones objetivo.

N	WFS (ipm)	V	Amperaje (A)		CTWD (mm)	VS (mm/s)	Dureza (HV _{0.5})	% P	Q (J/mm)	
			Min	Máx					Min	Máx
1	350	24	196.7	235.7	4.00	3.34	359.18	-1.01	1214.42	1455.21
2	350	24	196.7	235.7	4.62	3.26	344.29	-0.64	1244.83	1491.64
3	350	24	196.7	235.7	6.65	2.00	303.06	3.46	2029.17	2431.50
4	350	24	196.7	235.7	6.63	2.17	306.06	2.55	1867.06	2237.25
5	350	24	196.7	235.7	6.53	2.08	304.53	3.05	1950.16	2336.82
6	350	24	196.7	235.7	4.00	3.34	359.18	-1.01	1214.42	1455.21
7	350	24	196.7	235.7	4.26	3.32	352.62	-0.86	1223.47	1466.05
8	350	24	196.7	235.7	6.60	2.24	307.25	2.25	1810.35	2169.29
9	350	24	196.7	235.7	5.66	2.92	323.59	0.17	1389.94	1665.52
10	350	24	196.7	235.7	6.76	2.02	303.42	3.32	2010.80	2409.48
11	350	24	196.7	235.7	4.12	3.32	356.02	-0.94	1222.08	1464.39
12	350	24	196.7	235.7	6.61	2.26	307.51	2.18	1798.26	2154.80
13	350	24	196.7	235.7	6.60	2.04	303.74	3.26	1990.98	2385.74
14	350	24	196.7	235.7	6.72	2.09	304.60	2.96	1943.42	2328.75
15	350	24	196.7	235.7	4.98	3.14	336.00	-0.38	1292.08	1548.26
16	350	24	196.7	235.7	6.80	2.40	310.00	1.66	1694.28	2030.21
17	350	24	196.7	235.7	4.20	3.34	354.42	-0.90	1216.76	1458.01
18	350	24	196.7	235.7	4.46	3.26	347.40	-0.73	1243.67	1490.25
19	350	24	196.7	235.7	6.28	2.68	315.55	0.79	1512.17	1811.99

cont.

20	350	24	196.7	235.7	5.87	2.86	320.72	0.34	1421.02	1702.77
21	350	24	196.7	235.7	5.10	3.10	333.48	-0.29	1307.76	1567.05
22	350	24	196.7	235.7	4.79	3.10	338.32	-0.42	1308.96	1568.49
23	350	24	196.7	235.7	5.77	2.91	322.44	0.23	1395.06	1671.66
24	350	24	196.7	235.7	4.55	3.26	345.67	-0.68	1243.92	1490.56
25	350	24	196.7	235.7	6.72	2.12	305.13	2.80	1915.81	2295.66
26	350	24	196.7	235.7	6.67	2.04	303.82	3.21	1985.47	2379.13
27	350	24	196.7	235.7	6.50	2.31	308.44	1.99	1760.46	2109.51
28	350	24	196.7	235.7	4.99	3.10	335.01	-0.33	1311.28	1571.27
29	350	24	196.7	235.7	5.32	3.09	330.19	-0.17	1314.60	1575.25
30	350	24	196.7	235.7	6.64	2.33	308.79	1.88	1740.65	2085.78
31	350	24	196.7	235.7	6.54	2.11	305.05	2.88	1921.93	2303.00
32	350	24	196.7	235.7	4.42	3.31	349.03	-0.77	1228.03	1471.51
33	350	24	196.7	235.7	6.71	2.41	310.18	1.60	1683.61	2017.42
34	350	24	196.7	235.7	6.78	2.00	303.13	3.42	2029.17	2431.50
35	350	24	196.7	235.7	6.80	2.21	306.85	2.35	1833.70	2197.27
36	350	24	196.7	235.7	6.16	2.69	316.06	0.75	1510.62	1810.13
37	350	24	196.7	235.7	6.33	2.79	317.14	0.63	1457.11	1746.01
38	350	24	196.7	235.7	6.61	2.16	305.84	2.62	1878.31	2250.73
39	350	24	196.7	235.7	6.50	2.55	312.67	1.16	1591.93	1907.57
40	350	24	196.7	235.7	6.36	2.36	309.73	1.76	1717.54	2058.08
41	350	24	196.7	235.7	4.30	3.32	351.80	-0.84	1224.41	1467.17
42	350	24	196.7	235.7	6.73	2.05	303.99	3.14	1977.58	2369.68
43	350	24	196.7	235.7	6.22	2.73	316.50	0.69	1488.91	1784.12
44	350	24	196.7	235.7	6.52	2.54	312.42	1.20	1600.39	1917.70
45	350	24	196.7	235.7	5.47	3.12	328.97	-0.10	1300.63	1558.50
46	350	24	196.7	235.7	6.74	2.43	310.45	1.56	1673.37	2005.15
47	350	24	196.7	235.7	4.71	3.23	342.10	-0.58	1255.46	1504.38
48	350	24	196.7	235.7	6.45	2.47	311.39	1.38	1642.69	1968.39
49	350	24	196.7	235.7	5.47	3.04	327.66	-0.05	1333.39	1597.77
50	350	24	196.7	235.7	5.21	3.11	332.02	-0.24	1305.42	1564.24
51	350	24	196.7	235.7	6.65	2.29	308.01	2.05	1775.35	2127.35
52	350	24	196.7	235.7	6.33	2.55	313.05	1.13	1592.02	1907.67
53	350	24	196.7	235.7	6.58	2.15	305.69	2.67	1886.97	2261.11
54	350	24	196.7	235.7	6.11	2.75	317.48	0.60	1473.86	1766.09
55	350	24	196.7	235.7	4.76	3.11	339.04	-0.45	1304.06	1562.62
56	350	24	196.7	235.7	6.69	2.18	306.25	2.49	1858.16	2226.58

cont.

57	350	24	196.7	235.7	4.71	3.30	343.26	-0.60	1230.77	1474.80
58	350	24	196.7	235.7	6.14	2.80	318.18	0.53	1448.32	1735.48
59	350	24	196.7	235.7	6.69	2.20	306.47	2.43	1847.44	2213.74
60	350	24	196.7	235.7	4.74	3.20	341.01	-0.54	1268.36	1519.84
61	350	24	196.7	235.7	6.00	2.85	319.75	0.40	1424.62	1707.08
62	350	24	196.7	235.7	6.80	2.13	305.39	2.73	1906.48	2284.48
63	350	24	196.7	235.7	6.50	2.35	309.16	1.82	1729.44	2072.34
64	350	24	196.7	235.7	5.49	2.99	326.37	0.01	1359.93	1629.57
65	350	24	196.7	235.7	5.71	3.02	324.81	0.09	1345.19	1611.90
66	350	24	196.7	235.7	5.82	2.90	321.87	0.26	1400.44	1678.11
67	350	24	196.7	235.7	5.72	2.98	324.03	0.13	1363.87	1634.29
68	350	24	196.7	235.7	4.81	3.25	340.53	-0.53	1251.03	1499.07
69	350	24	196.7	235.7	6.56	2.39	309.78	1.67	1700.63	2037.82
70	350	24	196.7	235.7	6.64	2.13	305.30	2.77	1905.83	2283.70

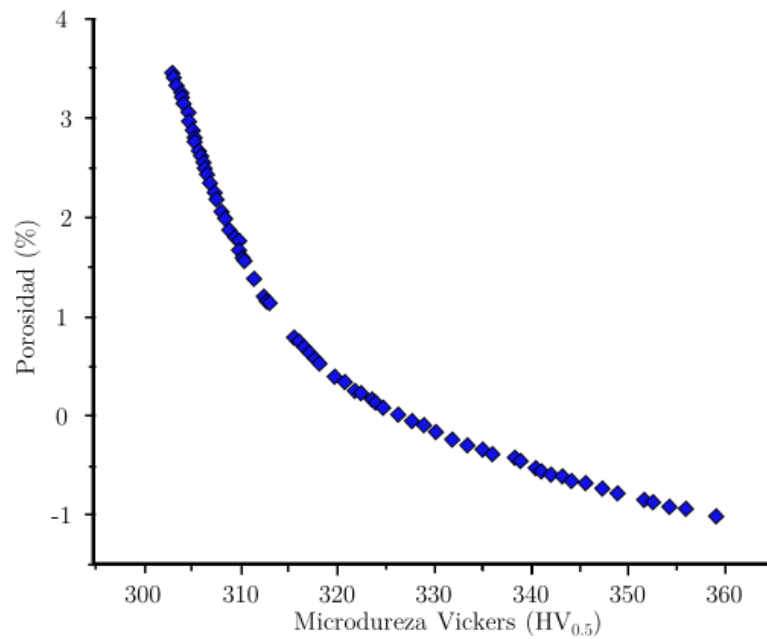


Figura 4.36. Gráfica del Frente de Pareto para la optimización multiobjetivo utilizando las ecuaciones de regresión de superficie de respuesta como funciones objetivo.

En un análisis paralelo se implementó el SVR como herramienta matemática para la modelación, utilizando de igual manera, los valores de microdureza y % de porosidad interna (Tabla 4.19) para entrenarlo. El WFS fue un valor fijo en 350 ipm con 24 V. Se generó un script para definir el SVR entrenado como función objetivo. La función kernel utilizada fue del tipo polinomial con un valor de ϵ de 0.1 y también se utilizó el Toolbox para optimización multiobjetivo utilizando Algoritmos Genéticos con una población inicial de 200 y 100 iteraciones como criterio para detener el algoritmo. La Figura 4.37 muestra la comparación entre la predicción y los datos experimentales para la dureza. La Figura 4.38 presenta la predicción para la porosidad mediante SVR.

La Tabla 4.25 muestran las 70 soluciones obtenidas y analizadas y la Figura 4.39 presenta el frente de Pareto obtenido. Fueron descartadas las opciones que arrojaban % de porosidad interna negativo y se evaluaron las opciones que permitían obtener Q superior a los 2000 J/mm. Si bien las soluciones obtenidas eran similares a la Tabla 4.24, desde un punto de vista técnico, el % de porosidad predicho era considerablemente bajo de acuerdo con lo observado durante la experimentación. Como se mencionó, este fenómeno puede ser atribuido a la aleatoriedad que existe en el mecanismo de formación de los poros. La Figura 4.39 muestra el frente de Pareto de las soluciones obtenidas mediante este método.

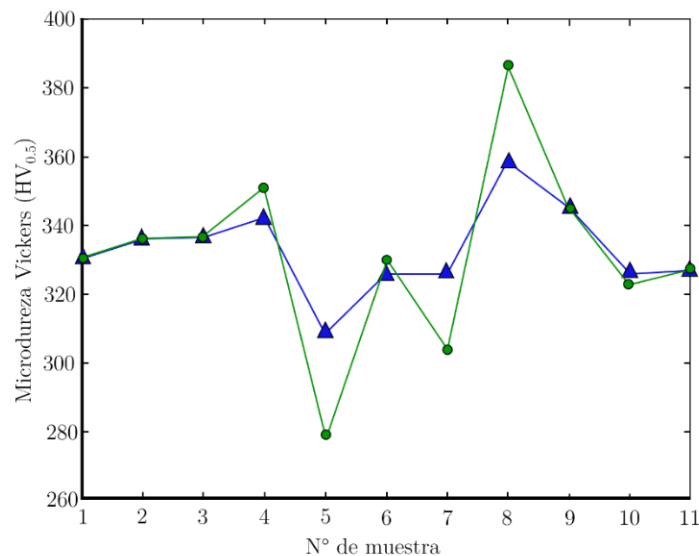


Figura 4.37. Predicción de SVR para la microdureza Vickers.

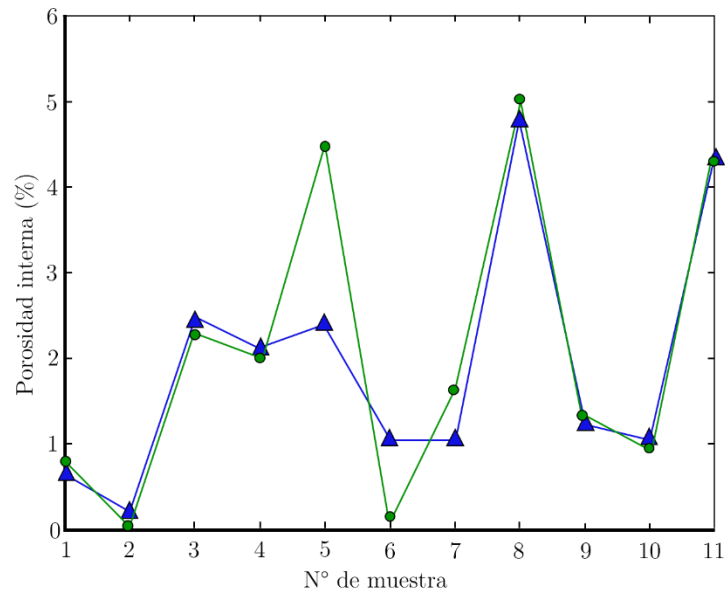


Figura 4.38. Predicción de SVR para el % de porosidad interna.

Tabla 4.25. Frente de Pareto para la optimización multiobjetivo utilizando el SVR entrenado como función objetivo.

N	WFS (ipm)	V	Amperaje (A)		CTWD (mm)	VS (mm/s)	Dureza (HV _{0.5})	% P	Q (J/mm)	
			Min	Máx					Min	Máx
1	350	24	196.7	235.7	7.60	2.00	306.29	2.29	2028.22	2430.36
2	350	24	196.7	235.7	7.60	2.00	306.18	2.30	2029.60	2432.01
3	350	24	196.7	235.7	7.31	2.18	317.31	1.71	1863.21	2232.63
4	350	24	196.7	235.7	4.01	3.34	338.63	-0.66	1213.96	1454.65
5	350	24	196.7	235.7	7.45	2.13	314.85	1.85	1906.21	2284.16
6	350	24	196.7	235.7	4.00	3.39	342.31	-0.78	1199.00	1436.73
7	350	24	196.7	235.7	4.01	3.35	339.42	-0.69	1210.43	1450.42
8	350	24	196.7	235.7	4.02	3.24	331.58	-0.39	1251.42	1499.54
9	350	24	196.7	235.7	4.00	3.36	340.16	-0.72	1207.20	1446.56
10	350	24	196.7	235.7	7.46	2.11	313.92	1.90	1921.41	2302.38
11	350	24	196.7	235.7	7.45	2.02	307.87	2.23	2009.56	2408.00
12	350	24	196.7	235.7	7.41	2.04	309.16	2.17	1992.89	2388.03
13	350	24	196.7	235.7	4.01	3.26	332.32	-0.42	1246.33	1493.45
14	350	24	196.7	235.7	4.01	3.06	324.85	0.00	1324.70	1587.35
15	350	24	196.7	235.7	4.00	3.00	324.13	0.13	1354.19	1622.68

cont.

16	350	24	196.7	235.7	4.02	3.04	324.53	0.06	1336.59	1601.60
17	350	24	196.7	235.7	4.01	3.28	333.45	-0.47	1239.20	1484.89
18	350	24	196.7	235.7	4.01	3.33	337.72	-0.63	1217.87	1459.34
19	350	24	196.7	235.7	4.00	2.97	324.09	0.17	1364.86	1635.47
20	350	24	196.7	235.7	4.01	3.36	339.77	-0.70	1209.02	1448.73
21	350	24	196.7	235.7	4.00	3.32	336.73	-0.60	1221.98	1464.27
22	350	24	196.7	235.7	4.02	3.16	327.59	-0.19	1284.82	1539.56
23	350	24	196.7	235.7	4.00	3.27	332.70	-0.45	1243.21	1489.71
24	350	24	196.7	235.7	7.07	2.38	323.49	1.29	1702.38	2039.91
25	350	24	196.7	235.7	4.03	3.14	327.08	-0.15	1290.93	1546.89
26	350	24	196.7	235.7	7.25	2.30	321.61	1.44	1764.97	2114.91
27	350	24	196.7	235.7	4.01	3.05	324.61	0.03	1330.80	1594.66
28	350	24	196.7	235.7	7.57	2.06	310.33	2.09	1974.86	2366.42
29	350	24	196.7	235.7	6.87	2.36	323.39	1.33	1716.85	2057.25
30	350	24	196.7	235.7	4.00	3.40	343.36	-0.81	1195.35	1432.35
31	350	24	196.7	235.7	7.25	2.35	322.91	1.34	1725.10	2067.14
32	350	24	196.7	235.7	7.28	2.20	318.02	1.67	1849.46	2216.16
33	350	24	196.7	235.7	4.01	3.11	325.89	-0.10	1303.97	1562.51
34	350	24	196.7	235.7	7.24	2.17	316.81	1.76	1874.27	2245.88
35	350	24	196.7	235.7	7.46	2.08	311.99	2.01	1951.12	2337.97
36	350	24	196.7	235.7	4.02	3.31	336.28	-0.56	1225.17	1468.09
37	350	24	196.7	235.7	4.01	3.15	327.20	-0.18	1287.32	1542.56
38	350	24	196.7	235.7	4.01	3.34	338.63	-0.66	1213.96	1454.65
39	350	24	196.7	235.7	4.01	3.10	325.62	-0.07	1308.73	1568.22
40	350	24	196.7	235.7	7.47	2.01	307.09	2.27	2019.40	2419.79
41	350	24	196.7	235.7	4.01	3.19	328.74	-0.27	1271.74	1523.90
42	350	24	196.7	235.7	7.04	2.42	324.07	1.24	1676.21	2008.55
43	350	24	196.7	235.7	7.44	2.16	316.21	1.77	1883.03	2256.38
44	350	24	196.7	235.7	7.31	2.17	316.84	1.74	1872.07	2243.25
45	350	24	196.7	235.7	4.01	3.08	325.16	-0.03	1318.09	1579.42
46	350	24	196.7	235.7	4.03	3.14	326.99	-0.14	1292.82	1549.15
47	350	24	196.7	235.7	4.01	3.21	329.33	-0.30	1266.66	1517.80
48	350	24	196.7	235.7	7.44	2.24	319.97	1.55	1809.36	2168.10
49	350	24	196.7	235.7	7.46	2.06	310.86	2.07	1967.67	2357.81
50	350	24	196.7	235.7	7.53	2.10	313.26	1.93	1932.03	2315.10
51	350	24	196.7	235.7	4.00	3.19	328.41	-0.26	1274.19	1526.83
52	350	24	196.7	235.7	7.16	2.32	322.09	1.40	1751.09	2098.28

cont.										
53	350	24	196.7	235.7	4.00	3.24	331.13	-0.38	1253.30	1501.79
54	350	24	196.7	235.7	4.01	3.29	334.42	-0.51	1233.63	1478.23
55	350	24	196.7	235.7	7.31	2.10	313.05	1.97	1937.65	2321.83
56	350	24	196.7	235.7	7.53	2.18	317.46	1.71	1862.31	2231.56
57	350	24	196.7	235.7	7.51	2.04	309.42	2.14	1987.58	2381.66
58	350	24	196.7	235.7	7.36	2.26	320.37	1.52	1798.16	2154.68
59	350	24	196.7	235.7	7.33	2.34	322.56	1.38	1738.68	2083.41
60	350	24	196.7	235.7	7.46	2.02	308.19	2.21	2005.04	2402.58
61	350	24	196.7	235.7	4.00	3.22	329.99	-0.33	1261.46	1511.58
62	350	24	196.7	235.7	4.00	3.28	333.65	-0.49	1237.64	1483.03
63	350	24	196.7	235.7	4.02	3.08	325.29	-0.03	1316.26	1577.24
64	350	24	196.7	235.7	7.39	2.14	315.40	1.82	1897.06	2273.19
65	350	24	196.7	235.7	7.28	2.15	315.99	1.80	1888.35	2262.76
66	350	24	196.7	235.7	7.46	2.07	311.20	2.05	1962.69	2351.83
67	350	24	196.7	235.7	4.02	3.30	335.46	-0.54	1228.91	1472.57
68	350	24	196.7	235.7	4.00	3.40	343.58	-0.82	1194.50	1431.33
69	350	24	196.7	235.7	4.02	3.17	328.04	-0.22	1279.66	1533.38
70	350	24	196.7	235.7	7.27	2.38	323.43	1.31	1707.50	2046.05

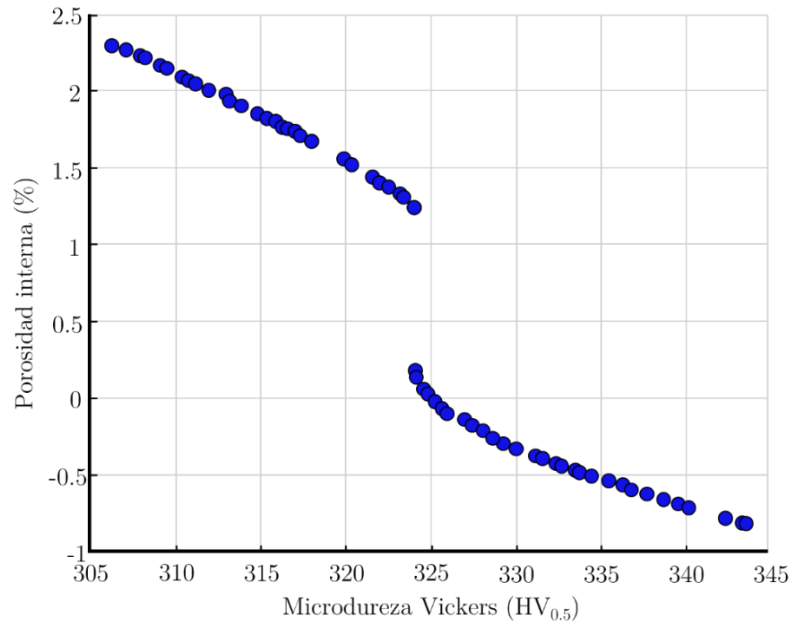


Figura 4.39. Gráfica del Frente de Pareto para la optimización multiobjetivo utilizando el SVR entrenado como función objetivo.

4.14.1 Validación

Una vez elegidos los parámetros óptimos (350 ipm, 24 V, 6.69 mm CTWD y 2.3 mm/s VS) de acuerdo con la optimización realizó la validación en 3 cordones de las soldaduras subacuáticas empleando el proceso FCAW-S subacuático y fueron etiquetados como V1, V2 y V3. En la Figura 4.40 se muestra la vista superior de las soldaduras obtenidas. Los defectos metalúrgicos presentados en la Figura 3.4 son apreciables, sin embargo, son extremadamente difíciles de eliminar al utilizar un alambre de prácticamente 0.9 mm de diámetro. Todos los cordones efectuados se pudieron realizar ininterrumpidamente y presentan una geometría continua en los 30 cm de longitud. Por otra parte, en la Figura 4.41 se muestran las macrografías del corte transversal en la sección central, obtenidos de acuerdo con lo establecido en el código AWS D3.6 [30]. La porosidad es un fenómeno aleatorio y no es posible describirlo de manera lineal, se aprecia que los poros formados no siguen la misma distribución y tampoco se forman de manera equitativa en la ZF de las muestras de validación. En la Tabla 4.25 se aprecian los valores del ancho, refuerzo y penetración de las soldaduras de validación medidas con el software ImageJ. La porosidad superficial para todos los cordones de validación es inferior a los 10 mm por pulgada y ningún poro superficial demostró tener un diámetro superior a 1.5 mm. Esto indica que los parámetros óptimos utilizados permitieron obtener buenas soldaduras subacuáticas.

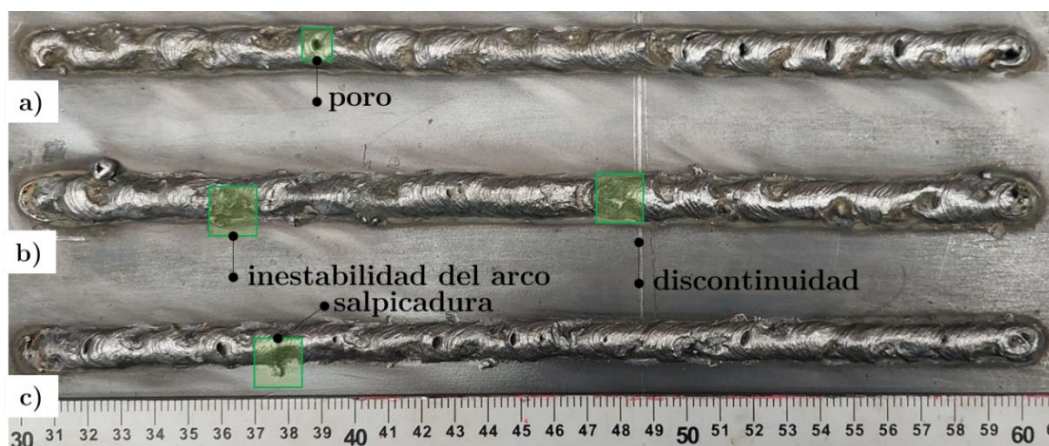


Figura 4.40. Cordones de validación realizados mediante el proceso FCAW-S subacuático; a) V1; b) V2; c) V3.

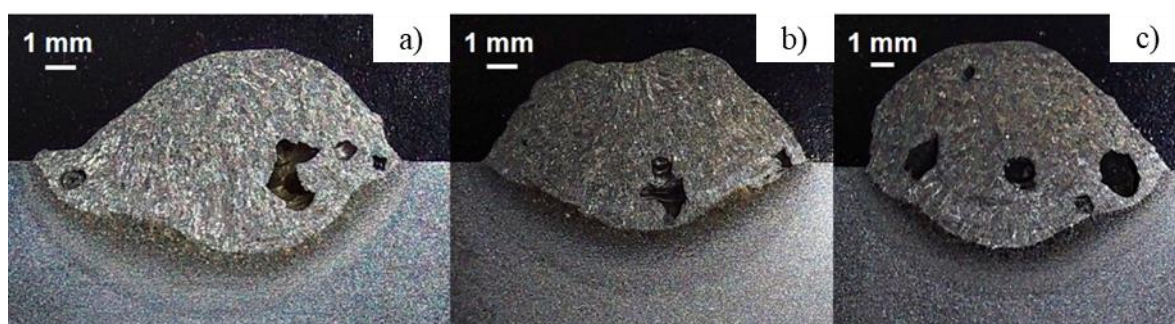


Figura 4.41. Macroestructuras de la sección transversal de las muestras de validación;

a) V1; b) V2; c) V3.

Tabla 4.26. Mediciones de las muestras de validación.

N	Refuerzo	Penetración	Ancho	Área Refuerzo	Área Penetración	Área Total	Área Porosidad interna	% P	HV _(0.5)
	(mm)			(mm ²)					
V1	4.31	3.0	11.98	41.95	27.42	69.38	3.189	4.60	313.3
V2	4.08	2.5	11.78	44.16	26.81	70.98	2.011	2.83	317.2
V3	4.98	3.3	12.25	45.81	34.67	80.48	3.848	4.78	311.6

El refuerzo es inferior a los 5 mm establecidos por el código, mientras que el porcentaje de porosidad interna también es inferior al 5% en las 3 muestras de validación. Estos resultados cumplen con los criterios de aceptación y rechazo del código de soldadura subacuática AWS D3.6 para soldaduras clase B [30].

En la Tabla 4.27 se pueden apreciar los errores presentes de la predicción mediante MSR y SVR para el porcentaje de porosidad interna, mientras que, la Tabla 4.28 muestra los errores medidos para la microdureza Vickers.

Tabla 4.27. Medición de error para el % de porosidad interna.

Muestra	% Porosidad interna	Predicción (MSR función objetivo)	Predicción (SVR función objetivo)	Error MSR (%)	Error SVR (%)
V1	4.60	2.43	1.33	89.3	245.8
V2	2.83	2.43	1.33	16.4	112.7
V3	4.78	2.43	1.33	96.7	259.3

Tabla 4.28. Medición de error para la microdureza Vickers.

Muestra	Microdureza Vickers	Predicción (MSR función objetivo)	Predicción (SVR función objetivo)	Error MSR (%)	Error SVR (%)
V1	313.30	306.47	323.39	2.23	3.12
V2	317.2	306.47	323.39	3.50	1.91
V3	311.6	306.47	323.39	1.67	3.64

El promedio de la microdureza Vickers en las muestras de validación fue de 314 HV_{0.5}, lo cual sugiere la presencia de la fase α_{ac} en la microestructura. Para corroborarlo, las muestras obtenidas bajo los parámetros optimizados fueron caracterizadas mediante microscopía óptica en la ZF, específicamente en la región de penetración. La Figura 4.42 presenta las micrografías donde se revela la presencia de α_{ac} , gracias a un ataque químico selectivo que permite distinguir las diferentes fases en microestructuras multifásicas [91]. Se puede observar que el crecimiento de la fase α_{ac} es dada al interior de los granos austeníticos, con lo cual se confirma la efectividad de los parámetros de optimización empleados, no solo en términos de geometría del cordón, dureza y porcentaje de porosidad interna, sino también en el control del desarrollo microestructural.

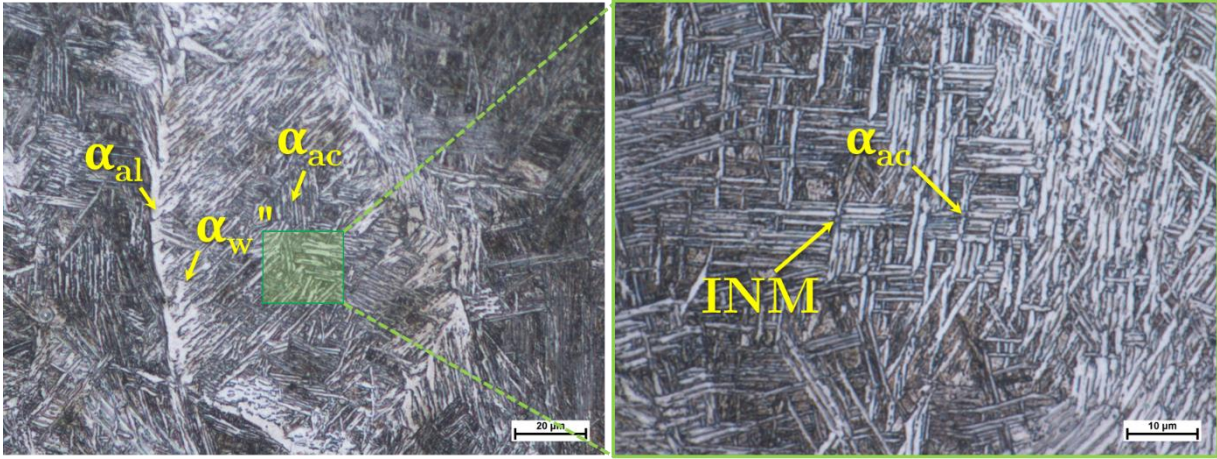


Figura 4.42. Microestructura presente en la región de penetración de la ZF soldada con los parámetros óptimos.

4.15 CÁLCULO DE TEMPERATURAS PICO Y VELOCIDADES DE ENFRIAMIENTO EN SOLDADURA SUBACUÁTICA

Para obtener las temperaturas pico de las soldaduras subacuáticas se utilizó el método propuesto por Isiklar y Girgin [18], mediante Dinámica Computacional de Fluidos (CFD), para la soldadura realizada sobre placa de un volumen de geometría rectangular. De acuerdo con lo que establecen, el problema se encuentra gobernado por la ecuación general de conducción en estado transitorio (Fourier generalizada) en 3-D (ecuación 4.23):

$$\rho \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(k \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(k \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(k \frac{\partial T}{\partial z} \right) \quad (4.23)$$

La condición de frontera para la cara superficial es establecida de la siguiente manera, incluyendo la pérdida de calor por convección y radiación, además del flujo de calor:

$$-k \frac{dT}{dx} = h(T_{wall} - T_{\infty}) + q'' + \theta \epsilon (T_{wall}^4 - T_{surr}^4) \quad (4.24)$$

donde:

$$q''_{top} = q''_{source} + q''_{boiling} \quad (4.25)$$

q''_{source} es el flujo de calor y $q''_{boiling}$ es el flujo de calor en ebullición.

Para las caras restantes del volumen rectangular se omite el término de radiación existente en la cara superficial:

$$-k \frac{dT}{dx} = h(T_{wall} - T_{\infty}) + q'' \quad (4.26)$$

Para simular el arco se asume que tiene una distribución Gaussiana en la cara superficial de la placa a soldar, y se encuentra definido por:

$$Q = q_0 \int_0^{\infty} e^{-\frac{d}{r_0^2} r^2} 2\pi r dr \quad (4.27)$$

Donde Q es el aporte de calor suministrado a la pieza, r_0 es el radio de la distribución del aporte de calor suministrado, d es un factor exponencial y q_0 es la velocidad de generación de energía volumétrica,

$$q_0 = \frac{Qd}{\pi r_0^2} \quad (4.28)$$

r_0 puede ser estimado al utilizar como base los modelos propuestos por Rosenthal y tomando en cuenta la densidad de potencia superficial del arco eléctrico (q_s):

$$r_0 = \sqrt{\frac{3\eta VA}{\pi q_s}} \quad (4.29)$$

La transferencia de calor durante la ebullición se define como:

$$\Delta T_e = T_s - T_{sat} \quad (4.30)$$

ΔT_e es la diferencia entre la temperatura superficial y la temperatura de saturación.

El régimen libre de convección natural $\Delta T_e \leq 5^\circ\text{C}$ determina la transferencia de calor entre la temperatura de la superficie y la temperatura que rodea al fluido, las correlaciones más apropiadas se encuentran definidas por:

$$Nu_L = 0.54 Ra_L^{1/4}, \quad (10^4 \leq Ra_L \leq 10^7) \quad (4.31)$$

$$Nu_L = 0.15 Ra_L^{1/3}, \quad (10^7 \leq Ra_L \leq 10^{11}) \quad (4.32)$$

Donde el número de Rayleigh está definido por:

$$Ra_L = \frac{g\beta(T_s - T_{\infty})L^3}{\nu\alpha} \quad (4.33)$$

g es la aceleración gravitacional, β es el coeficiente de expansión térmica, ν es la viscosidad cinemática, α es la difusividad térmica, L es la longitud característica: área superficial / perímetro de la placa, k es la conductividad térmica y:

$$h = \frac{Nu_L k}{L} \quad (4.34)$$

el flujo de calor es:

$$q'' = h(T_s - T_\infty) \quad (4.35)$$

El régimen de nucleación de ebullición $5^\circ\text{C} < \Delta T_e \leq 30^\circ\text{C}$ se define como:

$$q_s'' = \mu_l h_{fg} \left[\frac{g(\rho_l - \rho_v)}{\sigma} \right]^{1/2} \left(\frac{c_{p,l} \Delta T_e}{c_{s,f} h_{fg} Pr_l^n} \right)^3 \quad (4.36)$$

$$t = \frac{\pi}{3} \sqrt{2\pi} \left[\frac{\sigma}{g(\rho_l - \rho_v)} \right]^{1/2} \left[\frac{\rho_v^2}{\sigma g(\rho_l - \rho_v)} \right]^{1/4} \quad (4.37)$$

$$q'' = q_s'' \left\{ 1 + \left[\frac{2k_l(T_{sat} - T_{liquid})}{\sqrt{\pi} a_l} \right] \frac{24}{\pi h_{fg} \rho_v} \left[\frac{\rho_v^2}{\sigma g(\rho_l - \rho_v)} \right]^{1/4} \right\} \quad (4.38)$$

Donde μ_l es la viscosidad del líquido, h_{fg} es el calor latente de vaporización, ρ_l es la densidad del líquido saturado, ρ_v es la densidad del vapor saturado, σ es la tensión superficial de la interfaz líquido-vapor, $c_{p,l}$ es el calor específico del líquido saturado, Pr_l es el número de Prandtl para el líquido saturado, $n = 1$ para el agua, 1.7 para fluidos diferentes, $c_{s,f}$ es una constante empírica que es dependiente de la naturaleza del calentamiento de la superficie del fluido.

Para el régimen de transición de ebullición $30^\circ\text{C} < \Delta T_e \leq 120^\circ\text{C}$ el flujo de calor se encuentra entre el flujo de calor máximo y mínimo:

$$q_{max}'' = 0.149 h_{fg} \rho_v \left[\frac{\sigma g(\rho_l - \rho_v)}{\rho_v^2} \right]^{1/2} \quad (4.39)$$

$$q_{min}'' = 0.09 h_{fg} \rho_v \left[\frac{\sigma g(\rho_l - \rho_v)}{(\rho_l + \rho_v)^2} \right]^{1/4} \quad (4.40)$$

Se asume que la distribución del flujo de calor es logarítmicamente lineal, este se define puntualmente en un régimen de transición:

$$\text{Log}(q'') = \frac{\log(\frac{q_{max}''}{q_{min}''})}{\log(\frac{30}{120})} \log\left(\frac{\Delta T_e}{120}\right) + \log(q_{min}'') \quad (4.41)$$

$$q'' = 10^{\log(q'')} \quad (4.42)$$

El régimen de ebullición de la película $\Delta T_e > 120^\circ\text{C}$ se establece como:

$$h_c = 0.59 \left\{ \frac{g(\rho_l - \rho_v)\rho_v k_v^3 [h_{fg} + 0.68 c_{pv} \Delta T_e]}{\lambda \mu_v \Delta T_e} \right\}^{1/4} \quad (4.43)$$

Donde μ_v es la viscosidad del vapor, k_v es la conductividad térmica del vapor y c_{pv} es el calor específico del vapor saturado,

$$\lambda = 2\pi \left[\frac{\sigma}{g(\rho_l - \rho_v)} \right]^{1/2} \quad (4.44)$$

Al combinar los coeficientes de transferencia de convección y radiación se tiene que:

$$h_r = \theta \varepsilon_s \left[\frac{T_s^4 - T_{sat}^4}{T_s - T_{sat}} \right] \quad (4.45)$$

$$h_{total} = h_c + 0.75 h_r \quad (4.46)$$

Donde θ es la constante de Stefan-Boltzmann ε_s es la emisividad superficial, T_s es la temperatura superficial absoluta, el flujo de calor superficial está dado por

$$q'' = h_{total} \Delta T_e \quad (4.47)$$

Este planteamiento fue resuelto en Matlab R2018b® utilizando la formulación propuesta por Isiklar, los detalles a profundidad sobre el desarrollo del planteamiento pueden ser observados en [92]. La Tabla 4.29 muestra los parámetros utilizados para efectuar la simulación. La fuente de calor se considera de tipo Gaussiana con un radio específico (r_0) de 0.0045 m (4.5 mm). Los cálculos se realizaron para un tiempo de 1 segundo, y la potencia eléctrica (Watts, W) de cada cordón fue registrada a partir de las mediciones de A y V registradas directamente de la máquina de soldadura al efectuar el proceso bajo agua.

Tabla 4.29. Parámetros utilizados para el cálculo de la temperatura superficial de la soldadura subacuática [18].

T ambiente (°C)	23	Tensión superficial líquido-vapor σ (N/m)	58.9×10^{-3}
T inicial (°C)	23	Viscosidad del líquido μ_l	2.77×10^{-4}
T del agua (°C)	23	Viscosidad del vapor μ_v	12.02×10^{-6}
Calor específico (J/Kg°K)	509.3	Calor específico del líquido saturado c_{pl} (J/kgK)	4211
Densidad del acero (Kg/m³)	7854	Calor específico del vapor saturado c_{pv} (J/kgK)	2029
Gravedad g (m/s²)	9.81	Emisividad superficial ε_s	0.82
Constante empírica $c_{s,f}$	0.0132	Conductividad térmica del líquido k_l (W/mK)	0.682
Número de Prandtl Pr_l	1	Conductividad térmica del vapor k_v (W/mK)	0.682
Calor latente de vaporización h_{fg}	2257×10^3	Difusividad térmica α (m²/s)	0.16×10^{-6}
Densidad del líquido saturado ρ_l (Kg/m³)	957.85	Constante Stefan-Boltzmann θ (J/m²K⁴)	5.67×10^{-8}
Densidad del vapor saturado ρ_v (Kg/m³)	0.6	Radio efectivo r_0 (m)	0.0052

Para la estimación de la velocidad de enfriamiento R_c ($^{\circ}\text{C/s}$) se utilizó la ecuación empírica propuesta por Suga [93] (ecuación 4.47), al igual que la ecuación para el cálculo del tiempo de enfriamiento de $800\text{-}500$ $^{\circ}\text{C}$ ($\Delta t_{8/5}$) (ecuación 4.48), y que recientemente fue implementada por Wang et al. [94] en soldadura subacuática por FCAW.

$$R_c = 6.25 \times 10^5 \times Q^{-0.95} \times t^{0.17} \quad (4.48)$$

$$\Delta t_{8/5} = 455 \times R_c^{-1.09} \quad (4.49)$$

Donde Q es el aporte de calor en J/cm aplicado en la soldadura subacuática y t es el espesor de la placa en mm .

El cálculo de la distribución de temperaturas en la soldadura subacuática mediante FCAW es de gran importancia, ya que no solo permite obtener los perfiles térmicos efectuados, si no también permite apreciar de manera gráfica y analítica la interacción existente entre los complejos fenómenos que se llevan a cabo alrededor de la fuente de calor.

De acuerdo con Zhao et al. [10] una de las interacciones críticas durante la soldadura subacuática por FCAW es el efecto de la burbuja sobre el flujo eléctrico y estabilidad del arco eléctrico. Pero esta etapa de estudio del proceso se encuentra en desarrollo por los investigadores enfocados a la soldadura subacuática, ya que, es uno de los fenómenos de mayor complejidad existentes (metalúrgica y analíticamente hablando) debido a que las variaciones de A y V impactan directamente en la energía suministrada por el arco hacia la pieza y a su vez en Q . Con la variación de Q se afecta la velocidad de enfriamiento y esto afecta directamente al desarrollo microestructural quien es el responsable de la respuesta mecánica de la pieza.

Wang et al. [95] desarrollaron un diagnóstico de espectrometría por plasma para evaluar la soldadura subacuática basados en la teoría de Kirchoff-Plank, encontrando que la temperatura del arco es inferior al realizar soldaduras subacuáticas en comparación con soldaduras al aire, debido a que la energía del mismo es principalmente utilizada para ionizar el agua que rodea la fuente de calor. Por otra parte, Ghadimi et al. [96] centraron su investigación en el cálculo de la distribución de temperaturas en soldadura subacuática,

sin embargo, se dejan de lado los efectos de la radiación y la interacción de las burbujas alrededor del arco, dejando clara la dificultad al abordar este tipo de análisis.

Los resultados de perfil de temperatura, con base en lo anterior son presentados en las Figuras 4.43 para el DOE-I y en las Figura 4.44 para el DOE-II. Resaltando que, a pesar de la variación de parámetros de soldadura, las T_p se mantuvieron por debajo de la T de ebullición del acero, conocida a gran escala como cercana a los 3000 °C. Estos valores son mostrados en la Tabla 4.30, para los DOE I y II, respectivamente.

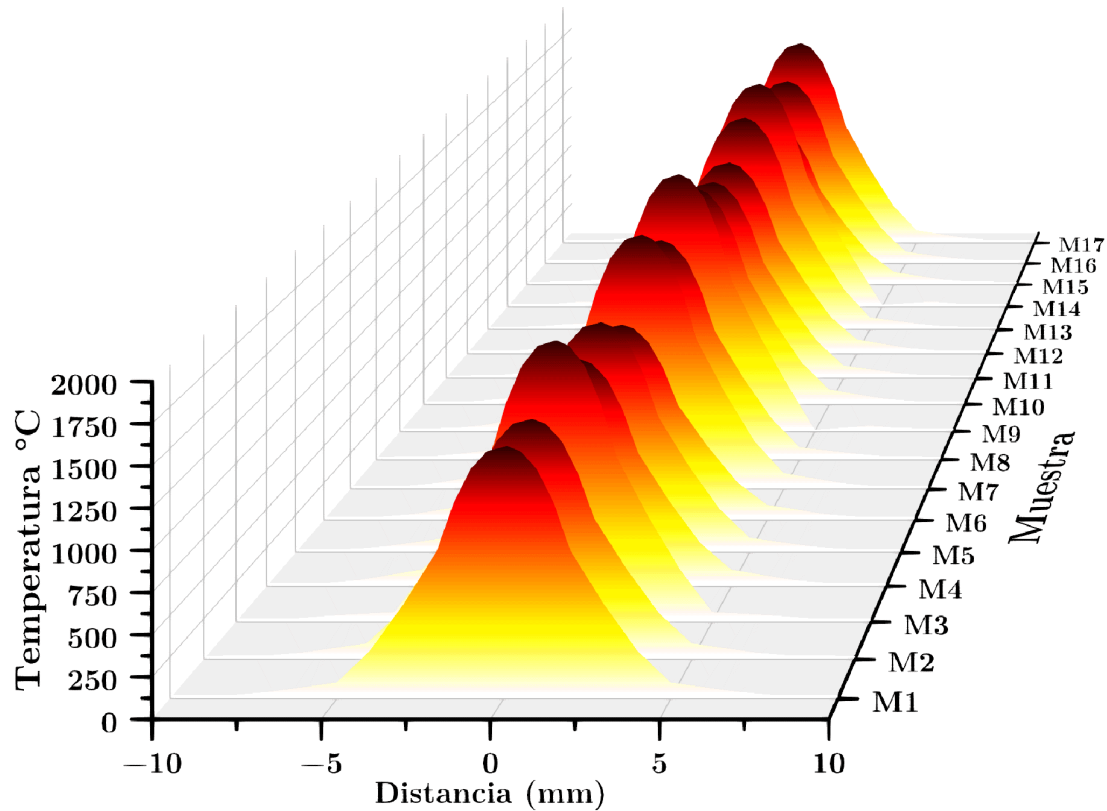


Figura 4.43. Perfiles de T_p obtenidos para las muestras del DOE-I.

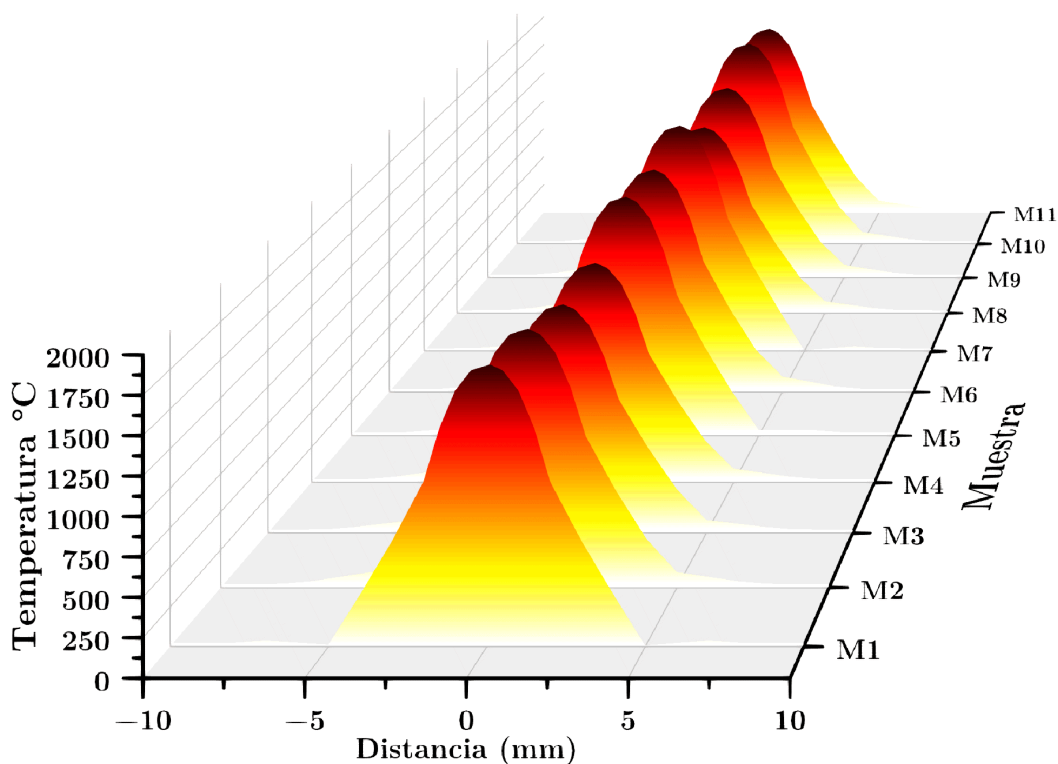


Figura 4.44. Perfiles de T_p obtenidos para las muestras del DOE-II.

Tabla 4.30. T_p alcanzadas durante la soldadura subacuática para el DOE I y DOE-II

DOE-I									
Muestra	M1	M2	M3	M4	M5	M6	M7	M8	M9
T_p (°C)	1515	1481	1778	1471	1525	1325	1765	1559	1864
Muestra	M10	M11	M12	M13	M14	M15	M16	M17	
T_p (°C)	1566	1485	1474	1668	1778	1309	1517	1695	
DOE-II									
Muestra	M1	M2	M3	M4	M5	M6	M7	M8	M9
T_p (°C)	1695	1702	1564	1559	1760	1697	1782	1516	1595
Muestra	M10	M11							
T_p (°C)	1738	1642							

La potencia eléctrica del arco (Watts), establecida por el resultado de $A \cdot V$, es el encargado de suministrar la energía necesaria para incrementar T . Para el DOE-I, se aprecia que Q es el responsable directo de la velocidad de enfriamiento a través de la velocidad de soldadura, ya que, al permanecer por mayor o menor tiempo sobre una porción de materia (acero) determinada, este valor controlará la transferencia de calor hacia la pieza. La Figura 4.45 muestra la variación de T respecto Q y la Figura 4.46 lo hace respecto a W , mientras que el primero no tiene una relación lineal directa con T , los W si la presentan. Por otra parte, la Figura 4.47 presenta que, al aumentar Q , R_c disminuye y en la Figura 4.48 se aprecia que el tiempo de enfriamiento (entre $800 - 500^\circ\text{C}$) aumenta de manera lineal.

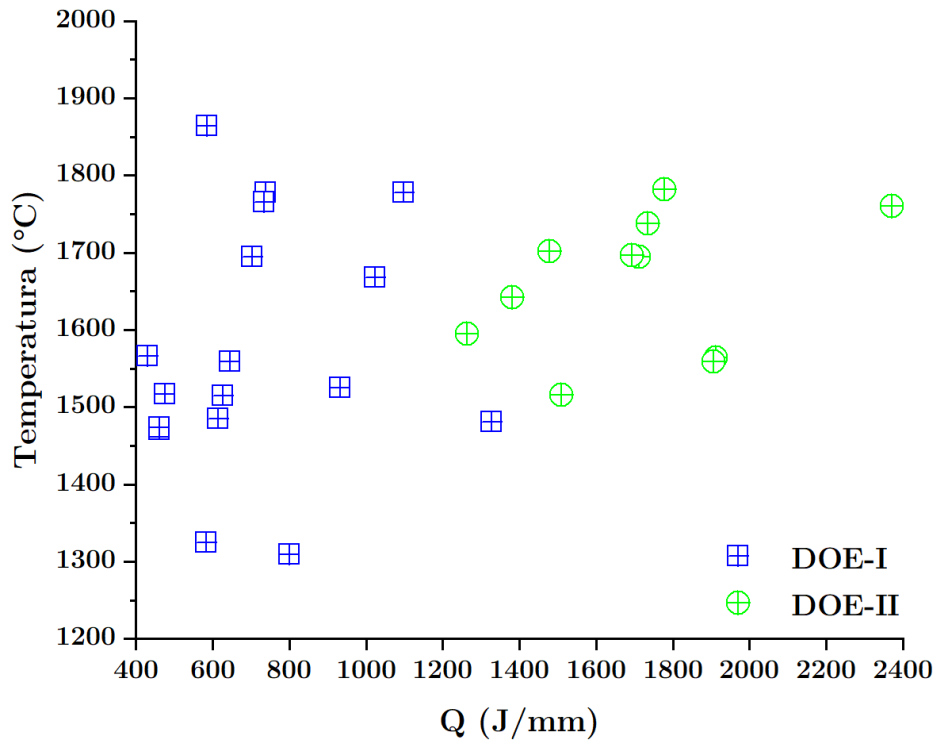


Figura 4.45. Relación entre Q y la T alcanzada durante la soldadura subacuática realizada mediante FCAW-S para DOE-I y DOE-II.

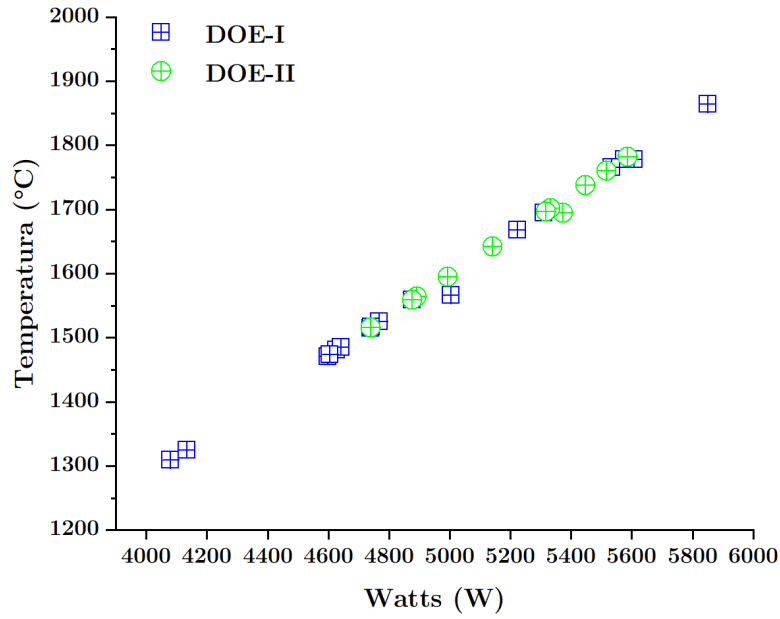


Figura 4.46. Relación entre W y la T alcanzada durante la soldadura subacuática para el DOE-I y DOE-II.

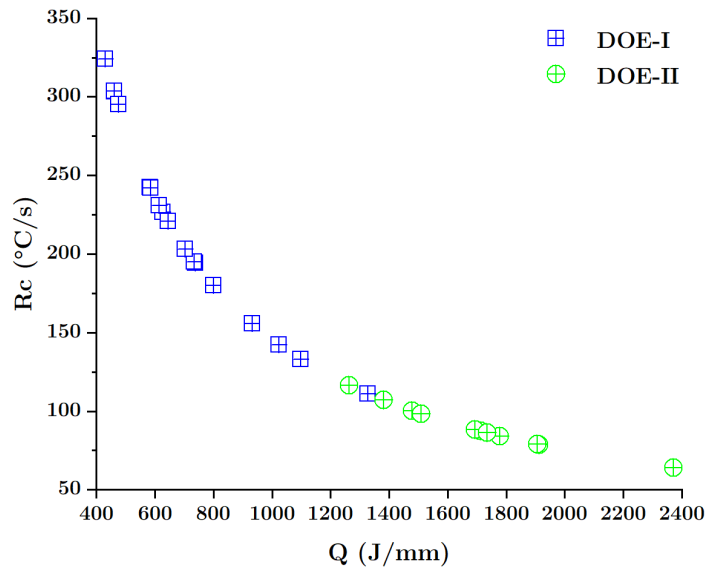


Figura 4.47. Relación entre Q y Rc durante la soldadura subacuática para el DOE-I y DOE-II.

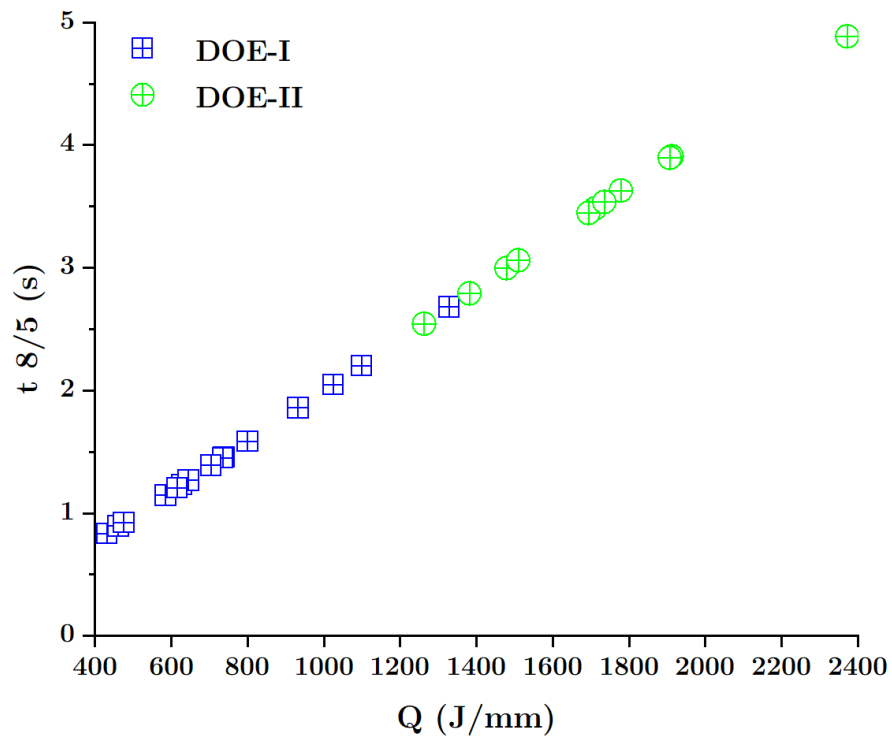


Figura 4.48. Relación entre Q y $t_{8/5}$ durante la soldadura subacuática realizada mediante FCAW-S para DOE-I y DOE-II.

5. CONCLUSIONES

1. Con la puesta en marcha del equipo de soldadura a nivel laboratorio fueron realizadas exitosamente los 17 cordones de soldadura de 30 cm propuestos en el DOE-I y 11 del DOE-II de 15 cm, sin embargo, el equipo puede efectuar cordones de hasta 50 cm de longitud de manera continua.
2. El análisis de microdureza Vickers en el DOE-I mostró valores superiores a 400 HV_{0.5} en la ZF, lo que confirma la formación predominante de M. En la ZAC_{gg} se observó la coexistencia de M y B, evidenciando la transformación inducida por el enfriamiento acelerado en condición subacuática.
3. El análisis de estadístico y matemático, mediante MSR y SVR, confirmó la alta sensibilidad del proceso FCAW-S a la variación de parámetros. Al fijar una variable, es posible delimitar el rango de operación de las variables restantes y controla defectos como la porosidad, validando la utilidad del DOE-CC.
4. Realizar cordones en posición 1G permitió establecer que un mayor Q y menor VS reducen significativamente la porosidad superficial, confirmando la viabilidad de las pruebas bajo condiciones reales de operación.
5. La caracterización de soldaduras del DOE-II demostró que, al incrementar Q es posible reducir la dureza de la ZF y ZAC_{gg}, al favorecer transformaciones de fase de menor dureza como α_{ac} y B, mejorando así el escape de los gases, disminuyendo la porosidad.
6. Los análisis estadísticos mostraron que las variables de respuesta (ancho, penetración, refuerzo, microdureza y % de porosidad interna) no presentan correlación significativa entre sí, lo que permite optimizarlas de manera independiente. Además, cada parámetro de proceso influyó directamente en la geometría, microdureza y porosidad, lo cual valida el enfoque estadístico propuesto.
7. El modelo SVR mostró mejor capacidad de predicción que MSR frente a la aleatoriedad de la porosidad interna. La optimización multiobjetivo permitió definir parámetros que lograron un refuerzo < 5 mm, microdureza promedio de

314 HV_{0.5} y porosidad interna < 5 %, usando WFS de 350 ipm, 24 V, CTWD de 6.69 mm y VS de 2.2 mm/s.

8. Se comprobó que, con el uso de un alambre comercial E71T-GS de 0.88 mm y $Q > 2$ kJ/mm es posible obtener microdureza inferior a 300 HV_{0.5} en condiciones subacuáticas, confirmando la efectividad de los parámetros óptimos definidos.
9. La disociación del agua, durante el proceso, tuvo un papel predominante en la formación de porosidad interna. El CTWD influyó proporcionalmente en dicha respuesta y la VS se relacionó inversamente con la dureza. Asimismo, el A incrementó la penetración, mientras que V y VS tuvieron efectos inversos sobre el ancho y refuerzo de la soldadura. También se encontró que el A promedio de las soldaduras tiene una relación inversa con el CTWD. Los cálculos de temperaturas pico mostraron que con $Q = 2371.93$ J/mm se alcanzan condiciones térmicas, que en combinación con las INM en la ZF, permiten sitios de nucleación heterogénea de α_{ac} , mostrando la influencia directa de Q sobre la evolución microestructural.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] H. Chen, N. Guo, X. Shi, Y. Du, J. Feng y G. Wang, «Effect of hydrostatic pressure on protective bubble characteristic and weld quality in underwater flux-cored wire wet welding,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 259, pp. 159-168, 2018.
- [2] Y. Fu, N. Guo, Y. Du, H. Chen, C. Xu y J. Feng, «Effect of metal transfer mode on spatter and arc stability in underwater flux-cored wire wet welding,» *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 35, pp. 161-168, 2018.
- [3] N. Guo, Y. Du, J. Feng, W. Guo y Z. Deng, «Study of underwater wet welding stability using an X-ray transmission method,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 225, pp. 133-138, 2015.
- [4] Y. Zhang, C. Jia, B. Zhao, J. Hu y C. Wu, «Heat input and metal transfer influences on the weld geometry and microstructure during underwater wet FCAW,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 238, pp. 373-382, 2016.
- [5] C. M. Mendonça y A. Q. Bracarense, «Investigação do Fenômeno das Bolhas em Soldagem Subaquática Molhada com Arame Tubular Autoprottegido,» *Soldagem & Inspeção*, vol. 24, p. e2416, 2019.
- [6] J. Wang, Q. Sun, T. Zhang, P. Xu y J. Feng, «Experimental study of arc bubble growth and detachment from underwater wet FCAW,» *Welding in the World*, pp. 1747-1759, 2019.
- [7] Q. Yang, Y. Han, C. Jia, J. Wu, S. Dong y C. Wu, «Impeding effect of bubbles on metal transfer in underwater wet FCAW,» *Journal of Manufacturing Process*, vol. 45, pp. 682-689, 2019.
- [8] C. Xu, N. Guo, X. Zhang, H. Jiang, Y. Tan y L. Zhou, «Influence of welding speed on weld pool dynamics and welding quality in underwater wet FCAW,» *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 55, pp. 381-388, 2020.

- [9] M. T. Assunção y A. Q. Bracarense, «Evaluation of the Effect of the Water in the Contact Tip on Arc Stability and Weld Bead Geometry in Underwater Wet FCAW,» *Soldagem & Inspeção*, vol. 22, nº 4, pp. 401-412, 2017.
- [10] B. Zhao, J. Chen, C. Wu y L. Shi, «Numerical simulation of bubble and arc dynamics during underwater wet flux-cored arc welding,» *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 59, pp. 167-185, 2020.
- [11] H. Zhang, X. Dai, J. Feng y L. Hu, «Preliminary Investigation on Real-Time Induction Heating-Assisted Underwater Wet Welding,» *Welding Journal*, vol. 94, nº 1, pp. 8S-15S, 2015.
- [12] E. Surojo, A. H. Gumilang, T. Triyono, A. R. Prabowo, E. P. Budiana y N. Muhayat, «Effect of Water Flow on Underwater Wet Welded A36 Steel,» *Metals*, vol. 11, nº 5, pp. 1-18, 2021.
- [13] E. Surojo, E. D. W. Syah Putri, E. P. Budiana y Triyono, «Recent Developments on Underwater Welding of Metallic Material,» *Procedia Structural Integrity*, vol. 27, pp. 14-21, 2020.
- [14] Y. Shi, Y. Hu, S. Lin y Z. Li, «Porosity and Microstructure of Underwater Wet FCAW of Duplex Stainless Steel,» *Metallography, Microstructure, and Analysis*, vol. 6, pp. 383-389, 2017.
- [15] F. Pérez-Guerrero y S. Liu, «Explaining Porosity Formation in Underwater Wet Welds,» de *ASME 2007 26th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering*, 2007.
- [16] H. Chen, N. Guo, K. Xu, C. Xu, L. Zhou y G. Wang, «In-situ observations of melt degassing and hydrogen removal enhanced by ultrasonics in underwater wet welding,» *Materials & Design*, vol. 188, p. 108482, 2020.
- [17] J. E. Omajene, J. Martikainen y P. Kah, «Effect of welding parameters on weld bead shape for welds,» *International Journal of Mechanical Engineering and Applications*, vol. 2, nº 6, pp. 128-134, 2014.
- [18] Y. V. Isiklar y I. Girgin, «Numerical Modelling of Underwater Welding,» *Journal of Naval Science and Engineering*, vol. 7, nº 2, pp. 11-29, 2011.

- [19] A. Ghosh, P. Kumar y A. Kumar, «Numerical Analysis of Heat Transfer of Arc Welded Plate,» de *Advances in Material Forming and Joining*, 2015.
- [20] J. Lancaster, *Metallurgy of Welding*, Springer Dordrecht, 1980.
- [21] R. de Medeiros y S. Liu, «A Predictive Electrochemical Model for Weld Metal Hydrogen Pickup in Underwater Wet Welds,» vol. 120, pp. 243-248, 1998.
- [22] P. S. Costa, G. Altamirano-Guerrero, R. M. Ochoa-Palacios, E. O. Reséndiz-Flores, L. A. Guía-Hernández y L. E. Ramírez-Luna, «Optimization of welding parameters in underwater wet FCAW on a structural steel using support vector regression and sequential quadratic programming,» *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 121, pp. 4225-4236, 2022.
- [23] A. Q. Bracarense , E. C. Pessoa, V. R. dos Santos, M. J. Monteiro, F. C. Rizzo, S. Paciornik, R. Reppold, J. R. Domingues y L. A. Vieira, «Estudo comparativo de eletrodos comerciais para soldagem subaquática molhada,» *Soldagem & Inspeção*, vol. 15, nº 4, pp. 325-335, 2010.
- [24] F. d. M. Liberato, P. J. Modenesi y A. Q. Bracarense, «Aspectos Operacionais da Soldagem Subaquática Molhada com Eletrodos Revestidos Inoxidável Austenítico,» *Soldagem & Inspeção*, vol. 23, nº 2, pp. 277-291, 2018.
- [25] B. K. Srivastava, S. Tewari y P. Jyoti, «A review on effect of arc welding parameters on mechanical behavior of ferrous metals/alloys,» *International Journal of Engineering Science and Technology*, vol. 2, nº 5, pp. 1425-1432, 2010.
- [26] C. Jia, T. Zhang, S. Y. Maksimov y X. Yuan, «Spectroscopic analysis of the arc plasma of underwater wet flux-cored arc welding,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 213, nº 8, pp. 1370-1377, 2013.
- [27] S. Thakur, G. Goga y A. Singh, «Influence of Welding Parameter on Bead Geometry of Weld Metal in Submerged Arc Welding,» de *International Conference of Advance Research & Innovation (ICARI) 2020*, 2020.
- [28] M. Rowe y S. Liu, «Recent developments in underwater wet welding,» *Science and Technology of Welding and Joining*, pp. 387-396, 2001.

- [29] E. Pessoa y S. Liu, «The State of the Art of Underwater Wet Welding Practice: Part 2,» *Welding Journal*, vol. 100, pp. 171-182, 2021.
- [30] A. W. Society, *Underwater welding code D3.6M:2017*, American National Standards Institute, 2017.
- [31] F. E. Claros Quichiz, *Análisis Paramétrico de Plataformas Marinas Fijas Sometidas a Oleaje*, Universidad Nacional de Ingeniería, Facultad de Ingeniería Civil, 2018.
- [32] A. Mather, *Offshore Engineering: An Introduction*, Witherby, 1995.
- [33] G. Clauss, E. Lehmann y C. Östergaard, *Offshore Structures Volume I: Conceptual Design and Hydromechanics*, Springer London, 1992.
- [34] J. Łabanowski, «Development of under-water welding techniques,» vol. 25, n° 12, pp. 933-937, 2011.
- [35] M. Flores, J. Ruiz y J. Acevedo, «Effect on the Microstructure and Mechanical Properties of the Structural Steel Welded in Marine Environment,» de *Characterization of Metals and Alloys*, Springer, Cham, 2016, pp. 29-37.
- [36] A. W. Society, *Specification for carbon steel electrodes for flux cored arc welding*, American National Standards Institute, 2017.
- [37] L. Jeffus, *Soldadura : principios y aplicaciones*, Ediciones Paraninfo. S.A., 2009.
- [38] J. Wang, Q. Sun, Y. Jiang, T. Zhang, J. Ma y J. Feng, «Analysis and improvement of underwater wet welding process stability with static mechanical constraint support,» *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 34, n° A, pp. 238-250, 2018.
- [39] A. Anand y A. Khajuria, «Welding Processes in Marine Applications: A Review,» *International Journal of Mechanical Engineering and Robotics Research*, vol. 2, n° 1, pp. 215-225, 2013.
- [40] Y. Hu, Y. Shi, K. Sun y X. Shen, «Microstructure evolution and mechanical performance of underwater local dry welded DSS metals at various simulated water depths,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 264, pp. 366-376, 2019.
- [41] S. Kou, *Welding Metallurgy Second Edition*, Wiley Interscience, 2003.

- [42] T. Kannan y N. Murugan, «Effect of flux cored arc welding process parameters on duplex stainless steel clad quality,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 176, pp. 230-239, 2006.
- [43] V. A. Karkhin, *Thermal Processes in Welding*, Springer Singapore, 2019.
- [44] P. Molera Solá, *Soldadura industrial: clases y aplicaciones*, Marcombo, 1992.
- [45] P. J. Modenesi, P. V. Marques y D. B. Santos, *Introdução à Metalurgia da Soldagem*, Universidade Federal de Minas Gerais, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2012.
- [46] A. International, *ASM Handbook Welding Fundamentals and Processes*, vol. 06A, 2011.
- [47] K. Poorhaydari, «Estimation of cooling rate in the welding of plates with intermediate thickness,» *Welding Journal*, vol. 84, pp. 149-155, 2005.
- [48] R. Timings, *Fabrication and Welding Engineering*, Routledge, 2008.
- [49] P. Houldcroft, *Submerged-Arc Welding*, Woodhead Publishing, 1990.
- [50] W. Zhang, «Evaluation of Susceptibility to Hydrogen Embrittlement - A Rising Step Load Testing Method,» *Materials Sciences and Applications*, vol. 7, nº 8, pp. 389-395, 2016.
- [51] J. López, *Optimización Multi-objetivo. Aplicaciones a problemas del mundo real*, Editorial de la Universidad Nacional de La Plata, 2014.
- [52] P. S. Costa, *Aplicación de las transformaciones de fase y modelos estadísticos en la optimización del proceso de soldadura por arco sumergido en uniones de acero API 5L X70*, Corporación Mexicana de Investigación en Materiales, 2015.
- [53] H. Gutiérrez Pulido y R. de la Vara Salazar, *Análisis y diseño de experimentos*, McGraw Hill, 2008.
- [54] D. C. Montgomery, *DISEÑO Y ANÁLISIS DE EXPERIMENTOS*, Arizona: Limusa Wiley, 2004.
- [55] L. A. Guía Hernández, R. M. Ochoa Palacios, E. O. Reséndiz Flores, P. S. Costa, P. J. Reséndiz Hernández y G. Altamirano Guerrero, «Optimization of submerged

- arc welding parameters to improve corrosion resistance and hardness in API 5L X70 steel joints using Support Vector Regression and Multi-Objective Genetic Algorithm,» *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 126, pp. 531-541, 2023.
- [56] K. Deb, A. Pratap, S. Agarwal y T. Meyariyan, «A Fast and Elitist Multiobjective Genetic Algorithm: NSGA-II,» *IEEE Transactions on evolutionary computation*, vol. 6, pp. 182-197, 2002.
- [57] I. ASTM, ASTM E384-23: Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials, West Conshohocken, PA, USA: ASTM International, 2023.
- [58] M. T. Assunção y A. Q. Bracarense, «Evaluation of the Effect of the Water in the Contact Tip on Arc Stability and Weld Bead Geometry in Underwater Wet FCAW,» *Soldagem & Inspeção*, vol. 22, n° 4, pp. 401-412, 2017.
- [59] D. A. Porter, K. E. Easterling y M. Y. Sherif, Phase Transformations in Metals and Alloys, CRC Press, 2009.
- [60] T. H. Courtney, Mechanical Behavior of Materials, McGraw-Hill, 2000.
- [61] J. R. Rice y D. M. Tracey, «On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields,» *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 17, n° 3, pp. 201-217, 1969.
- [62] T. Koseki, «Formation mechanism of hydrogen pores in underwater wet weld metal,» *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 9, n° 6, pp. 473-482, 2004.
- [63] Y. Shi, S. Liu y D. L. Olson, «Porosity formation and prevention in underwater wet welding,» *Welding Journal*, vol. 76, n° 11, pp. 456s-462s, 1997.
- [64] M. T. Assunção y A. Q. Bracarense, «A novel strategy to improve melting efficiency and arc stability in underwater FCAW via contact tip air chamber,» vol. 104, pp. 1-16, 2023.
- [65] E. Schwegler, G. Galli, F. Gygi y R. Q. Hood, «Dissociation of Water Under Pressure,» *Physical Review Letters*, vol. 87, p. 265501, 2001.

- [66] E. C. Pereira Pessoa, A. Q. Bracarense, E. M. Zica, S. Liu y F. Perez Guerrero, «Porosity variation along multipass underwater wet welds and its influence on mechanical properties,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 179, pp. 239-243, 2006.
- [67] V. Santos, A. Bracarense, E. Pessoa, R. Marinho, F. Rizzo, R. Junior y M. Monteiro, «Development of oxyrutil low alloy ferritic electrode for wet welding,» *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 21, pp. 1223-1247, 2022.
- [68] A. Pope, *Oxygen and hydrogen control in shielded metal underwater wet welding*, Metallurgical and Materials Engineering Department, Colorado School of Mines, 1995.
- [69] W. Small, R. Radzilowski y R. Pehlke, «Kinetics of solution of hydrogen in liquid iron, nickel, and copper containings dissolved oxygen and sulfur,» *Metallurgical Transactions*, vol. 4, pp. 2045-2050, 1973.
- [70] N. Guo, M. Wang, Y. Du, W. Guo y J. Feng, «Metal transfer in underwater flux-cored wire wet welding at shallow water depth,» *Materials Letters*, vol. 144, pp. 90-92, 2015.
- [71] L. E. Ramírez Luna, A. Q. Bracarense, E. C. Pereira Pessoa, P. S. Costa, G. Altamirano Guerrero y A. E. Salas Reyes, «Effect of the welding angle on the porosity of underwater wet welds performed in overhead position at different simulated depths,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 294, p. 117114, 2021.
- [72] W. C. Dias da Silva, A. Q. Bracarense y E. C. Pereira Pessoa, «Efeito da Profundidade de Soldagem no Hidrogênio Difusível de Soldas Molhadas,» *Soldagem & Inspeção*, vol. 17, nº 4, pp. 298-305, 2012.
- [73] E. Gharibshahiyan, A. H. Raouf, N. Parvin y M. Rahimian, «The effect of microstructure on hardness and toughness of low carbon welded steel using inert gas welding,» *Materials & Design*, vol. 32, nº 4, pp. 2042-2048, 2011.
- [74] D. Loder y S. Michelic, «Systematic investigation of acicular ferrite formation on laboratory,» *Materials Science and Technology*, vol. 33, pp. 162-171, 2017.

- [75] O. Grong y D. Matlock, «Microstructural development in mild and low-alloy steel weld metals,» *International Metals Reviews*, vol. 31, n° 1, pp. 27-48, 1986.
- [76] C. Dube, H. Aaronson y R. Mehl, «La formation de la ferrite proeutectoïde dans les aciers au carbone,» *Metallurgical Research and Technology*, vol. 55, n° 3, pp. 201-210, 1958.
- [77] C. Capdevila, F. Caballero y C. García de Andrés, «Relevant aspects of allotriomorphic and idiomorphic ferrite transformation kinetics,» *Materials Science and Technology*, vol. 19, n° 2, pp. 195-201, 2013.
- [78] M. Strangwood y H. Bhadeshia, «The mechanism of acicular ferrite formation in weld deposits,» *Advances in Welding Technology and Science*, pp. 187-191, 1987.
- [79] D. Loder, S. Michelic y C. Bernhard, «Acicular Ferrite Formation and Its Influencing Factors - A Review,» *Journal of Materials Science Research*, vol. 6, n° 1, pp. 24-43, 2017.
- [80] R. Farrar y P. Harrison, «Acicular ferrite in carbon-manganese weld metals: An overview,» *Journal of Materials Science*, vol. 22, n° <https://doi.org/10.1007/BF01133327>, pp. 3812-3820, 1987.
- [81] H. Bhadeshia, *Bainite in Steels: Transformations, Microstructure and Properties*, Maney Pub, 2001.
- [82] R. Villegas, A. Redjaimia, A. Confente y M. Perrot-Simonetta, «Fractal Nature of Acicular Ferrite, and Fine Precipitation In Medium Carbon Micro-Alloyed Forging Steels,» de *Proc. New Developments on Metallurgy and Applications of High Strength Steels*, Buenos Aires, 2008.
- [83] S. Babu, «The mechanism of acicular ferrite in weld deposits,» *Curr. Opin. Solid State Mater*, vol. 8, pp. 267-278, 2004.
- [84] H. Bhadeshia, «Transition from bainite to acicular ferrite in reheated Fe-Cr-C weld deposits,» *Materials Science and Technology*, vol. 6, pp. 1005-1050, 1990.
- [85] S. Babu y H. Bhadeshia, «A direct study of grain boundary allotriomorphic ferrite crystallography,» *Materials Science and Engineering*, vol. 142, pp. 209-219, 1991.

- [86] A. Mills, G. Thewils y J. Whiteman, «Nature of inclusions in steel weld metals and their influence in formation of acicular ferrite,» *Materials Science and Technology*, vol. 3, n° 12, pp. 1051-1061, 2013.
- [87] A. L. V. da Costa e Silva, «Non-metallic inclusions in steel - Origin and control,» *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 7, n° 3, pp. 283-299, 2018.
- [88] D. Sarma, A. Karasev y P. Jönsson, «On the Role of Non-metallic Inclusions in the Nucleation of Acicular Ferrite in Steels,» *ISIJ International*, vol. 49, n° 7, pp. 1063-1074, 2009.
- [89] H. Bhadeshia, *Steels: Microstructure and Properties*, 2001.
- [90] S. A. David y J. M. Vitek, «Correlation between solidification parameters and weld microstructures,» *International Materials Reviews*, vol. 34, n° 1, pp. 213-245, 1989.
- [91] H. Zakerinia, A. Kermanpur y A. Najafizadeh, «Color metallography; a suitable method for characterization of martensite and bainite in multiphase steels,» *International Journal of Iron & Steel Society of Iran*, vol. 6, n° 1, pp. 14-18, 2009.
- [92] Y. V. Isiklar, *A Numerical Study of Heat Transfer Behavior In Welding*, Naval Postgraduate School, 1998.
- [93] Y. Suga, «The effect of cooling rate on mechanical properties of underwater wet welds in gravity arc welding,» *Trans. Jpn. Weld. Soc.*, vol. 21, pp. 144-149, 1990.
- [94] J. Wang, H. Li, C. Hu, Z. Wang, K. Han, D. Liu, J. Wang y Q. Zhu, «The Efficiency of Thermite-Assisted Underwater Wet Flux-Cored Arc Welding Process: Electrical Dependence, Microstructural Changes, and Mechanical Properties,» *Metals*, vol. 13, n° 5, p. 831, 2023.
- [95] G. Wang y Q. Qian, «Spectral diagnostic of temperature of underwater welding arc,» *J. South China Univ. Technology (Natural Science)*, vol. 25, n° 2, pp. 8-13, 1997.
- [96] P. Ghadimi, H. Ghassemi, M. Ghassabzadeh y Z. Kiaei, «Three-dimensional simulation of underwater welding and investigation of effective parameters,» *Weld J.*, vol. 92, pp. 239-243, 2013.

- [97] Y. V. Isiklar y I. Girgin, «Numerical Modelling of Underwater Welding,» *Journal of Naval Science and Engineering*, vol. 7, nº 2, pp. 11-29, 2011.

ANEXOS

En esta sección se presenta la productividad obtenida durante la realización de esta tesis, se encuentran organizados de la siguiente manera:

- A) Artículos científicos publicados
- B) Constancias de participación en congresos
- C) Diplomas y reconocimientos
- D) Constancias de codirección de tesis de ingeniería
- E) Certificación del idioma inglés

En total se publicaron 7 artículos científicos en Journals pertenecientes a JCR, los cuáles fueron The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, MRS Advances y Soldagem & Inspeção, además se realizó la función de revisor para el Journal SN Applied Sciences (Q2), perteneciente a la editorial Springer Nature. Se presentaron ponencias en el International Materials Research Congress y en el Congreso Internacional de Metalurgia y Materiales del Instituto Tecnológico de Saltillo. La Asociación Mexicana de Microscopía y Microanálisis seleccionó 2 micrografías obtenidas como parte de las 12 mejores de México en 2024, una de ellas en colaboración con Innova Bienestar de México (anteriormente COMIMSA). Se obtuvo el reconocimiento como miembro del Sistema Estatal de Investigadores (Coahuila) y se realizó la labor de codirector de tesis de ingeniería (2), en donde los alumnos fueron titulados satisfactoriamente en tiempo y forma. Como parte de las actividades correspondientes a la formación doctoral, se impartieron las materias de Taller de Investigación I y II, además de Ingeniería de Materiales Metálicos y No Metálicos a los alumnos de Ingeniería en Materiales e Ingeniería Mecánica del Instituto Tecnológico de Saltillo.

ANEXO A

ARTÍCULOS CIENTÍFICOS PUBLICADOS



Underwater welding: Evaluation of the structural characteristics of the fusion zone generated in an A36 structural steel welded by FCAW-S

Luis A. Guía-Hernández¹ · Rocío M. Ochoa-Palacios¹ · Patricia S. Costa¹ · Gerardo Altamirano-Guerrero¹ · Perla J. Reséndiz-Hernández¹ · César A. Facusseh-Valerio¹

Received: 6 December 2024 / Accepted: 23 March 2025

© The Author(s), under exclusive licence to Springer-Verlag London Ltd., part of Springer Nature 2025

Abstract

Self-shielded flux core arc welding (FCAW-S) can be applied in underwater maintenance and repair operations. However, this process presents poor arc stability and bubble generation in the weld puddle, negatively affecting mechanical properties. This research analyzed the structural characteristics of the fusion zone (FZ) in an A36 steel plate welded by FCAW-S, and their relationship with the process parameters. A central composite design of experiments (DOE) was proposed with 24 V and wire feed speed (WFS) of 148.16 mm/s as constant values. As variables, the contact tip to work distance (CTWD) was set between 4 and 10 mm with a welding speed (WS) between 2 and 3.4 mm/s using a commercial wire E71T-GS of 0.9 mm. The surface of the welds showed the characteristic asymmetrical appearance and 2 to 5% internal porosity percentages. Heat input (Q) was calculated using amperage (A), voltage (V), and WS; at $Q = 1510$ J/mm, the microstructure was completely martensitic; at $Q = 1906$ J/mm, the microstructure was martensitic with large regions of bainite, and cracks generated by microporosities. The highest $Q = 2372$ J/mm presented a microstructure with acicular ferrite (AF) nucleating from non-metallic inclusions, considerably reducing the FZ Vickers microhardness up to 278 HV_{0.5}. The slight variation in welding parameters affects the geometrical response of the welds. The weld quality can be improved using a good combination of parameters. Still, the internal porosity did not have a linear relationship with Q due to the dissociation of the water molecule and the interaction of hydrogen and oxygen in molten metal.

Keywords Underwater welding · Fusion zone · Microstructure · Porosity · Cooling rate · FCAW-S · Acicular ferrite

1 Introduction

Underwater wet welding is a joining technique widely used to repair ships, docks, dams, and oil platforms. According to Brown et al. [1], it has been used since the early years of the twentieth century, mainly as an engineering tool developed during the First World War. Toward the end of the 1920s, the electrodes used were coated with waterproof materials, in an attempt to counteract the evident reduction in the quality and mechanical properties of welding when compared to those carried out in air. However, these welds managed to

fulfill their function of making temporary repairs quickly; in this way, the piece or ship could be put into operation again. The metallurgical study of these welds was based on the theory of solidification and phase transformations, which were determined by the thermal profiles of the joint. Being in direct contact with water, the heat extraction rate is very high; Omajene et al. [2] indicated that the Q used for underwater welding is in the range of 1.0 to 2.0 kJ/mm; however, this causes the cooling time to be between 2 and 4 s in the range of 800–500 °C, but as the thickness increases, the cooling rate (R_c) tends to decrease. When comparing the R_c of underwater welding and those performed in air, when the temperature is 700 °C, a R_c in the range of 125–90 °C/s (thickness 5–20 mm) was reported, while, for the same thicknesses, the R_c ranges between 5 and 55 °C/s for welding carried out in the air [3]. Some approaches have been made to establish these cooling ranges, highlighting the work of Chigariev et al. [4] establishing that R_c can vary from 415 to

✉ Rocío M. Ochoa-Palacios
rocio.op@saltillo.tecnm.mx

¹ División de Estudios de Posgrado e Investigación,
Tecnológico Nacional de México/IT Saltillo, Blvd. V.
Carranza 2400 Col. Tecnológico, Saltillo 25280, Coahuila,
México



Optimization of welding parameters in underwater wet FCAW on a structural steel using support vector regression and sequential quadratic programming

Patricia S. Costa¹ · Gerardo Altamirano-Guerrero¹ · Rocio M. Ochoa-Palacios¹ · Edgar O. Reséndiz-Flores¹ · Luis A. Guía-Hernández¹ · Luis E. Ramírez-Luna²

Received: 12 May 2022 / Accepted: 17 June 2022 / Published online: 4 July 2022
© The Author(s), under exclusive licence to Springer-Verlag London Ltd., part of Springer Nature 2022

Abstract

The underwater welding process used to repair offshore engineering structures involves a large number of processing parameters that must be selected and strictly controlled to achieve the required metallurgical and mechanical characteristics. Internal and surface porosity is a very common serious problem in underwater welding directly dependent on the process parameters. In this research work, a novel modeling and optimization study applying support vector regression (SVR) model and sequential quadratic programming (SQP) algorithm in order to predict and optimize the main process parameters of underwater flux cored arc welding (FCAW) on surface porosity in bead-on-plate welds of ASTM A36 steel is investigated. For this purpose, the experimental underwater wet FCAW process was carried out in an open tank with a 30-cm fresh water column. A composed central design was used to obtain the experimental matrix of 17 underwater welding tests with several combinations of parameters and variation levels: voltage (V , 22–26 V), welding speed (v , 3–10 mm/s), and wire feed speed (WFS , 6350–11,430 mm/min) and the surface porosity was counted to each weld bead. In general, the results showed that this new computational approach using SVR satisfactorily approximates the level of surface porosity according to the operational variables. The model was validated with experimental results obtained from optimization with sequential quadratic programming algorithm. Using both mathematical methods, it was possible to obtain adequate parameters ($V = 24V$, $WFS = 8890$ mm/min, and $v = 3.4$ mm/s) to experimentally produce underwater welds with minimal surface porosity (fewer than 10 pores in a bead length of 30 cm).

Keywords Underwater welding · Parameters optimization · Support vector regression

✉ Edgar O. Reséndiz-Flores
edgar.rf@saltillo.tecnm.mx

Patricia S. Costa
patricia_sheilla@hotmail.com

Gerardo Altamirano-Guerrero
gerardo.ag@saltillo.tecnm.mx

Rocio M. Ochoa-Palacios
rocio.op@saltillo.tecnm.mx

Luis A. Guía-Hernández
antonio.guia@outlook.com

Luis E. Ramírez-Luna
leramirez@consultoresensoldadura.com

1 Introduction

In the last years, many investigations are focused on the study of the underwater wet welding using shielded metal arc welding (SMAW) and flux cored arc welding (FCAW) techniques [1–11]. These processes can be used for the design, production, and repair of underwater steel structures in areas where the high demand of hydrocarbons is important for the development of the world economy [12]. Previous researchers have found strategies to improve the efficiency of the processes during repair works of structures and ships in shallow and offshore; however, still the effect of the arc and the underwater conditions have shown different results on metallurgical and mechanical features of the welded joint [13].

The FCAW is a process studied recently due to flexibility in operation, good appearance, higher deposition rate, and

¹ División de Estudios de Posgrado e Investigación, Tecnológico Nacional de México/IT Saltillo, Blvd. V. Carranza 2400 Col. Tecnológico, Saltillo 25280, Coahuila, Mexico

² Consultores Asociados en Soldadura S.C., Saltillo, Coahuila, Mexico



Optimization of submerged arc welding parameters to improve corrosion resistance and hardness in API 5L X70 steel joints using Support Vector Regression and Multi-Objective Genetic Algorithm

Luis A. Guía-Hernández¹ · Rocio M. Ochoa-Palacios¹ · Edgar O. Reséndiz-Flores¹ · Patricia S. Costa¹ · Perla J. Reséndiz-Hernández¹ · Gerardo Altamirano-Guerrero¹

Received: 6 December 2022 / Accepted: 3 February 2023

© The Author(s), under exclusive licence to Springer-Verlag London Ltd., part of Springer Nature 2023

Abstract

Mathematical techniques such as Support Vector Regression (SVR) and Multi-Objective Genetic Algorithms (MOGA) were used for a multi-objective optimization of corrosion rate (R_{corr}) and hardness in an API 5L X70 steel welded by submerged arc welding (SAW) process with a double-V bevel shape. The inner and outer bevels (IB and OB, respectively) were joined at different conditions of voltage (V), amperage (A) and travel speed in inches per minute (TS (ipm)), with a range in heat input (Q) of 1278–1693 J/mm . As Q is responsible for the microstructural behavior of the welds, their particular characteristics are defined by welding parameters giving as response variables the hardness and R_{corr} in the fusion zone (FZ). For the experimental corrosion evaluation, the samples were tested in the FZ and base metal (BM) with potentiodynamic polarization test by three-electrode cell in an $H_2O+3.5$ wt.% NaCl electrolyte, and the Vickers microhardness (HV) profiles were measured with a 500 g force. The experimental results (HV and R_{corr}) were used for the corresponding prediction and optimization by SVR and MOGA. The main results show that R_{corr} using optimized parameters decreases significantly from 2.356 mils per year (mpy) to 0.577 mpy in the FZ with a predominant microstructure of acicular ferrite (AF) and small regions of ferrite at the grain boundary (FGB). For the hardness, the predicted results were 217.36 HV (IB) and 225.63 HV (OB) against the 224.58 HV and 215.75 HV recorded in the validation sample revealing the great effectiveness of the applied method for prediction and optimization.

Keywords Submerged arc welding · Corrosion · Parameters optimization · Support Vector Regression

✉ Edgar O. Reséndiz-Flores
edgar.rf@saltillo.tecnm.mx

Luis A. Guía-Hernández
d21052244@saltillo.tecnm.mx

Rocio M. Ochoa-Palacios
rocio.op@saltillo.tecnm.mx

Patricia S. Costa
patricia_sheilla@hotmail.com

Perla J. Reséndiz-Hernández
perla.rh@saltillo.tecnm.mx

Gerardo Altamirano-Guerrero
gerardo.ag@saltillo.tecnm.mx

1 Introduction

The manufactured pipelines made with ferrous alloys are used in transportation industry, particularly the API 5L X70 steel, which is specific steel used for carrying water and hydrocarbons worldwide. It is known that the construction and maintenance of pipelines are related to corrosion problems [1–3]. Several investigations [4–6] have demonstrated that corrosion failure can occur by uniform, pitting, or galvanic mechanism on the welded regions, due to environmental agents such as chlorides, sulfides, carbon dioxide, and organic acid present in the hydrocarbons. Due to this, when the application of the pipeline is in contact with marine water, the corrosion phenomenon is given by factors like the salinity, temperature, pollution, dissolved oxygen, and biological activities of the water, depending on the zone where the pipeline is situated. Joyde et al. [7] mentioned a range of pH for seawater of 7.5–8.4 and it

¹ División de Estudios de Posgrado e Investigación, Tecnológico Nacional de México/IT Saltillo, Blvd. V. Carranza 2400 Col. Tecnológico, Saltillo, 25280, Coahuila, México



Effect of input parameters on bead geometry and penetration in underwater wet welding using FCAW-S process

Luis A. Guía-Hernández¹ · Patricia S. Costa¹ · Gerardo Altamirano-Guerrero¹ · Rocio M. Ochoa-Palacios¹ · Luis E. Ramírez-Luna² · Alexandro Buendía-Carrillo¹ · Isis F. de Luna-Jiménez¹

Received: 16 September 2022 / Accepted: 31 October 2022
© The Author(s), under exclusive licence to The Materials Research Society 2022

Abstract

Underwater wet welding (UWW) is the most widely used technique for repair and maintenance of underwater steel structures. In this paper, it is present the influence of the main welding parameters on the weld bead geometry (penetration, reinforcement and width) using the self-shielded flux cored arc welding (FCAW-S) process. For this purpose, four different experimental welds were made on ASTM A36 steel plates using different combinations of voltage (22.8–25.2 V), wire feed speed (WFS, 290.5 and 409.5 ipm) and amperage (145–220 A). As the resulting bead geometry is influenced by the welding parameters, the width, penetration, and reinforcement were measured using ImageJ software. The results showed that V has an inversely proportional effect on the width, on the other hand, when A increases, the reinforcement of the weld and penetration tend to increase.

Introduction

Underwater wet FCAW-S is widely used for the repair of marine constructions, ship hulls, and structural elements of bridges and dams. This welding process stands out for being economical and versatile as it allows it to be applied to parts with complex geometry. However, this type of wet welding is more difficult to carry out compared to air conventional welding due to higher pressure, hydrogen content, and higher cooling rates [1]. In the underwater wet welding (UWW) field exists operational drawbacks that can compromise the quality of the joints. Technically, one of the biggest challenges is achieving optimal electric arc stability. The process parameters used have a direct influence on the geometry of the beads as they are responsible for generating the heat input supplied to the base metal.

In recent years, multiple works have been studied to achieve an improvement of welding parameters to obtain optimal quality in underwater welds, however, there are still many technical problems to be solved [2]. Underwater FCAW-S has an asymmetric appearance compared to normal conditions, the influence of pressure and water generates a more compressed arc with a greater temperature gradient in the fusion zone (FZ), and the cooling speed of the metal can change from 415 to 56 °C/s in the range of 800 to 500 °C, due to this, the process parameters are related to very low visibility of the electric arc, so, the slag and cracks formation compromise the mechanical response of the weld [3–5]. When the temperature increases it is physically impossible to avoid the formation of bubbles on the weld and the gases generated remain trapped during solidification, generating porosity. Their geometry is influenced by the A , V , and welding speed (WS); with a lower V , small diameter and random distribution will predominate, causing a deviation and disturbance of the electric arc, while increasing WS increases the solidification speed and this favors the introduction of hydrogen into the weld pool by being trapped due to an initial stage of solidification caused by direct contact with water [6–9].

Due to the complexity of these problems and the requirements established by the American Welding Society in its D3.6 standard [10], process parameters control is necessary to improve the quality of the welds and guarantee their

✉ Luis A. Guía-Hernández
d21052244@saltillo.tecnm.mx

¹ División de Estudios de Posgrado e Investigación, Tecnológico Nacional de México/IT de Saltillo, Blvd. Venustiano Carranza 2400, Col. Tecnológico, 25280 Saltillo, Coahuila, Mexico

² Consultores Asociados en Soldadura S.C., Calle Gral. Juan N. Álvarez 368, Zona Centro, 25000 Saltillo, Coahuila, Mexico



Effect of heat input on microstructure and mechanical properties in underwater wet flux-cored arc welding of structural steels

Isis Fernanda de Luna¹ · Patricia Costa¹ · Gerardo Altamirano-Guerrero¹ · Antonio Guía-Hernández¹ · Rocío Ochoa-Palacios¹ · Luis E. Ramírez-Luna² · Alexandro Buendía¹

Received: 11 September 2022 / Accepted: 8 November 2022 / Published online: 1 December 2022
© The Author(s), under exclusive licence to The Materials Research Society 2022

Abstract

In recent years, the researches have been leaning towards the use of the wet welding process using the self-shielded flux-cored arc welding (FCAW-S) due to its higher productivity. Processing parameters such as welding current (I), arc voltage (E) and welding speed (v) notably determine the final microstructure and resulting mechanical properties of underwater wet welds. In this research work, the effect of the heat input generated by experimental underwater wet welding using the FCAW-S process on the microstructure and microhardness of weld beads made on ASTM A36 steel plates is investigated. For this purpose, experimental underwater welding tests were carried out in a special tank containing 30 cm of water column using three levels of heat input (578, 694 and 1074 J/mm) and a commercial filler metal (AWS E71T-GS). The microstructure and mechanical properties of the weld beads obtained were characterized by scanning electron microscopy (SEM) and Vickers hardness tests, respectively. In general, the experimental results show that the microstructure in both heat-affected zone (HAZ) and fusion zone (FZ) is basically constituted by martensite (M) for the three energy levels studied, which is related to the high cooling rates involved in the underwater welding processes. In addition, the mechanical properties reveal that the hardness values decrease with the increase in heat input due that increasing the ratio decreases the cooling rate and the martensite resulting is less hard. Finally, it is concluded that it is necessary to change the filler metal or looking for better parameters configuration to obtain higher heat input and change de microstructure in the fusion zone (FZ) to improve the mechanical properties in the welded component.

Introduction

The “underwater welding” is the process in which two similar or dissimilar metals are joined in an underwater (sub-aquatic) environment [1–3]. The American Welding Society (AWS) has cataloged about 50 different welding processes[4], however, just a few of them can be used for underwater welding since the equipment’s adaptability to aqueous environments and the applications required are very complex [5]. The most widely used underwater welding procedure is by shielded metal arc stick welding (SMAW),

however, current developments are related to the application of FCAW-S mainly due to its higher productivity [6–8].

The underwater wet FCAW-S process is carried out directly in an aquatic environment at a depth of up to 100 m [9]. The FCAW-S process is widely used to join components in the naval industry, nuclear industry, maritime platforms, components and structures made of carbon steel and low alloy steel. This productive process is capable of achieving higher deposition rates and can be applied for general welding or specific situations in repairs, for welding out of position or high deposition [5]. In recent years, due to its higher productivity, this practical process has been the object of attention in the scientific research field [10–12].

The majority of studies in this regard are focused on improving the electric arc stability during the underwater wet FCAW-S process. For example, Yang et al. [13] showed in their studies that the arc voltage directly influences the size of the bubbles that are formed during the reactions in the weld pool and a low voltage promotes greater turbulence in metal transfer due to the small diameter of the bubbles which

✉ Patricia Costa
patricia_sheilla@hotmail.com

¹ Tecnológico Nacional de México/IT Saltillo, Blvd. V. Carranza 2400 Col. Tecnológico, 25280 Saltillo, Coahuila, Mexico

² Consultores Asociados en Soldadura, Saltillo, Coahuila, Mexico



Study of surface porosity of underwater wet welding employing FCAW-S process in structural steels

Patricia Sheilla Costa¹ · Gerardo Altamirano-Guerrero¹ · Rocío M. Ochoa-Palacios¹ · Luis Edmundo Ramirez-Luna² · Luis A. Guía-Hernández¹ · Isis F. de Luna-Jiménez¹ · Alexandro Buendía-Carrillo¹

Received: 11 September 2022 / Accepted: 21 December 2022 / Published online: 5 January 2023
© The Author(s), under exclusive licence to The Materials Research Society 2023

Abstract

One of the main problems in using the flux-cored arc welding (FCAW) process in underwater conditions is the adequate control of the welding parameters that determine the stability of the arc and quality of the joints obtained. Thereby, the objective of this research work is to evaluate the superficial porosity variation in welding bead made on ASTM A36 steel plates using the underwater wet welding FCAW-S process. Commercial wire (AWS E71T-GS) was used to perform wet welds in simulated conditions of laboratory in a container with 30 cm of fresh water column. The configuration of the experimental tests was carried out using a central composite design and response surface methodology (RSM) analysis, obtaining an experimental matrix of 17 underwater wet welding tests. The input parameters and variation levels included wire feed speed (250–450 ipm), arc voltage (22–26 V) and welding speed (3–10 mm/s), whilst the superficial porosity was selected as the output variable of the RSM. All the samples presenting superficial porosity derived the difficulty in controlling the stability of the arc in a wet environment. From the results obtained it was possible to establish an empirical mathematical model for superficial porosity as a function of welding parameters in underwater wet welding performed with FCAW-S process. In general, it was observed that the highest porosity occurs for high values of voltage and welding speeds. The lowest levels to superficial porosity were obtained with the following parameters setting: welding speed at 3.0 to 4.4 mm/s, arc voltage at 23 to 25 V and wire feed speed between 350 and 400 ipm.

Introduction

Underwater wet welding is performed by a welder manually and is used in the repair of ships, offshore platform structures and pipelines that carry oil and gas from the ocean floor to offshore platforms [1]. However, this type of welding can also be used for the recovery of metal structures and boat hulls that are submerged in rivers, dams and lagoons. The problem with wet welding is that its mechanical properties are inferior when compared to those made on the surface, mainly due to the generation of a large number of pores and other defects caused by the chemical reactions that occur in the weld puddle [2]. In addition, due to the fast cooling of

the steel in these wet conditions, undesirable microstructures can form in the welded joint that can generate accelerated embrittlement and loss of mechanical properties, leading to possible cracking of the welded component [3, 4].

The wet welding process using self-shielded cored wire (FCAW-S) has been studied in recent years by several authors [5–9]. Technically, one of the biggest challenges is achieving optimal stability of the welding arc. In this context, Chen et al. [10] studied the influence of the pressure caused by the underwater environment on the quality of the weld; their results report a direct influence on the formation of bubbles in the field adjacent to the electric arc. The influence of the generated bubble tends to cause greater instability in the electric arc, causing an increase in the porosity of the joint made.

On the other hand, Fu et al. [11] studied the effect of voltage on the metal transfer mechanism of underwater welding, reporting that a short-angle globular transfer method will favour the quality of the weld, whilst a wide-angle globular transfer mechanism or of the type short circuit, they must be controlled to avoid the formation of imperfections due to the

✉ Patricia Sheilla Costa
patricia_sheilla@hotmail.com

¹ Tecnológico Nacional de México/IT Saltillo, Blvd. V. Carranza 2400 Col. Tecnológico, 25280 Saltillo, Coahuila, Mexico

² Consultores Asociados en Soldadura, Saltillo, Coahuila, Mexico

Efecto del Aporte Térmico Sobre el Comportamiento Metalúrgico de Soldaduras Subacuáticas Mojadas Empleando el Proceso FCAW-S

Patricia Sheilla Costa¹ , Gerardo Altamirano Guerrero¹ , Luis Edmundo Ramírez Luna² , Luis Antonio Guía Hernández¹ 

¹Tecnológico Nacional de México, Instituto Tecnológico de Saltillo, División de Estudios de Posgrado e Investigación, Saltillo, Coahuila, México.

²Consultores Asociados en Soldadura, Saltillo, Coahuila, México.

Como citá: Costa PS, Altamirano Guerrero G, Ramírez Luna LE, Guía Hernández LA. Efecto del aporte térmico sobre el comportamiento metalúrgico de soldaduras subacuáticas mojadas empleando el proceso FCAW-S. Soldagem & Inspeção. 2024;29:e2902. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI29.02>

Resumen: La soldadura subacuática mojada utilizando el proceso con alambre tubular autoprotegido ha sido foco de estudio en los últimos años debido principalmente a su mayor productividad en comparación con el proceso de soldadura manual con electrodo revestido. En la presente investigación se evalúa el efecto del aumento del aporte térmico sobre las características geométricas y microestructurales de cordones de soldadura desarrollados sobre placas de acero ASTM A36. Para este propósito, fueron realizadas tres soldaduras experimentales con diferentes velocidades de avance resultando en tres niveles diferentes de aportación térmica. Las características geométricas evaluadas fueron la penetración, el refuerzo y el ancho de la zona afectada por el calor (ZAC), además, se llevó a cabo el análisis de la porosidad interna y de la microestructura en la sección transversal de cada cordón. Los principales resultados mostraron que el aumento de aporte térmico incrementa el refuerzo, la penetración y el ancho de la ZAC. Por otra parte, la microestructura de la zona de fusión consistió básicamente de ferrita y bainita, mientras que en la ZAC se detectó presencia de martensita. El análisis general de los resultados indicó que es posible obtener soldaduras clase B según el código de soldadura AWS D3.6.

Palabras clave: Soldadura subacuática mojada; Proceso FCAW-S; Aporte térmico; Parámetros de soldadura; Caracterización de materiales.

Effect of Heat Input on the Metallurgical Behavior of Underwater Wet Welding Using FCAW-S Process

Abstract: Underwater wet welding using the flux-cored self-shielded wire (FCAW-S) process has been the focus of study in recent years mainly due to its higher productivity compared to the shielded metal arc welding (SMAW) process. In the present investigation, the effect of an increase in heat input on the geometric and microstructural characteristics of weld beads on the ASTM A36 steel plate is evaluated. For this purpose, three experimental weld beads have been produced at different travel speeds, resulting in three different levels of heat input. The geometric characteristics evaluated were the penetration, reinforcement, and heat-affected zone (HAZ) width. In addition, the analysis of the internal porosity and the microstructure in the cross-section of each weld bead was realized. The main results showed that the increment in heat input increases the HAZ's reinforcement, penetration, and width. On the other hand, the microstructure of the fusion zone consisted of ferrite and bainite, while the presence of martensite was detected in the coarse-grained HAZ. The general analysis of the results indicated that it is possible to obtain class B welds according to underwater welding code AWS D3.6.

Key-words: Underwater wet welding; FCAW-S process; Heat input; Welding parameters; Characterization of materials.

1. Introducción

La soldadura subacuática mojada es realizada por un soldador de forma manual y utilizada en la reparación de embarcaciones, estructuras de plataformas offshore y tuberías de acero que conducen petróleo y gas desde el fondo del océano hasta las plataformas marítimas [1]. Este tipo de soldadura también puede ser empleada para la reparación de estructuras metálicas de acero y cascos de embarcaciones que estén sumergidos en ríos, represas y lagunas. Generalmente, los elementos estructurales subacuáticos están contruidos con aceros de alta resistencia y deben de cumplir con estrictos requisitos de resistencia estática y dinámica, siendo el acero estructural de bajo carbono el material más utilizado para esta aplicación.

Recibido: 16 Mayo, 2023. Aprobado: 23 Sept., 2023.

E-mail: patricia_sheilla@hotmail.com (PSC)



Este es un artículo publicado en acceso abierto (Open Access) bajo la licencia Creative Commons Attribution, que permite su uso, distribución y reproducción en cualquier medio, sin restricciones siempre que el trabajo original sea debidamente citado.

ANEXO B

CONSTANCIAS DE PARTICIPACIÓN EN CONGRESOS



August 2022

TO WHOM IT MAY CONCERN

P r e s e n t

This is to certify that *Isis Fernanda de Luna Jiménez, Luis Antonio Guía Hernández, Patricia Sheilla Costa, Rocio Maricela Ochoa Palacios, Alexandro Buendía Carrillo, Gerardo Altamirano, Luis Edmundo Ramirez* presented the contribution: **EFFECT OF HEAT INPUT ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES IN UNDERWATER WET FLUX-CORED ARC WELDING OF STRUCTURAL STEELS** as **Poster** modality, in the *D7. Structural and Chemical Characterization of Metals and Alloys* Symposium at the **XXX International Materials Research Congress and International Conference on Advanced Materials** held in Cancun, Mexico from August 14th to 19th, 2022.

Sincerely,

Patricia del Carmen Zambrano Robledo
President



August 2022

TO WHOM IT MAY CONCERN

P r e s e n t

This is to certify that *Alexandro Buendía Carrillo, Luis Antonio Guía Hernández, Patricia Sheilla Costa, Rocio Maricela Ochoa Palacios, Isis Fernanda de Luna Jiménez, Gerardo Altamirano, Luis Edmundo Ramirez* presented the contribution: **EFFECT OF WELDING PARAMETERS ON BEAD GEOMETRY AND PENETRATION IN UNDERWATER WET WELDING USING FCAW-S PROCESS** as **Poster** modality, in the *D7. Structural and Chemical Characterization of Metals and Alloys* Symposium at the **XXX International Materials Research Congress and International Conference on Advanced Materials** held in Cancun, Mexico from August 14th to 19th, 2022.

Sincerely,

Patricia del Carmen Zambrano Robledo
President



August 2022

TO WHOM IT MAY CONCERN

P r e s e n t

This is to certify that *Patricia Sheilla Costa, Gerardo Altamirano, Rocio Maricela Ochoa Palacios, Luis Edmundo Ramirez, Luis Antonio Guía Hernández, Isis Fernanda de Luna Jiménez, Alexandro Buendía Carrillo* presented the contribution: **STUDY OF SURFACE POROSITY OF UNDERWATER WET WELDING EMPLOYING FCAW-S PROCESS IN STRUCTURAL STEELS** as **Oral** modality, in the *D7. Structural and Chemical Characterization of Metals and Alloys* Symposium at the **XXX International Materials Research Congress and International Conference on Advanced Materials** held in Cancun, Mexico from August 14th to 19th, 2022.

Sincerely,

Patricia del Carmen Zambrano Robledo
President



August 2022

TO WHOM IT MAY CONCERN

P r e s e n t

This is to certify that **Luis Antonio Guía Hernández**, Rocio Maricela Ochoa Palacios, Patricia Sheilla Costa, Gerardo Altamirano, Perla Resendiz presented the contribution: **CORROSION BEHAVIOR OF AN API X70 STEEL WELDED BY SAW PROCESS** as **Oral** modality, in the *D7. Structural and Chemical Characterization of Metals and Alloys* Symposium at the **XXX International Materials Research Congress and International Conference on Advanced Materials** held in Cancun, Mexico from August 14th to 19th, 2022.

Sincerely,

Patricia del Carmen Zambrano Robledo
President

Optimization of submerged arc welding parameters using Support Vector Regression and Multi-Objective Genetic Algorithms to improve hardness and corrosion response in an API 5L X70 steel

Rocio Maricela Ochoa Palacios¹, Luis Antonio Guia Hernandez¹, Edgar Omar Resendiz Flores¹, Patricia Sheilla Costa¹, Perla Resendiz¹, Gerardo Altamirano¹

¹Instituto Tecnológico de Saltillo, Division of Graduate Studies and Research TECNM-ITS, Mexico.

API 5L X70 steel is used in pipelines that transport hydrocarbons and water and they are joined by submerged arc welding (SAW) providing high production capacity and precision. Being in the underwater application, it is exposed to corrosively aggressive conditions caused by salinity, temperature, and dissolved oxygen in seawater. Metallurgically, the heat input (Q) is responsible for the microstructural development, and with optimal control of welding parameters, it is possible to obtain microstructures that allow the corrosion rate (R_{corr}) to be reduced. Mathematical techniques such as Support Vector Regression (SVR) and Multi-Objective Genetic Algorithms (MOGA) were used to establish optimal parameters of the SAW process in a multi-objective optimization problem of R_{corr} and microhardness for the fusion zone (FZ). A 12.7 mm thick API 5L X70 steel plate was welded using the SAW process with non-symmetrical V-shaped double bevel geometry. Joining conditions for the inner and outer bevel (IB and OB, respectively) were defined by a central composite design of experiments (DOE) with amperage (A), voltage (V), and welding speed (WS) as continuous factors generating Q in the range of 1278-1693 J/mm. Six samples were selected and characterized by optical microscopy, then FZ corrosion tests were performed by potentiodynamic polarization in a 3-electrode cell with an electrolyte of $\text{H}_2\text{O} + 3.5\text{wt.}\% \text{NaCl}$ and the Vickers microhardness (HV) were measured with a 500g load. The experimental results were used for prediction and optimization using SVR and MOGA. By using the optimized parameters in the validation sample, R_{corr} decreased from 2.356 mils per year (mpy) to 0.577 mpy in the FZ obtaining a predominant AF microstructure that allows the formation of electrochemical microcells between the grain boundary and the steel matrix. For hardness, the prediction was 217.6 (IB) and 225.63 (OB) HV against 224 and 215.75 HV in the validation sample, revealing the great effectiveness of prediction and optimization by SVR and MOGA.

Keywords: Optimization, SAW, Corrosion response

Acknowledgment:

This research has been funded by the TECNM through the research project 14487.22-P.

Presenting author's email: rocio.op@saltillo.tecnm.mx

STUDY OF THE FORMATION OF ACICULAR FERRITE IN THE FUSION ZONE OF AN ASTM A36 STEEL WELDED BY THE UNDERWATER FCAW-S PROCESS

Ahtziri Anahi López Arias¹, Luis Antonio Guía Hernández¹, Gerardo Altamirano Guerrero¹, Patricia Sheilla Costa¹, Rocio Maricela Ochoa Palacios¹, Luis Edmundo Ramírez²

¹Instituto Tecnológico de Saltillo, Division of Postgraduate Studies and Research, Mexico. ²Consultores Asociados en Soldadura, Welding Projects, Mexico.

The underwater flux cored arc welding (FCAW-s) is a joining method that can be applied in repairing and maintaining components with underwater applications, such as oil rigs, docks, and bridges. The high cooling rate, caused by the water, generates the formation of martensite (M), bainite (B), and acicular ferrite (AF). AF is a desired microstructure in welding since it provides an excellent combination of mechanical properties. Its nucleation occurs heterogeneously from non-metallic inclusions (NMI), however, this phenomenon has not been studied in welded material under underwater FCAW-s. This project presents the microstructural characterization of the identified AF and NMI's effect on its formation. To define the welding parameters, a central compound design of experiments (DOE) was used, with a 0.9 mm E71T-GS wire at a feed speed (WFS) of 350 ipm and a voltage of 24V, the contact tip to work distance (CTWD) was between 4-10 mm and the travel speed (TS) between 2 and 3.4 mm/s. Three samples were selected (M1-M3) with heat inputs (Q) of 2372, 1735, and 1510 J/mm with Vickers microhardness (HV_{0.5}) in the fusion zone (FZ) of 278.8, 322.6, and 386.2 HV_{0.5} respectively. A conventional metallographic preparation was carried out and the samples of the study were etched with 2% nital for 12 seconds. The microstructure was observed using SEM-EDS and a qualitative and semi-quantitative analysis was performed to determine the type of NMI present in the microstructure. All samples present NMI of the MgO-Al₂O₃ type with a size between 0.8 and 3 µm. M1 exhibited AF formation by nucleating from NMIs and an interplate angle of $\approx 60^\circ$; this is attributed to a slower cooling rate (CS) due to the increase in Q. In M2 and M3, the predominant microstructure was B and M since decreasing Q increases CS, therefore NMI's did not have effect on evolution of these phases.

Keywords: Underwater Welding, Acicular Ferrite, Non Metallic Inclusions

Acknowledgment:

The authors want to thank to Consultores Asociados en Soldadura S.C. for the facilities provided during this research work and Tecnológico Nacional de México/IT Saltillo for the financial support to this research from projects with identification No. 14487.22-P and 13991.22-P

Presenting author's email: anahilopez740@gmail.com



August 2025

TO WHOM IT MAY CONCERN

P r e s e n t

This is to certify that *Luis Antonio Guía Hernández*, *Rocio Maricela Ochoa Palacios*, *Gerardo Altamirano Guerrero*, *Patricia Sheilla Costa*, *Perla Janet Reséndiz Hernández* presented the contribution: **IMPACT OF PROCESS PARAMETERS ON PEAK TEMPERATURE IN UNDERWATER FCAW-S WELDS OF A36 STEEL** as **Poster** modality, in the *F4. Science and Technology of Welding, Joining and Additive Manufacturing Symposium* at the **33rd International Materials Research Congress** held in Cancun, Mexico from August 17th to 21st, 2025.

Sincerely,


Dra. Cecilia Noguez Garrido
SMMater President



IMPACT OF PROCESS PARAMETERS ON PEAK TEMPERATURE IN UNDERWATER FCAW-S WELDS OF A36 STEEL

Luis Antonio Guía Hernández¹, Rocio Maricela Ochoa Palacios¹, Gerardo Altamirano Guerrero¹, Patricia Sheilla Costa¹, Perla Janet Reséndiz Hernández¹

¹Tecnológico Nacional de México/I.T. Saltillo, División de Estudios de Posgrado e Investigación, Mexico.

Self-shielded flux-cored arc welding (FCAW-S) is a widely used technique for the repair and maintenance of structures in underwater environments. Precise control of heat input is essential, as peak temperatures directly influence the weld microstructure and the resulting mechanical properties. Process parameters such as voltage (V), amperage (A), and welding speed (WS) have a direct effect on the thermal cycles generated during welding. Additionally, the surrounding water accelerates cooling due to efficient heat transfer, while the turbulent flow and bubble formation challenge process stability and parameter control. In this study, MATLAB 2018® software was employed to solve the Isiklar-Girgin formulation and calculate peak temperatures during underwater welding, using a moving heat source through computational fluid dynamics. The effective radius of the Gaussian heat source was 5.2 mm, with an initial water temperature of 23 °C and a total simulation time of one second. Experimentally, welding was performed on a 9.6 mm thick A36 steel plate in the 1G position. A central composite design was implemented with input variables including voltage (23–26 V), wire feed speed (250–450 inches per minute), and WS (3–10 mm/s). The contact tip-to-work distance (CTWD) was set at 7 mm, using a 0.88 mm diameter E71T-GS wire. The results indicate that peak temperatures above 1850 °C can be reached during wet underwater welding, showing a direct relationship with the power density of the electric arc (W). Despite the wet environment, the high energy allows the steel to reach its melting temperature in less than one second. These findings highlight the importance of controlling WS to ensure sufficient heat transfer and minimize excessive solidification rates that lead to phase transformations and undesirable final mechanical properties, thus improving weld quality in underwater conditions.

Keywords: underwater welding, heat transfer, peak temperature

Acknowledgment:

This work was supported by Tecnológico Nacional de México (TecNM) under projects 23227.25-P and 23076-P, and by the Consejo Estatal de Ciencia y Tecnología de Coahuila (COECYT) through project Mod A_COAH-2025-C25-A021. The authors also thank Consultores Asociados en Soldadura for providing the facilities and technical assistance for the underwater welding.

Presenting author's email: antonio.guia@outlook.com

***Corresponding author's email:** antonio.guia@outlook.com

ANEXO C

DIPLOMAS Y RECONOCIMIENTOS



EDUCACIÓN
SECRETARÍA DE EDUCACIÓN PÚBLICA



TECNOLÓGICO
NACIONAL DE MÉXICO

**EL TECNOLÓGICO NACIONAL DE MÉXICO
A TRAVÉS DEL
INSTITUTO TECNOLÓGICO DE SALTILLO.**

OTORGA EL PRESENTE

RECONOCIMIENTO

A

Luis Antonio Guía Hernández

Dra. Rocío Maricela Ochoa Palacios y Dra. Patricia Sheilla Costa

POR LA PRESENTACIÓN DEL TRABAJO *"Efecto de los parámetros de soldadura subacuática sobre la penetración y la geometría del cordón durante el proceso FCAW-S"*,
EN LA FERIA DE PROYECTOS DE POSGRADO,
LLEVADA A CABO EL DÍA 19 DE MAYO DE 2022 EN LAS INSTALACIONES DE ESTE INSTITUTO.

SALTILLO, COAHUILA, A 19 DE MAYO DE 2022

Dr. Jaime Enrique Pérez Terrazas
Jefe de la División de Estudios de Posgrado e Investigación





EDUCACIÓN
SECRETARÍA DE EDUCACIÓN PÚBLICA



TECNOLÓGICO
NACIONAL DE MÉXICO

**EL TECNOLÓGICO NACIONAL DE MÉXICO
A TRAVÉS DEL INSTITUTO TECNOLÓGICO DE SALTILLO**

OTORGA EL PRESENTE

DIPLOMA

A

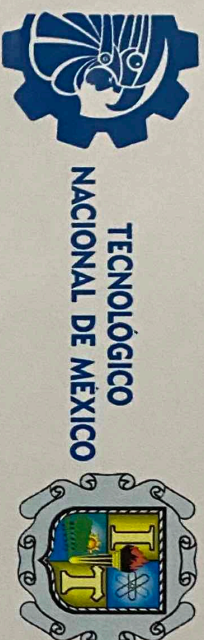
LUIS ANTONIO GUÍA HERNÁNDEZ

POR SU VALIOSA PARTICIPACIÓN COMO CONFERENCISTA, DENTRO DEL
"41 CONGRESO INTERNACIONAL DE METALURGIA Y MATERIALES"
CELEBRADO LOS DÍAS 9, 10 Y 11 DE NOVIEMBRE DE 2022.

SALTILLO, COAHUILA, A 11 DE NOVIEMBRE DE 2022

DRA. MARÍA GLORIA HINOJOSA RUÍZ
DIRECTORA





INSTITUTO TECNOLÓGICO DE SALTILLO

Otorga el presente Reconocimiento a:

M.C. Luis Antonio Guía Hernández

Por su impartir el curso de “Caracterización Microestructural de Soldaduras” efectuado en las Instalaciones del Instituto Tecnológico de Saltillo, los días del 9 al 13 de Enero de 2023 en la ciudad de Saltillo, Coahuila, México.

A stylized signature in black ink, consisting of several loops and a long horizontal stroke.

Dr. Efraín Almanza Casas
Jefe del Departamento
Metal-Mecánica

A stylized signature in blue ink, featuring a large 'R' and 'O' with a horizontal line through them.

Dra. Rocío Maricela Ochoa Palacios
Asesora Facultativa del Capítulo
Estudiantil de Soldadura



Acreditación No. SEIC-2023-01-IEJ-0283

El Gobierno del Estado de Coahuila de Zaragoza y el Consejo Estatal de Ciencia y Tecnología, con fundamento en el Artículo 1ro, fracciones IV, V y VIII; 6, 53 y 64 de la Ley de la Ciencia, Desarrollo Tecnológico e Innovación para el Estado de Coahuila de Zaragoza, otorga a:

Luis Antonio Guía Hernández

La distinción de

Investigador Estatal Junior

Dentro del Sistema Estatal de Investigadores de Coahuila, durante el período del 1 de Junio de 2023 al 1 de Junio de 2026 en reconocimiento a su capacidad para realizar investigación científica.


Dr. Mario P. Valdés Garza
Director General COECYT Coahuila



XIII Congreso Nacional
de Microscopía 2024
Monterrey, Nuevo León, México
23-27 septiembre



Asociación Mexicana de Microscopía
y Microanálisis, A.C.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

**La Asociación Mexicana de Microscopía y
Microanálisis, A.C. (AMMM) otorga el presente**

RECONOCIMIENTO a:

*Jessica Alejandra Vazquez García, Rocío Saldaña Garcés
y Luis Antonio Guía Hernández*

Por su participación en el concurso: “Fotografía Científica”, realizado por la
AMMM en septiembre de 2024.

Dr. Miguel Avalos Borja
Presidente de la AMMM

Dr. Alfredo Vilchis Nestor
Coordinador del concurso de
Fotografía Científica

Dra. Amelia López Herrera
Coordinadora de Ciencias
Biológicas

Dra. Adriana Vázquez Pelayo
Coordinadora de Ciencia de
Materiales



XIII Congreso Nacional
de Microscopía 2024
Monterrey, Nuevo León, México
23-27 septiembre



Asociación Mexicana de Microscopía
y Microanálisis, A.C.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

**La Asociación Mexicana de Microscopía y
Microanálisis, A.C. (AMMM) otorga el presente**

RECONOCIMIENTO a:

*Luis Antonio Guía Hernández, Rocío Maricela Ochoa Palacios
y Gerardo Altamirano Guerrero*

Por su participación en el concurso: “Fotografía Científica”, realizado por la
AMMM en septiembre de 2024.

Dr. Miguel Avalos Borja
Presidente de la AMMM

Dr. Alfredo Vilchis Nestor
Coordinador del concurso de
Fotografía Científica

Dra. Amelia López Herrera
Coordinadora de Ciencias
Biológicas

Dra. Adriana Vázquez Pelayo
Coordinadora de Ciencia de
Materiales



EDUCACIÓN
SECRETARÍA DE EDUCACIÓN PÚBLICA



TECNOLÓGICO
NACIONAL DE MÉXICO

EL TECNOLÓGICO NACIONAL DE MÉXICO
A TRAVÉS DEL INSTITUTO TECNOLÓGICO DE SALTILLO

OTORGA EL PRESENTE

RECONOCIMIENTO

A

Luis Antonio Guía Hernández

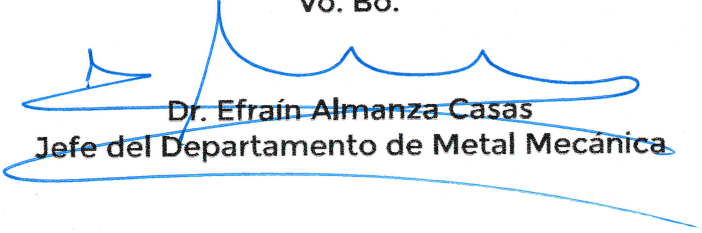
POR HABER IMPARTIDO EL CURSO TUTORIAL DEL
“42 CONGRESO INTERNACIONAL DE METALURGIA Y MATERIALES”
CELEBRADO LOS DÍAS 8, 9 Y 10 DE NOVIEMBRE DEL PRESENTE AÑO.

SALTILLO, COAHUILA, A 10 DE NOVIEMBRE DE 2023.

M.I.D. ANIA GUADALUPE SÁNCHEZ RUIZ
ENCARGADA DEL DESPACHO DE LA DIRECCIÓN



Vo. Bo.



Dr. Efraín Almanza Casas
Jefe del Departamento de Metal Mecánica



Oficio No. COECYT/SEIC/2023/798
Asunto: **Resultado de Postulación al
Sistema Estatal de Investigadores de Coahuila**
Saltillo, Coahuila a 28 de Junio de 2023

C. Luis Antonio Guía Hernández
PRESENTE

Le informo que el proceso de evaluación de las postulaciones recibidas en la Convocatoria SEIC-2023-01 del **Sistema Estatal de Investigación de Coahuila (SEIC)**, ha concluido. Por lo que, en referencia a su postulación para incorporarse al **SEIC**, me permito informarle que ha sido **aceptado**.

Su número de registro es **SEIC-2023-01-IEJ-0283**, y su distinción como **Investigador Estatal Junior** tendrá una vigencia del 1 de Junio de 2023 al 1 de Junio de 2026.

Sin otro particular, reciba un cordial saludo.

DR. MARIO PRUDENCIO VALDÉS GARZA
DIRECTOR GENERAL
CONSEJO ESTATAL DE CIENCIA Y TECNOLOGÍA DE COAHUILA

**REVIEWER
CERTIFICATE**

This certificate is awarded to

Luis Antonio Guia

in recognition of their contribution to

1 manuscript in 2024 for

Discover Applied Sciences

27 September 2024

ANEXO D

CONSTANCIAS DE CODIRECCIÓN DE TESIS DE INGENIERÍA



CONSTANCIA DE COASESOR DE TESIS

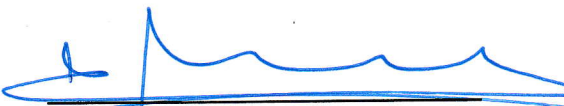
A QUIEN CORRESPONDA:

El que suscribe jefe del Departamento de Metal Mecánica hace constar que según archivos existentes en este departamento el M.C. Luis Antonio Guía Hernández, fungió como co-director de tesis de licenciatura de la alumna Ahtziri Anahi López Arias del programa de Ing. en Materiales con numero de control 18051778, con el tema de tesis titulado "estudio microestructural de la zona de fusión de un acero ASTM A36 soldado mediante el proceso FCAW-S subacuático".

Se extiende la presente para los usos y fines legales que al interesado convengan en la Ciudad de Saltillo, Capital del Estado de Coahuila de Zaragoza a los veinte días del mes de febrero del año dos mil veinticuatro.

ATENTAMENTE

Excelencia en Educación Tecnológica®


DR. EFRAÍN ALMANZA CASAS
JEFE DEL DEPARTAMENTO DE METAL-MECÁNICA



Vo. Bo.


DR. GERARDO ALTAMIRANO GUERRERO
PROFESOR-INVESTIGADOR
ASESOR DE TESIS





CONSTANCIA DE COASESOR DE TESIS

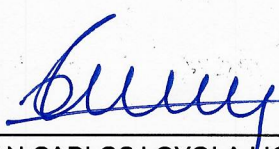
A QUIEN CORRESPONDA:

El que suscribe jefe del Departamento de Metal Mecánica hace constar que según archivos existentes en este departamento el M.C. Luis Antonio Guía Hernández, fungió como co-director de tesis de licenciatura del alumno **SEBASTIÁN HERNÁNDEZ ALMAGUER** del programa de Ing. en Materiales con número de control 17051309, con el tema de tesis titulado "Influencia del CTWD sobre la geometría y porosidad en soldaduras subacuáticas húmedas desarrolladas mediante FCAW-S en un acero ASTM A36".

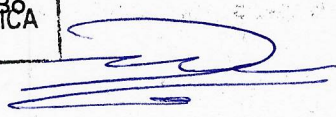
Se extiende la presente para los usos y fines legales que al interesado convengan en la Ciudad de Saltillo, Capital del Estado de Coahuila de Zaragoza a los veintisiete días del mes de septiembre del año dos mil veinticuatro.

ATENTAMENTE

Excelencia en Educación Tecnológica®


DR. JUAN CARLOS LOYOLA LICEA
JEFE DEL DEPARTAMENTO DE METAL MECÁNICA




DR. GERARDO ALTAMIRANO GUERRERO
PROFESOR-INVESTIGADOR
ASESOR DE TESIS



ANEXO E

CERTIFICACIÓN DEL IDIOMA INGLÉS

Test taker name: Luis Antonio Guía Hernández

Organisation name: ICON ENGLISH

Date taken: 28th June 2024

Results	Score	CEFR	Time taken
Overall result	90	C1	00:58

	Score	CEFR	Time taken	Communicative competencies
Use of English	83	C1	00:22	Learners at this level can typically... • demonstrate a good command of a broad range of vocabulary with little obvious searching for expressions or avoidance strategies • use a broad range of complex grammatical structures appropriately and with considerable flexibility • maintain a consistently high degree of grammatical accuracy; errors are rare and difficult to spot.
Listening	97	C1	00:35	Learners at this level can typically ... • recognise a wide range of idiomatic expressions and colloquialisms • follow speech that is not clearly structured and requires inference to make connections between ideas • follow interactions on abstract, complex topics that are both familiar and unfamiliar • identify finer points of detail, including implicit attitudes and relationships between speakers.

Score guide

The Oxford Placement Test measures a test taker’s ability in English on the Common European Framework of Reference (CEFR).

Pre-A1			A1		A2		B1		B2		C1		C2		
low	mid	high	A1.1	A1.2	A2.1	A2.2	B1.1	B1.2	B2.1	B2.2	C1.1	C1.2	C2.1	C2.2	
0.1	0.4	0.7	1	11	21	31	41	51	61	71	81	91	101	111	120