

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**EFFECTO EN LA MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES MECÁNICAS DE
LOS ACEROS ESTRUCTURALES SOLDADOS A DIFERENTES
PROFUNDIDADES EN AMBIENTE MARINOS**

POR

MEDILEINI FLORES LUNA

MONOGRAFÍA

**EN OPCIÓN COMO ESPECIALISTA
EN TECNOLOGÍA DE LA SOLDADURA INDUSTRIAL**

SALTILLO, COAHUILA, ☐ NOVIEMBRE DEL 2014

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**EFFECTO EN LA MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES MECÁNICAS DE
LOS ACEROS ESTRUCTURALES SOLDADOS A DIFERENTES
PROFUNDIDADES EN AMBIENTE MARINOS**

POR

MEDILEINI FLORES LUNA

MONOGRAFÍA

**EN OPCIÓN COMO ESPECIALISTA
EN TECNOLOGÍA DE LA SOLDADURA INDUSTRIAL**

SALTILLO, COAHUILA, 11 NOVIEMBRE DEL 2014

AGRADECIMIENTOS

A Dios por haberme dado una familia que me apoyara para poder desarrollarme académicamente y permitirme vivir hasta estos momentos de mi vida.

A la Corporación Mexicana De Investigación En Materiales (COMIMSA).

Al Consejo Nacional De Ciencia Y Tecnología (CONACYT).

Al comité académico, al M.C. Fernando Macías López, el Dr. José Jorge Ruiz Mondragón y los dos asesores M.C. Fidencio Jesús García Mendoza y M.C. Alfonso Ballesteros Hinojosa por compartir parte de sus conocimientos y su tiempo para lograr el desarrollo de esta monografía.

Y A todas las personas que creyeron en esta servidora en especial agradecimiento a mi madre y amigos por su apoyo incondicional; Alejandra M. Gil Gallegos, Octavio Cuevas Mata, Selma Lucero de León Salas, Luis Mario Zuñiga, Sheila Patricia, J. Carlos Montoya B.y a Nestor Fernando Chi Martinez por todo su apoyo.

DEDICATORIAS

Especial dedicatoria a quien es la musa de todos mis sueños y el pincel de todas mis obras.

Mi madre Violeta Luna Torres

ÍNDICE

SÍNTESIS	10
CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN	12
1.1 Antecedentes.....	12
1.2 Objetivos generales y específicos	15
1.2.1 Objetivo general	15
1.2.2 Objetivo específico.....	15
1.3 Justificación	16
1.4 Planteamiento del problema	16
1.5 Aportación tecnológica.....	17
1.6 Alcance	17
CAPITULO 2. ESTADO DEL ARTE.....	19
2.1 Soldadura aplicada en ambientes marinos.....	19
2.1.1 Soldadura húmeda:.....	20
2.1.2 Soldadura seca	22
2.1.3 Proceso de soldadura húmeda MMAW.....	25
2.2 Aceros estructurales	28
2.2.1 Aplicaciones costa fuera	28
2.2.2 Clasificación de aceros estructurales usados en plataformas marinas.....	31

2.2.3	Composición química	34
2.2.3.1	Elementos aleantes	34
2.2.3.2	Carbono equivalente	36
2.2.3.3	Soldabilidad de los aceros en ambientes marinos	36
2.2.4	Metalurgia de la soldadura para aceros estructurales.....	37
2.2.4.1	Solidificación	37
2.3	Efectos de la profundidad sobre la metalurgia de la soldadura	43
2.3.1	Relación profundidad-presión	43
2.3.2	Efecto de la presión sobre el proceso MMAW	45
2.3.3	Defectos provocados por la profundidad	47
2.3.3.1	Porosidad.....	47
2.3.3.2	Fragilidad por el hidrógeno:.....	53
2.3.3.3	Inclusión	59
2.3.4	Efecto de la profundidad en el mar sobre la composición química de los aceros estructurales.....	60
2.3.4.1	Presión parcial.....	63
2.3.5	Transformación de fases a partir de la austenita, en soldadura de acero de bajo carbono	66
2.3.6	Efecto de la profundidad en el mar sobre la microestructura de los aceros estructurales	75
2.3.7	Propiedades mecánicas	83
CAPITULO 3 DISCUSIÓN Y ANÁLISIS DE BIBLIOGRAFÍA.....		87
CAPÍTULO 4 CASO DE ESTUDIO		¡Error! Marcador no definido.
4.1	Descripción de la metodología.....	¡Error! Marcador no definido.
4.2	Caracterización del material base ..	¡Error! Marcador no definido.
4.3	Material de aporte	¡Error! Marcador no definido.
4.4	Caracterización microestructural.	¡Error! Marcador no definido.
4.5	Pruebas de dureza y ensayos mecánicos	¡Error! Marcador no definido.
4.6	Resultados.....	¡Error! Marcador no definido.

4.6.1	Resultados de la porosidad e inclusiones	¡Error! Marcador no definido.
4.6.2	Resultados de pruebas mecánicas.	¡Error! Marcador no definido.
4.6.3	Resultados de microdureza	¡Error! Marcador no definido.
4.6.4	Resultados de metalografía	¡Error! Marcador no definido.
4.7	Análisis de resultados	¡Error! Marcador no definido.
CAPÍTULO 5 CONCLUSIONES		¡Error! Marcador no definido.
BIBLIOGRAFÍA		¡Error! Marcador no definido.
ÍNDICE DE TABLAS		¡Error! Marcador no definido.
ÍNDICE DE FIGURAS		¡Error! Marcador no definido.
RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO		¡Error! Marcador no definido.

SÍNTESIS

Gracias al crecimiento de la industria energética costa afuera y la necesidad de construir estructuras sumergidas como son plataformas marinas y tuberías de conducción propias de esta actividad económica, la soldadura húmeda se ha convertido en una de las opciones más eficientes para la construcción, reparación y mantenimiento en sitio de estructuras costa fuera, debido al bajo costo y el tiempo de aplicación.

Por ello el presente trabajo se enfoca a la recopilación y análisis bibliográfico de la variación de la microestructura y las propiedades mecánicas en uniones soldadas a diferentes profundidades por el proceso MMAW en aceros estructurales utilizados en costa fuera, con el fin de contribuir en el desarrollo de las uniones soldadas a diferentes profundidades de trabajo.

Cabe hacer mención que se realizó un caso de estudio en el cual se soldaron cupones de soldadura húmeda a profundidades de 10, 20, 30 y 40 mm en acero ASTM A-36, utilizando como metal de aporte electrodos E70XX mediante el proceso MMAW en una cámara de simulación hiperbárica. Las muestras se caracterizaron y se realizó cuantificación de fases así como se cuantifico el porcentaje de porosidad en cada una de las probetas

respectivamente, de igual manera se realizaron pruebas mecánicas de tensión e impacto en cada uno de los cupones soldados.

Los resultados obtenidos muestran que a medida que aumenta la profundidad las propiedades mecánicas van en decremento, esto es debido a que el porcentaje de porosidad en la soldadura va en aumento en relación con la profundidad así como la presencia de fases por desplazamiento.

CAPÍTULO 1.

INTRODUCCIÓN

1.1 Antecedentes

El hablar del proceso de corte y soldadura bajo el agua, es remontarse a la Segunda Guerra Mundial (1941), debido a la necesidad de reparar los cascos y sustituir diferentes piezas de barcos dañados en sitio, sin tener que trasladar los barcos a diques secos. Esta necesidad permitió al holandés P.C. Van Der Willigen, químico investigador de la fábrica Philips en 1946, desarrollar los electrodos impermeables, esenciales para la aplicación de la soldadura húmeda. En la Figura 1. 1 se muestra como las fuerzas navales involucradas en la Segunda Guerra Mundial, iniciaron un extenso programa de

perfeccionamiento del proceso de soldadura, para la reparación de puertos y buques.



Figura 1. 1 Buzos soldadores de las fuerzas navales de la Segunda Guerra Mundial. Foto: malevomedina.com.ar (1).

Con este desarrollo se dio pie para la evolución rápida de la técnica de corte y soldadura bajo el agua. En los años 60, gracias al crecimiento de la industria energética en el sector del petróleo e hidrocarburos costa afuera, tanto en Europa como en Estados Unidos, y la necesidad de crear estructuras sumergidas como son plataformas marinas y tuberías de conducción propias de esta actividad económica, se desarrollaron nuevas técnicas, equipos de buceo y normatividad, adecuadas para la profesionalización de la actividad (1). En 1983 la American Welding Society (AWS, por sus siglas en inglés) publicó el código para soldadura bajo el agua la AWS D3.6 la última actualización publicada de este código fue en 1999 (2).

La primera reparación realizada en una plataforma de producción en el Golfo de México fue en 1971. En el 2005, la marina de los Estados Unidos

realizo soldadura húmeda con la mayor profundidad registrada hasta la fecha de 610 m (2000 ft) (2).

Desde años anteriores se ha buscado mejorar la calidad de las uniones soldadas bajo el agua, investigaciones recientes de Ohio Sea Grant y Chon Tsai han desarrollado electrodos para el proceso MMAW que aumenten el tiempo de soldadura, la seguridad del buzo/soldador y la eficacia de la soldadura (3). Uno de los problemas que más atañe a la soldadura húmeda son las propiedades mecánicas, nuevas investigaciones han surgido para resolver este problema por ejemplo el uso de electrodos base níquel, el uso de aceros inoxidable austeníticos y la adición de elementos aleantes como titanio, boro y tierras raras (REM) como el lantano y cerio en el recubrimiento del electrodo (3) (2) (4).

En el 2012 los investigadores Wesley C., Leandro F. y A. Bracarence publicaron el efecto de la presión hidrostática sobre la difusión de hidrógeno en soldadura húmeda, un fenómeno típico de la soldadura marina. Cabe hacer mención que en México, COMIMSA ha desarrollado investigaciones sobre la soldabilidad de aceros inoxidable austeníticos y aceros al carbono con el proceso MMAW en apoyo de otros centro de investigación y desarrollo que han promovido el desarrollo y capacitación de buzos soldadores por medio de convenios (5) (6).

1.2 Objetivos generales y específicos

1.2.1 Objetivo general

Recopilación y análisis bibliográfico sobre el efecto en la microestructura y propiedades mecánicas en uniones soldadas a diferentes profundidades en ambiente marino, por el proceso de soldadura húmeda MMAW (Manual Metal Arc Welding) en aceros estructurales en instalaciones costa afuera (plataformas marinas).

1.2.2 Objetivo específico

- Recopilar y analizar el estado del arte del proceso de soldadura húmeda MMAW utilizado en instalaciones costa fuera en ambiente marino.
- Estudiar el efecto de la profundidad en el proceso de soldadura húmeda MMAW.
- Estudiar el efecto de la profundidad sobre la microestructura y propiedades mecánicas en uniones soldadas en ambiente marino en aceros estructurales con un CE (carbono equivalente) máximo de 0.37 %.
- Analizar la información para comprender la relación entre la profundidad–microestructura-propiedades-mecánicas.
- Realizar un caso de estudio para validar la información encontrada con respecto a la relación profundidad–microestructura-propiedades mecánicas.

1.3 Justificación

En base en datos del INEGI el 83% de las reservas de crudo y el 33% de gas, de la explotación actual se localizan en el mar (7). El éxito en la búsqueda de crudo ligero en aguas profundas, los nuevos yacimientos como el Supremus-1 con una profundidad de 2 mil 900 metros, ubicado a 250 km al este de Matamoros, Tamaulipas, y 40 km al sur del límite internacional con Estados Unidos de América, se convierte en el mayor tirante de agua perforado por PEMEX, el sexto en el Golfo y el décimo en el mundo (8).

Debido a lo anterior el uso del proceso de soldadura en ambientes húmedos es un recurso favorable para realizar soldaduras *in situ* en la construcción, reparación y mantenimiento de estructuras costa afuera a diferentes profundidades debido al bajo costo y el corto tiempo para realizar los trabajos sin embargo se cuenta con poca información referente a este tipo de aplicaciones.

En la presente monografía se estudiará el estado del arte de los efectos de la profundidad del mar sobre la microestructura y sus propiedades mecánicas de las uniones soldadas en aceros estructurales utilizados en instalaciones costa afuera.

1.4 Planteamiento del problema

Actualmente el sector energético de la exploración y extracción de petróleo en el Golfo de México, redobla esfuerzos para realizar trabajos de extracción y producción de hidrocarburos en aguas profundas, pero se carece de mano de

obra especializada en soldadura húmeda, lo cual nos pone en desventaja a nivel internacional.

Sumado a lo anterior las desventajas del proceso MMAW que afectan directamente la calidad de las uniones soldadas, debido al ambiente en que se realiza, la poca visibilidad y los rápidos enfriamientos afectando las propiedades mecánicas de la unión.

Por lo cual se plantea la necesidad de profundizar en el conocimiento con base en la literatura, para contribuir en el desarrollo de uniones soldadas a diferentes profundidades en los aceros estructurales mediante el proceso MMAW.

1.5 Aportación tecnológica

Ampliar el campo de información sobre las uniones soldadas en aceros estructurales en un ambiente húmedo, por el proceso MMAW, así como relacionar las fases presentes con las propiedades mecánicas y como varían estas con la profundidad.

Se realizara un caso de estudio para corroborar la información encontrada.

1.6 Alcance

Realizar la revisión bibliográfica y análisis del estado del arte de las microestructura de los aceros estructurales y sus propiedades mecánicas soldados en ambiente marino a diferentes profundidades.

Dentro del caso de estudio caracterizar componentes soldados a diferentes profundidades a fin de poder evaluar la relación existente entre microestructura y propiedades mecánicas, realizando depósitos de soldadura en una cámara presurizada de simulación de soldadura húmeda, a diferentes presiones que simulan profundidades de 10, 20, 30 y 40 m (33, 66, 98 y 131 ft) soldadas con electrodos rutílico AWS 70XX en un material base ASTM-A36 con un contenido de carbono equivalente máximo de 0.37% ya que es un material que se emplea en gran medida en la parte estructural de las plataformas marinas.

CAPÍTULO 2.

ESTADO DEL ARTE

2.1 Soldadura aplicada en ambientes marinos

Gracias a los adelantos tecnológicos actualmente la soldadura en ambiente marino se aplica de dos formas; la primera es la soldadura bajo el agua en un ambiente húmedo, que se realiza directamente en la pieza sumergida por un buzo/soldador y la segunda conocida como soldadura bajo el agua en un ambiente seco, la cual permite al buzo/soldador estar dentro de un hábitat que facilita un ambiente seco debajo de un cuerpo de agua, para realizar los trabajos de soldadura (1).

2.1.1 Soldadura húmeda

La soldadura húmeda es aquella que se realiza debajo del agua, expuesta directamente a ambientes húmedos, para su realización se utilizan electrodos especiales y se llevan a cabo manualmente los trabajos de soldaduras (9), en la Figura 2. 1 se muestra un buzo/soldador realizando soldadura húmeda, utilizando el proceso MMAW.



Figura 2. 1 Soldadura húmeda (10).

En agua salada el éxito de la soldadura húmeda aumenta considerablemente ya que cuando más alta es la salinidad del agua, mayor es la estabilidad del arco del proceso de soldadura húmeda. Las sales disueltas en el agua aumentan las cualidades electrolíticas de esta, permitiendo de este modo un arco más caliente y una soldadura más eficiente (10).

Ventajas de la soldadura húmeda.

Dentro de las ventajas del proceso de soldadura húmeda se encuentra:

- La versatilidad, velocidad y bajo costo de la soldadura húmeda hacen que este proceso se utilice mucho, esto cuando la calidad promedio es aceptable (10).
- El buzo/soldador puede llegar a porciones de las estructuras en alta mar que no podían ser unidas por soldadura utilizando otros métodos (11). En la Figura 2. 2 se muestra a un buzo/soldador soldando el refuerzo de una estructura tubular.
- Se puede aplicar en caso de emergencia y accidentes, ya que no se requiere desalojo de agua.

Desventajas de la soldadura húmeda.

Las principales dificultades que se presentan en la soldadura húmeda son:

- La presencia de una presión debido al agua de la periferia.
- Los rápidos enfriamientos por acción del agua en el metal de soldadura (provocando cambios en la microestructura y propiedades mecánicas), con temperaturas de 800°C a 500°C.
- Posibilidad del arco de producir una mezcla de hidrógeno y oxígeno en la burbuja, lo que podría crear una explosión.
- Difusión de nitrógeno en la sangre en proporciones peligrosas en el buzo/soldador.
- Dificultades de operación debido a la falta de visibilidad, la presencia de la corriente en el mar en aguas poco profundas.
- Baja calidad de soldadura (aumento de porosidades, reducida ductilidad y baja resistencia al impacto de la soldadura, una mayor dureza en la zona afectada por el calor) (12).



Figura 2. 2 Soldadura húmeda del refuerzo del anillo de una estructura tubular (2).

2.1.2 Soldadura seca

La soldadura bajo el agua en un ambiente seco, produce uniones de soldadura de alta calidad 100% en la unión soldada, en comparación al 60% que permite la soldadura húmeda (1).

La soldadura en seco se puede lograr de varias maneras;

- a) Soldadura hiperbárica.
- b) Soldadura de cámara seca.
- c) Soldadura de punto seco.
- d) Soldadura en una atmósfera seca.

Las cuales se explican brevemente a continuación:

- a) Soldadura hiperbárica:

La soldadura hiperbárica se realiza en un “hábitat seco”, sellado sobre la pieza de trabajo y llenado con una mezcla respirable de gas helio y 0.5 bar de

oxígeno, a una presión igual o levemente superior que la presión absoluta donde la soldadura se lleva a cabo. El agua se desplaza, de tal manera que el buzo/soldador no utiliza el equipo de buceo. Este proceso es extensamente utilizado para unir tuberías de conducción de hidrocarburos y reparación de plataformas costa fuera. Los procesos de soldadura hiperbárica usados generalmente son: el GTAW (Gas Tungsten Arc Welding, por sus siglas en inglés) y el SMAW (Shielded Metal Arc Welding, por sus siglas en inglés) (10).



Figura 2. 3 Soldadura seca: a) muestra el hábitat seco b) se muestra el interior del hábitat seco (2).

b) Soldadura de cámara seca:

Es aquella que se realiza en una cámara seca de fondo abierto, donde se aloja la cabeza y los hombros del buzo/soldador con el equipo de buceo completo. Soldadura a presión ambiente del agua.

c) Soldadura de punto seco:

Soldadura a presión ambiente del agua en un compartimento pequeño y transparente lleno de gas, en el cual el buzo/soldador introduce sólo su mano para llevar a cabo la soldadura.

d) Soldadura en una atmósfera seca:

Se suelda en un compartimento a presión en el cual se mantiene una presión aproximadamente de una atmosfera, independientemente de la presión exterior del agua (12) (11).

La soldadura bajo el agua en un ambiente seco es posible realizarse ya que abarca la zona a soldar con una barrera física (cámara de soldadura) que excluye el agua (11).

Ventajas de la soldadura bajo el agua en un ambiente seco.

Entre las ventajas de la soldadura bajo el agua en ambiente seco podemos citar las siguientes:

- Mejora la estabilidad de la operación de la soldadura.
- Se reduce el problema del hidrógeno.
- Menores velocidades de enfriamiento.
- Propiedades mecánicas superiores a las obtenidas por soldadura húmeda.
- Se puede llevar a cabo en condiciones de alta presión.

Desventajas de la soldadura bajo el agua en un ambiente seco.

Entre las desventajas de la soldadura bajo el agua en ambiente seco podemos citar:

- Los altos costos para realizarse.
- La tecnología necesaria para realizar los trabajos.
- Los tiempos de operación.
- Dificultades para sellar la cámara, entre otros (12).

2.1.3 Proceso de soldadura húmeda MMAW

El proceso de soldadura húmeda más utilizado es el proceso Manual Metal Arc Welding MMAW por sus siglas en inglés, este es un proceso de soldadura por arco que emplea una varilla de metal revestido y recubierto con un material resistente al agua (1).

El principio de la operación del proceso de soldadura húmeda MMAW es la conducción de la electricidad entre el electrodo y el metal base (12), por el cual se produce la coalescencia de metales por medio del calor de un arco eléctrico que se mantiene entre la punta del electrodo revestido y la superficie del metal base en la unión que se está soldando (13), causando reacciones químicas que producen el desprendimiento de gases, cuyo medio gaseoso mantiene el arco y protege el charco de soldadura (12), en la Figura 2. 4 se muestra un esquema representativo del proceso de soldadura húmeda MMAW (14).

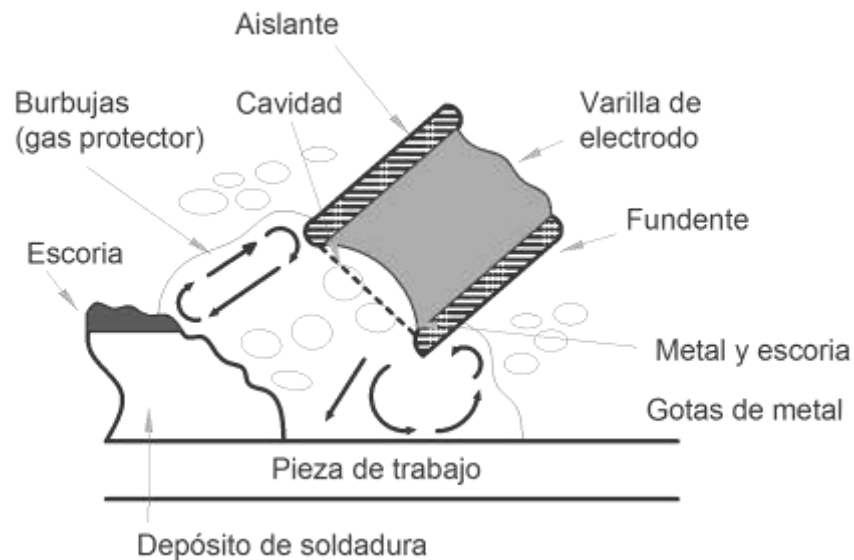


Figura 2. 4 Esquema del proceso de soldadura húmeda MMAW (14).

Se recomienda el uso de la polaridad directa, debido a que permite una mayor penetración del electrodo al metal base. En este procedimiento el buzo/soldador nunca debe estar en medio del circuito eléctrico, para evitar accidentes de descargas eléctricas (1). La fuente de alimentación debe ser una máquina de 300 a 400 amperios. Máquinas de soldar con generadores de motor son las más utilizadas para realizar los trabajos con soldadura húmeda MMAW.

La tierra de la máquina de soldar debe estar conectada en el barco. El circuito de soldadura debe incluir un interruptor positivo, por lo general un interruptor de cuchilla en la superficie y operado por el buzo/soldador. El interruptor de cuchilla debe ser capaz de interrumpir por completo la corriente este se utiliza por razones de seguridad. La corriente de soldadura sólo debe conectarse al portaelectrodos durante la soldadura.

Para este proceso se utilizan portaelectrodos especiales con aislamiento adicional contra el agua. Todas las conexiones deben estar aisladas para no permitir el contacto con partes metálicas ya que si el aislamiento se rompe el agua de mar entraría en contacto con el metal conductor y se perdería corriente además del deterioro del cable de cobre en la parte afectada (9). Los cables deben ser ultra-flexibles, con una extensión mínima de 3 m, sin empalmes y enrollados correctamente (1). Los diámetros de los cables recomendados para soldar bajo el agua se aprecian en la Tabla 2. 1 (10).

Tabla 2. 1 Diámetros de los cables recomendados para soldar bajo el agua (10).

Amperes	Largo en metros para el circuito entero						
	30.48	45.72	60.96	76.2	91.44	106.68	121.92
100	4	4	2	2	1	1/0	1/0
150	4	2	1	1/0	2/0	3/0	3/0
200	2	1	1/0	2/0	3/0	4/0	4/0

Como se mencionó anteriormente los electrodo con fundente son los que se utilizan para el proceso MMAW, está formado por un núcleo central metálico conductor de la corriente eléctrica, llamado “núcleo”, recubierto por una capa no conductora de la corriente llamada “revestimiento y/o fundente” constituida de polvos aglomerados adheridos al núcleo metálico (15).

El revestimiento contiene aproximadamente 30% de carbonato de calcio. Un arco eléctrico es mantenido entre el electrodo y la pieza de trabajo. Durante la soldadura el revestimiento se descompone hasta formar gases de CO y CO₂ y escoria de óxido de calcio que cubre el metal fundido (10). También proporciona un método de adición de eliminadores, desoxidantes y elementos aleantes al metal de soldadura. El revestimiento provoca la generación de una burbuja durante la soldadura y desplaza el agua del arco de la soldadura y de

la zona del baño de fusión (11). El agua de mar produce un arco más suave que el agua dulce, esto es debido a la influencia de los iones que resultan de la disociación de las sales del mar (16).

Los electrodos son especialmente diseñados para soldadura húmeda, se fabrican de diferentes tamaños: 1/8" (3.2 mm), 5/32" (4.0 mm), 3/16" (4.8 mm) de diámetro por unos 356 mm de largo (10). Actualmente, son provistos de un revestimiento impermeable que reduce notablemente los efectos del agua sobre el material soldado y mejora las reacciones químicas con el metal base, facilitando la limpieza de la escoria y promueve un mayor aislamiento térmico (10). El extremo del electrodo que se inserta en el portaelectrodo, es la única parte de este elemento que no tiene recubrimiento impermeable, puesto que requiere de una conexión directa con la fuente de energía (1).

2.2 Aceros estructurales

2.2.1 Aplicaciones costa fuera

En la actualidad la soldadura húmeda con electrodos revestidos ha sido reconocida como una de las técnicas más comunes para la construcción y en particular para la reparación y mantenimiento de estructuras de acero en costa fuera como plataformas marinas, pilotes de muelles, tuberías de conducción, pilotes de puentes, barcos y plantas de energía nuclear esto es debido a su eficiencia en el tiempo y bajo costo (17) (18) (3).

En la Figura 2. 5 se muestra una vista vertical de una plataforma marina la cual consta de tres secciones; la superestructura que se encuentra sobre el agua del mar y la subestructura que se encuentra debajo del nivel medio del mar así como los pilotes que se encuentran en el lecho marino. Para componentes bajo el agua como los canutos y pilotes se fabrican con aceros del grupo II y III (los cuales se explican más ampliamente en el capítulo 2.2.2.1)

Por ejemplo acero ASTM A 36 y API 2H grado 50. Para juntas por encima del agua expuestas a temperaturas bajas e impactos de embarcaciones o para conexiones críticas se consideran los aceros Clase CV2.

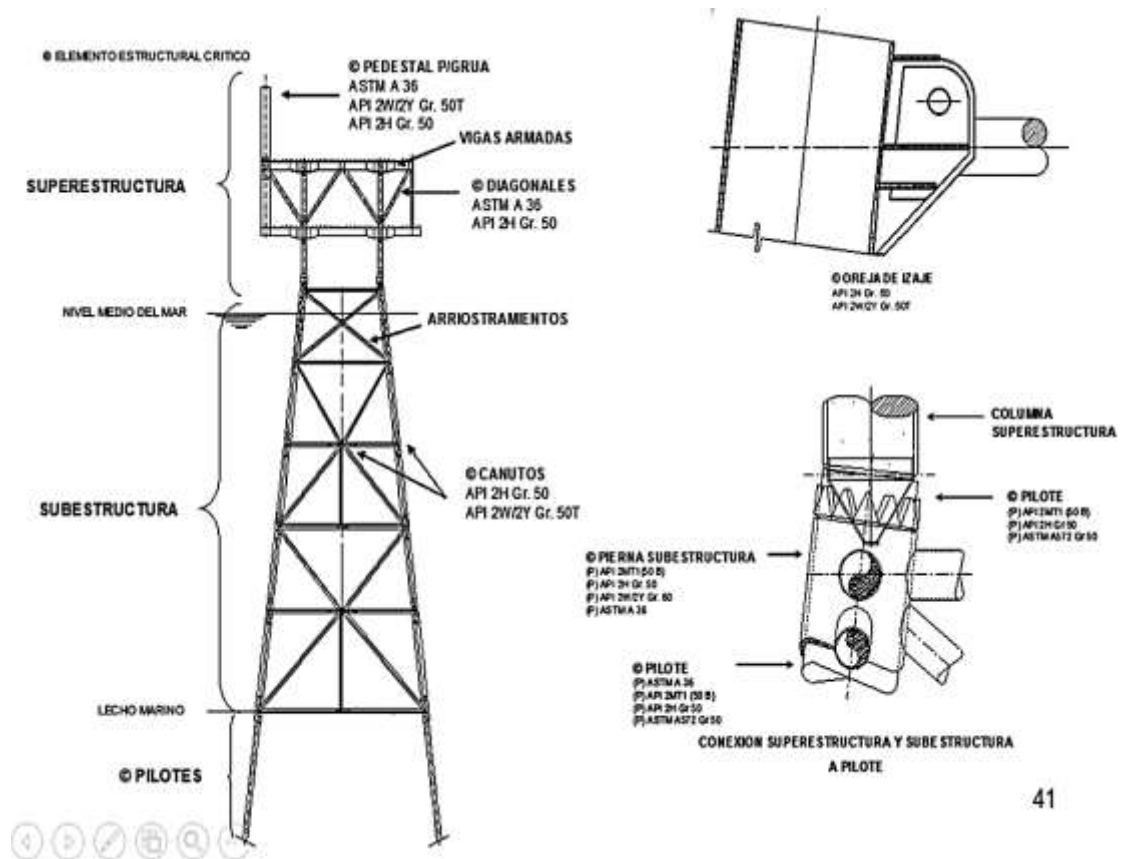


Figura 2. 5 Vista vertical de una plataforma marina fija, donde se muestran sus secciones así como los materiales de los que se fabrican (19).

2.2.2 Clasificación

Los aceros estructurales sean clasificados comúnmente basados en la composición del acero, en primer lugar utilizando el contenido de carbono, en segundo lugar por la adición de aleaciones en porcentajes, y el tercero por métodos especiales de producción.

- a) Aceros bajo carbono.
- b) Aceros medio carbono.
- c) Aceros alta resistencia, baja aleación (HSLA, por sus siglas en inglés).
- d) Aceros de proceso controlados termomecánicamente (TMCP, por sus siglas en inglés).
- e) Aceros templados y revenidos (Q y T, por sus siglas en inglés).
- f) Aceros templados y auto-revenidos (QST, por sus siglas en inglés).

a) Aceros de bajo carbono; aceros que contienen menos de 0.30% de carbono, estos pueden soldarse sin dificultad significativa siempre que la temperatura del acero sea superior a 0 °C (32 F) y si el material es relativamente delgado 18 mm ($\frac{3}{4}$ pulg) o menos. Alto contenido de azufre y esfuerzos residuales pueden afectar la soldabilidad (20).

b) Aceros medio carbono; son los aceros con contenido entre 0.30% y 0.60% de carbono, se utilizan cuando se desea una alta resistencia y alta tenacidad. Altos contenidos de carbono aumentan la efectividad de temple y revenido. Aceros con contenido de carbono cerca de 0.60% pueden formar ZAC (zona afectada por el calor) muy dura, hasta 63 Rockwell C y martensita significativa (20).

c) Aceros de alta resistencia y de baja aleación (HSLA); debido a los altos niveles de aleación, la soldabilidad de los aceros HSLA es menor que la de los aceros al carbono con niveles de carbono similar. Aunque la soldabilidad general disminuye a medida que la resistencia aumenta (20).

d) Aceros de proceso termomecánicamente controlados (TMCP); son aceros que presentan estructura de grano ultra fino resultante de laminado controlado y acelerado enfriamiento para proporcionar las

propiedades mecánicas deseadas, su soldabilidad es similar a los aceros Q y T (20).

- e) **Aceros templado y revenido (Q y T);** estos aceros son producidos por el calentamiento del acero a una temperatura mínima específica. El acero se enfría rápidamente en agua o aceite por debajo de una temperatura crítica, y posterior la aplicación de un revenido. La temperatura del revenido esta por debajo de la temperatura del temple. El temple aumenta la dureza del acero y el revenido restaura la resistencia y la tenacidad a niveles adecuados (20).
- f) **Aceros templados y auto-revenidos (QST);** el proceso QST controla los procesos de composición química y de fabricación, a partir de lingotes o tocho de recalentamiento con el uso de líneas de enfriamiento rápido interrumpido y auto-revenido. El acero se temple parcialmente durante la operación de laminación en caliente y se auto-reviene utilizando calor interno residual. Estos aceros tienen menor contenido de aleación y soldabilidad mejorada en comparación con los aceros Q y T, pero el exceso de calor puede conducir a la pérdida de resistencia (20).

2.2.2 Clasificación de aceros estructurales usados en plataformas marinas

Los aceros estructurales usados para la construcción de plataformas marinas se clasifican en grupos y clases. Los grupos se clasifican con base al límite mínimo de cedencia especificado según estándares nacionales los cuales se muestran en la Tabla 2. 2.

Tabla 2. 2 Grupo de aceros estructurales conforme con el límite mínimo de cedencia especificado (19).

Grupo	Rango de límite mínimo de cedencia especificado (SMYS)
I	220 MPa (32 Ksi) a 275 MPa (40 Ksi)
II	>275 MPa (40 Ksi) a 395 MPa (57 Ksi)
III	>395 MPa (57 Ksi) a 455 MPa (66 Ksi)
IV	>455 MPa (66 Ksi) a 495 MPa (72 Ksi)
V	>495 MPa (72 Ksi)

Grupo I: Designados a los aceros de bajo contenido de carbono, con un contenido de CE $\leq 0.43\%$, el cual se calcula con la Ecuación 2. 1 (ver capítulo 2.2.3.2 Carbono equivalente). Estos aceros requieren el uso de electrodos de bajo hidrógeno.

Grupo II: Designados a los aceros de alta resistencia intermedia, con un CE $\geq 0.45\%$.

Grupo III: Designados a aceros de alta resistencia, a estos aceros se les debe de aplicar tratamientos térmicos de temple y revenido o procesos termomecánicamente controlados (TMCP).

Grupo IV: Designados a aceros de alta resistencia, los cuales se les suministra un temple y revenido o aceros (Q y T).

Grupo V: Aceros con altos valores de tenacidad, se pueden tratar térmicamente por temple y precipitación.

La clase de los aceros estructurales se clasifican en base a su tenacidad en NT, CV1, CV2 Y CV2Z.

Aceros clase NT: Es adecuada para aplicación en estructuras soldadas a temperaturas de servicio mayor a 0 °C (32 F) y para los cuales no se requiere prueba de impacto. Estos aceros son aplicables a miembros estructurales primarios que involucren espesores limitados, proceso de conformado moderado, baja restricción, concentración moderada de esfuerzos, carga cuasi-estática y redundancia estructural tal que una fractura aislada no sea catastrófica. Ejemplos de tales aplicaciones son pilotes, arriostramientos, piernas en subestructuras, así como vigas y columnas de superestructura.

Aceros clase CV1: Son aptos para uso donde las temperaturas de servicio, espesor, espesor, trabajo en frío, restricciones, concentración de esfuerzos, carga de impacto y/o impacto y/o falta de redundancia indica la necesidad de tener su tenacidad mejorada. La mejorada. La tenacidad de estos aceros se muestra en la

Tabla 2. 3 donde se muestran los valores mínimos requerimientos de tenacidad.

Aceros clase CV2: Estos aceros son aptos para grandes estructuras primarias o componentes estructurales y componentes críticos o redundantes, particularmente en presencia de factores tales como:

- Altos esfuerzos y concentraciones de esfuerzos.
- Altos esfuerzos residuales.
- Trabajo severo en frío durante la fabricación.
- Bajas temperaturas.
- Daños mayores calculados por fatiga.
- Impacto de la carga.

Los aceros clase CV2Z: Deben tener ductilidad a través del espesor para tener resistencia al desgarre laminar causado por el esfuerzo a la tracción en dirección del espesor. Contenido de azufre en peso (P_s) de 0,006% o menos (19).

Tabla 2. 3 Requerimientos mínimos de tenacidad de aceros estructurales (19).

Grupo de acero	SMYS, MPa-Ksi	Tenacidad Charpy, J (Ft-lb)	Pruebas Charpy			
			NT	CV1	CV2	CV2Z, CV2X Y CVZX
I	220-275 (32-40)	20 (15)	No requiere	X	X	No aplica
II	>275-395 (>40-57)	35 (25)	No requiere	X	X	X
III	>395-455 (>57-66)	45 (35)	No requiere	X	X	X
IV	>455-495 (>66-72)	60 (45)	No requiere	X	X	X
V	>495(>72)	60 (45)	No requiere	X	X	X

X indica que se requieren pruebas de impacto Charpy.

2.2.3 Composición química

Los aceros al carbono son aleaciones de hierro y carbono con un contenido máximo de 1.0% en carbono, 1.65% en manganeso y 0.60% en silicio, con otros elementos aleantes en cantidades residuales (21).

2.2.3.1 Elementos aleantes

Cada uno de los elementos aleantes de los aceros al carbono tiene un efecto sobre las propiedades mecánicas y físicas, a continuación en la Tabla 2. 4 se mencionan los principales efectos de algunos elementos aleantes típicos en los aceros estructurales.

Tabla 2. 4 Efecto de los elementos aleantes en aceros estructurales **(21)**.

Elemento	Rango de aleación	Principal efecto
Aluminio	<2.0	Restringe el crecimiento de grano
Azufre	<0.5	Mejora maquinabilidad, reduce la soldabilidad y ductilidad.
Cromo	0.3-4.0	Incrementa la resistencia a la corrosión y la oxidación, la templabilidad, la resistencia a altas temperaturas, mejora resistencia al desgaste y dureza.
Níquel	0.3-5.0	Promotor de la fase austenítica, mejora la templabilidad, incrementa resistencia y tenacidad y resistencia a la corrosión.
Cobre	0.2-0.5	Promueve una película de óxido para ayudar a la resistencia la corrosión atmosférica.
Manganeso	0.3-2.0	Mejora resistencia y dureza, incrementa templabilidad, forma carburos para la resistencia al desgaste y actúa como desoxidante y neutraliza los efectos nocivos del azufre.
Silicio	0.2-2.5	Promotor de la fase austenítica, es desoxidante y endurecedor.
Molibdeno	0.1-0.5	Promotor del refinamiento de grano, incrementa la templabilidad, mejora la resistencia a altas

		temperaturas y aumenta la tenacidad.
Vanadio	0.1-0.3	Promotor del refinamiento de grano, incrementa la templabilidad, mejora la resistencia al impacto, a la fatiga y tenacidad.
Titanio		Actúa como desoxidante e inhibe el crecimiento granular, aumenta la resistencia a altas temperaturas
Tungsteno		Aporta gran resistencia al desgaste y dureza a altas temperaturas.

2.2.3.2 Carbono equivalente

El carbono equivalente de un acero es una medida de la tendencia potencial de fisuración durante la soldadura. El valor del carbono equivalente se calcula aplicando la fórmula que ampara los elementos que componen químicamente el acero con los ponderados coeficientes de influencia en el agrietamiento durante la soldadura en relación al carbono (22).

De acuerdo a esto, la soldabilidad de los aceros en función de su CE es:

- Aceros de $CE < 0.2-0.3\%$ tienen buena soldabilidad.
- Aceros con $CE > 0.4\%$ tienen riesgos de fisuración por hidrógeno en la ZAC.

Para el cálculo del CE existen varias fórmulas, pero la más usada es la propuesta por el Instituto Internacional De Soldadura (IIW por sus siglas en inglés) que se expresan en la Ecuación 2. 1 (6) (23).

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15}$$

Ecuación 2. 1 (21)

Cuando sólo se conoce el carbono y el manganeso, se usa la Ecuación 2. 2

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + 0.05$$

Ecuación 2. 2 (23)

2.2.3.3 Soldabilidad de los aceros en ambientes marinos

Como se mencionó anteriormente el CE es una medida potencial de la soldabilidad de los aceros al carbono, el código D3.6 que rige el proceso de soldadura húmeda recomiendan el uso de aceros al carbono con un contenido de $CE < 0.37\%$ esto es debido a que aceros con CE superior son susceptibles al agrietamiento por hidrógeno. El hidrógeno es un componente dentro del agua, que puede difundir en el metal de aporte, provocando fragilidad en la unión o causar grietas. El agua también induce un rápido enfriamiento, causando la formación de microestructuras frágiles y duras, esto ocurre si la soldadura no es tratada adecuadamente posteriormente (3).

La resistencia de los aceros es un factor muy importante ya que los aceros de alta resistencia son requeridos para profundidades mayores estos tienen un carbono equivalente (CE) mayor de 0.40% y tienen una menor soldabilidad (6). Otras variables que afectan la soldabilidad por el proceso de soldadura húmeda MMAW son (2):

- La presión aumenta la inestabilidad del arco debido a la constricción del arco y aumenta la densidad de energía.
- La posibilidad de soplo magnético del arco eléctrico.
- Con el aumento de la presión se pierden elementos aleantes tales como manganeso y silicio así como aumenta las cantidades de carbono y oxígeno en el metal de soldadura (ver capítulo 2.3.4).
- La disociación del agua promueve que el hidrógeno quede atrapado por la soldadura.
- El agua actúa como un disipador de calor, causando velocidades de enfriamiento muy altas.

2.2.4 Metalurgia de la soldadura para aceros estructurales

2.2.4.1 Solidificación

La velocidad de crecimiento se ve afectada por el enfriamiento de la soldadura húmeda, debido a que el calor se pierde por convección principalmente al estar en contacto con el agua y por conducción, influyendo sobre la estructura metalúrgica y las propiedades mecánicas de la unión soldada (6) (16). El rápido enfriamiento influye en la formación de microestructuras frágiles y duras como son la estructura martensita y bainita en los aceros estructurales, así como la porosidad e inclusiones no metálicas en el metal de soldadura (24).

Robert L. Johnson en su investigación comenta que las piezas soldadas bajo el agua tiene un efecto similar a un temple y materiales de fundición, puesto que la soldadura se enfría rápidamente en la ZAC de la soldadura en aceros ferríticos, se puede encontrar martensita de temple, además el aumento de la velocidad de enfriamiento produce un aumento de porosidad e inclusiones de escoria en el metal de soldadura. Esto es resultado del tiempo limitado disponible que tienen las partículas de gas y escoria para llegar a la superficie del charco de la soldadura antes de la rápida solidificación y se quedan atrapados en el metal de soldadura (16).

Fukuoka T. y Fukui S. en su trabajo compararon la velocidad de enfriamiento de la soldadura húmeda y soldaduras hechas al aire, para espesores que van de 6 a 19 mm, colocado termopares debajo de la línea de fusión, la soldadura húmeda se realizó a 30 cm bajo el agua con el proceso GTAW (Gas Tungsten Arc Welding, por sus siglas en inglés) con un gas de protección de 20% CO₂ y 80% argón. En su investigación concluyeron que las velocidades de enfriamiento de las soldaduras al aire son más rápidas conforme aumenta el espesor de la placa soldada, como se puede apreciar en

la Figura 2. 6 se muestran los perfiles de la velocidad de enfriamiento tanto en soldadura bajo el agua como en el aire con respecto a la variación del espesor. En la Figura 2. 6 a) soldadura en el aire, se puede observar el enfriamiento de diferentes espesores que van desde 6 mm a 19 mm, notándose que a los 10 seg la temperatura de la pieza de 6 mm es de aproximadamente de 900 °C mientras que la de 19 mm es de 550 °C aproximadamente, siendo la diferencia de temperaturas entre las dos piezas de 350 °C aproximadamente, a diferencia de la soldadura húmeda mostrada en la Figura 2. 6 b) la temperatura registrada para los 6 mm a los 10 seg fue de 330 °C aprox. Y para los 19 mm es de 200 °C aprox., siendo la diferencia entre ambos casos de 130 °C aprox., una diferencia notoriamente baja con respecto a la diferencia que se obtuvo en la soldadura al aire, por lo cual se puede se concluyó que para la soldadura húmeda la variación del espesor de las placas a soldar no altera la velocidad de enfriamiento mientras que para las soldadura en el aire la variación del espesor es un factor importante para la velocidad de enfriamiento (26).

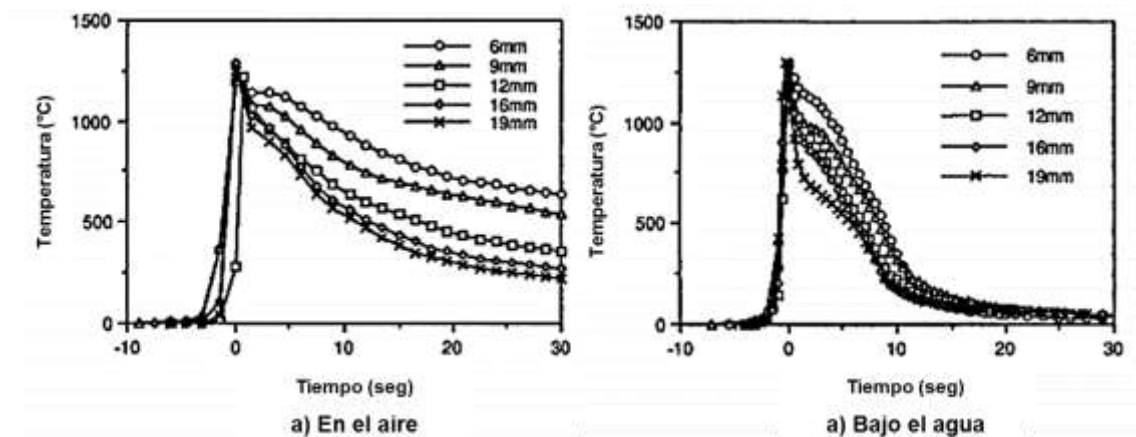


Figura 2. 6 Curvas de enfriamiento (efecto del espesor de la placa) (26).

En la Figura 2. 7 se muestran curvas de enfriamiento variando la velocidad de la soldadura, en la Figura 2. 8 a) soldadura en el aire, la variación de la velocidad de la soldadura es un factor para la velocidad de enfriamiento

mientras que en la soldadura húmeda no lo es como se puede apreciar en la Figura 2. 8 b) (26).

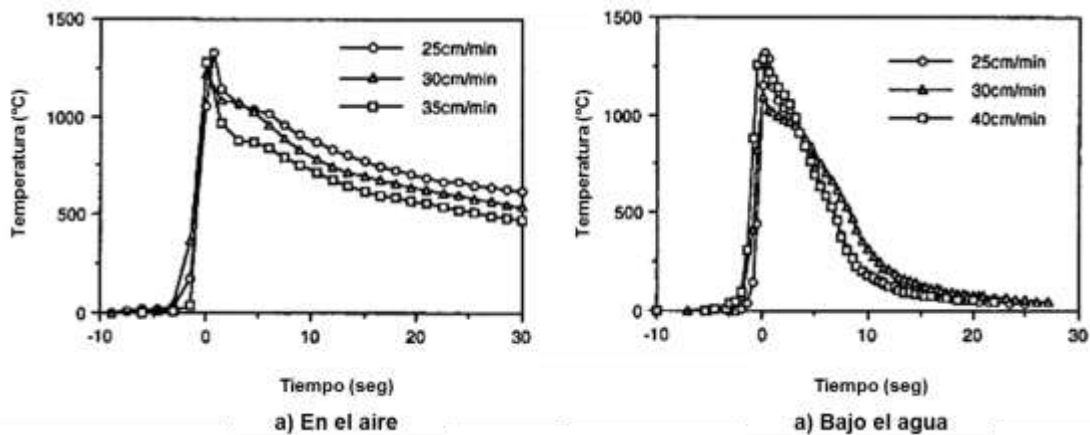


Figura 2. 7 Cuervas de enfriamiento (efecto de la velocidad de avance de la soldadura) (26).

La velocidad de enfriamiento afecta el tipo y el tamaño de la solidificación, cuando mayor es la velocidad de enfriamiento, más corto es el tiempo de solidificación y más fina es la estructura celular o dendrítica, en la Figura 2. 8 se muestra una dendrita en crecimiento, los brazos más grandes crecen a expensa de los más pequeños a medida que avanza la solidificación, dado que los brazos más pequeños tiene una mayor superficie por unidad de volumen, mayor es la energía de superficie total, pero esta se ve reducida cuando los brazos dendríticos empiezan a crecer, cuando más lenta es la velocidad de enfriamiento durante la solidificación, más largo es el tiempo para el engrosamiento y mayor es el espacio entre los brazos dendríticos (27).

El proceso de solidificación son granos que crecen con forma de dendrita o dendrita columnar desde el límite de fusión hacia la línea central del charco de soldadura en la Figura 2. 9 muestra la morfología y el tamaño de la estructura de solidificación en relación entre G y R , en donde G es el gradiente de temperatura y R es la velocidad de crecimiento, en el cual G/R determina el

modo de solidificación mientras que el producto GR regula el tamaño de la solidificación. Esto sugiere que el modo de solidificación puede cambiar de planar a celular, columnar dendrítico y equiaxial dendrítico a través de la zona de fusión, es decir, para la soldadura húmeda la velocidad de enfriamiento es rápida entonces la relación G/R es baja en tanto que el producto de GR es más grande, la solidificación será dendrítico columnar o dendrítico equiaxial con una estructura fina (27) (16).

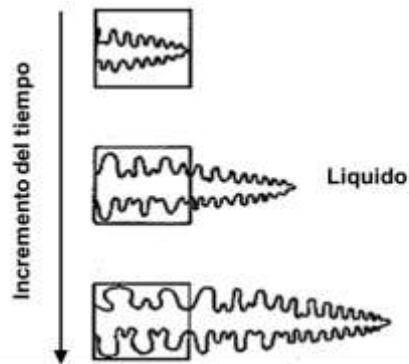


Figura 2. 8 Esquema que muestra el crecimiento dendrítico de una aleación en una posición fija en diversas etapas de la solidificación (27).

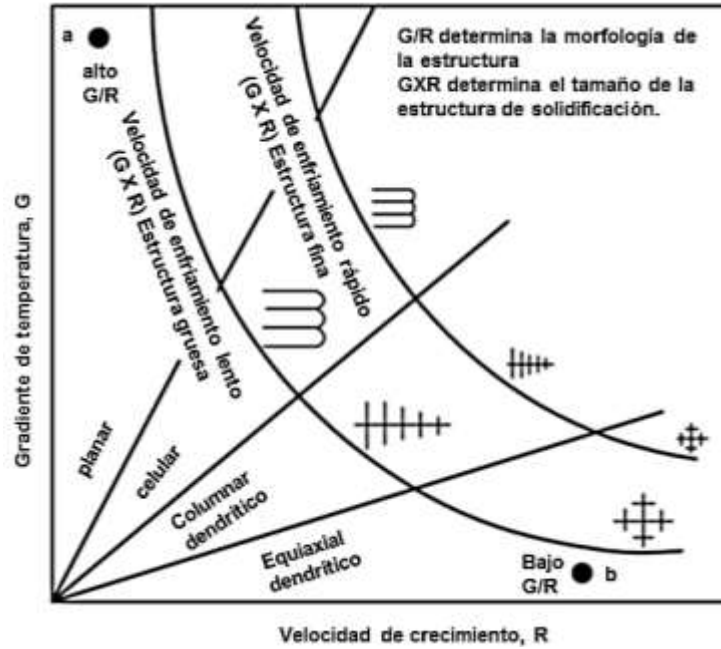


Figura 2. 9 Efecto del gradiente de temperatura G y la velocidad de crecimiento R sobre el tipo de solidificación (4).

En la soldadura húmeda usando el proceso de soldadura MMAW se da un crecimiento no epitaxial en la zona de fusión, es decir, cuando la unión se realiza utilizando un metal de aporte, la composición del metal de soldadura es diferente de la composición del metal base y la estructura cristalina del metal de soldadura puede diferir de la estructura cristalina del metal base así como la orientación del grano. La nucleación del metal de soldadura se inicia en sitios heterogéneos sobre el metal base parcialmente fundido, los granos del metal de soldadura pueden o no pueden seguir relaciones especiales de orientación con los granos del metal base que están en contacto en la línea de fusión (27).

Durante la soldadura los granos de solidificación del metal tienden a crecer en dirección perpendicular al límite del charco ya que es la dirección del gradiente de temperatura máxima y por tanto es la zona de extracción de calor. Sin embargo las dendritas columnares tienden a crecer en la dirección de fácil

crecimiento y desplazan a los de orientación menos favorable. En la Figura 2. 10 se muestra un esquema del crecimiento competitivo para los aceros al carbono, en la cual se observa la dirección de fácil crecimiento de $\langle 100 \rangle$ (27).

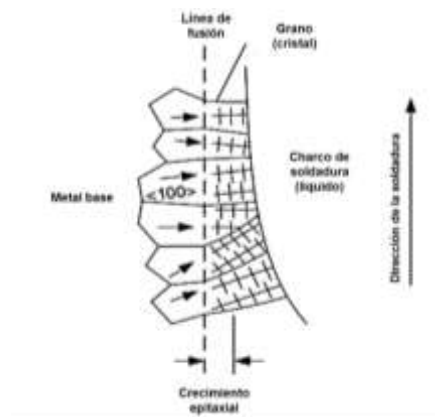


Figura 2. 10 Crecimiento competitivo en la zona de fusión. Las flechas en los granos del metal base indican la dirección de fácil crecimiento de $\langle 100 \rangle$ (27).

2.3 Efectos de la profundidad sobre la metalurgia de la soldadura

Las propiedades mecánicas de las soldaduras realizadas en un ambiente marino se ven afectadas y alteradas debido a que se hacen en un medio acuoso. Cuando el metal base y el arco se encuentran rodeados de agua, el calor del arco eleva la temperatura y el agua actúa como un medio de enfriamiento lo que ocasiona un efecto de temple, afectando directamente las propiedades de la soldadura y reduciendo la calidad de la misma. El hecho de la descomposición del agua y del rápido enfriamiento de la zona donde es aplicado el calor, son factores responsables de muchos problemas, otros factores que afectan la calidad de la unión son la forma en que se realiza la unión, el tipo de recubrimiento del electrodo, las variables del proceso MMAW y la presión ejercida por el agua, esta última a continuación se presenta la relación profundidad-presión (6).

2.3.1 Relación profundidad-presión

La profundidad tiene una relación proporcional con el aumento de la presión. En la Figura 2. 11 se muestra como aumenta la presión en relación lineal con el aumento de la profundidad en el mar (2).

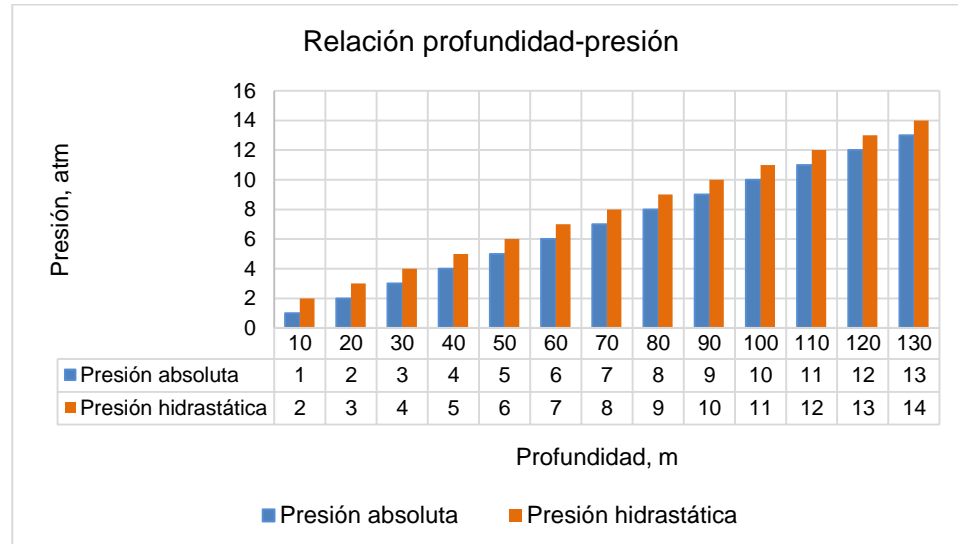


Figura 2. 11 Representación gráfica de la variación de la presión respecto de la profundidad (28).

De manera similar, con el aumento de la profundidad la temperatura del agua va en disminución, en la Tabla 2. 4 se muestra la variación de la temperatura con respecto a la profundidad, estos datos están basados en las aguas del Golfo de México.

Tabla 2. 5 Variación de la temperatura con respecto de la profundidad en el Golfo de México (29).

Profundidad (m)	Temperatura Promedio (°C)
0	24
30	24

50	22
75	20
100	19
125	18
150	17
200	15

2.3.2 Efecto de la presión sobre el proceso MMAW

La presión a la que se realiza el proceso de soldadura húmeda afecta al arco de soldadura ya que lo constriñe y parte del calor se disipa en el agua, dando como resultado un aumento de la penetración y de la tasa del deposición de metal de aporte en la soldadura (16).

La burbuja gaseosa que desplaza el agua del arco de soldadura y de la zona de fusión se ve afectada por la profundidad, el volumen de la burbuja y la densidad de los gases de protección varían sustancialmente con la profundidad y la presión, la fluctuación del volumen de la burbuja se hace más rápido en aguas poco profundidad de 3 m (10 ft) lo que afecta el proceso de soldadura (16).

Dos fenómenos contribuyen a los cambios en el volumen de los gases generados por el proceso cuando se suelda a diferentes profundidades. El primer fenómeno sucede a 10 m (33 ft) de la superficie, de acuerdo con la ley de Boyler el volumen producido por la descomposición del electrodo revestido de fundente se duplica.

El segundo fenómeno consiste en que el volumen del vapor de agua en la burbuja aumenta debido a la temperatura de ebullición del agua es más bajo ya que cerca de la superficie es de 100°C (212 F) a diferencia de una profundidad de 10 m (33 ft) es de 121°C (250 F) (30), En la En consecuencia, la cantidad

excesiva de gas acelera el crecimiento de la burbuja y un aumento vigoroso de la burbuja de gas crea turbulencia en el área de soldadura. La fluctuación de la burbuja además de la dilución de vapor de agua en los gases protectores beneficiosos, hace que sea difícil realizar una soldadura húmeda en posición sobre cabeza aceptable a una profundidad entre 0 y 3 m (0 ft a 10 ft) .

Tabla 2. 6 se muestra los puntos de ebullición del agua a diferentes profundidades (2).

En consecuencia, la cantidad excesiva de gas acelera el crecimiento de la burbuja y un aumento vigoroso de la burbuja de gas crea turbulencia en el área de soldadura. La fluctuación de la burbuja además de la dilución de vapor de agua en los gases protectores beneficiosos, hace que sea difícil realizar una soldadura húmeda en posición sobre cabeza aceptable a una profundidad entre 0 y 3 m (0 ft a 10 ft) (2).

Tabla 2. 6 Punto de ebullición del agua a diferentes profundidades del mar (2).

Profundidad		Temperatura de ebullición	
m	ft	°C	F
0	0	100	212
10	33	121	250
50	165	160	320
100	330	188	370
305	1000	238	460

Otros efectos de la presión (profundidad) sobre el proceso MMAW se mencionan a continuación:

Voltaje del arco y estabilidad del arco: El voltaje del arco se incrementa proporcionalmente con el aumento de la presión dando como consecuencia un arco menos estable. Por lo que se requiere mayor destreza del buzo/soldador a grandes profundidades (10).

Mayor consumo de electrodos: El tiempo de consumo de los electrodos disminuye ya que se consumen más rápidamente con el incremento de la presión en el área de trabajo. Este incremento se hace más significativo de los 0 a 35 m (0 a 15 ft) de profundidad (10).

Química de los metales soldados: Los contenidos de carbono y el oxígeno del metal soldado tienden a incrementar con el aumento de la presión y esto tiene un efecto perjudicial en la resistencia. El hidrógeno originado de las pizcas de agua presentes en el recubrimiento del electrodo es mayormente absorbido por el metal soldado a grandes profundidades (10).

2.3.3 Defectos provocados por la profundidad

El proceso de soldadura húmeda, por consecuencia de la presencia de agua en el entorno en que se realiza, presenta defectos tales como; porosidad, inclusiones y fragilidad por hidrógeno los cuales a continuación se presentan (2).

2.3.3.1 Porosidad

La porosidad es la discontinuidad más común del proceso de soldadura húmeda MMAW, la cantidad de porosidad es la diferencia más obvia entre la soldadura al aire y la soldadura bajo el agua (2).

E.A., Silva, Stephen Liu, Rowe M. D., Reynolds T. J. y Rowe Mark (31) (32) (18) (4) reporta que a medida que aumenta la profundidad aumenta la porosidad. Mark Rowe y Stephen Liu señalan que la porosidad empieza

aparecer a profundidades de 4.6 m (15 ft) y a profundidades de 46 m (150 ft) esta crece y excede el 5% como se muestra en la Figura 2. 17 (18). En base al AWS D3.6, en el apartado de la clasificación de soldaduras, dice que el máximo de porosidad permitido en la soldadura es de 5% para la clasificación b, soldadura para condiciones menos críticas donde se recude la ductilidad y aumenta la porosidad (23).

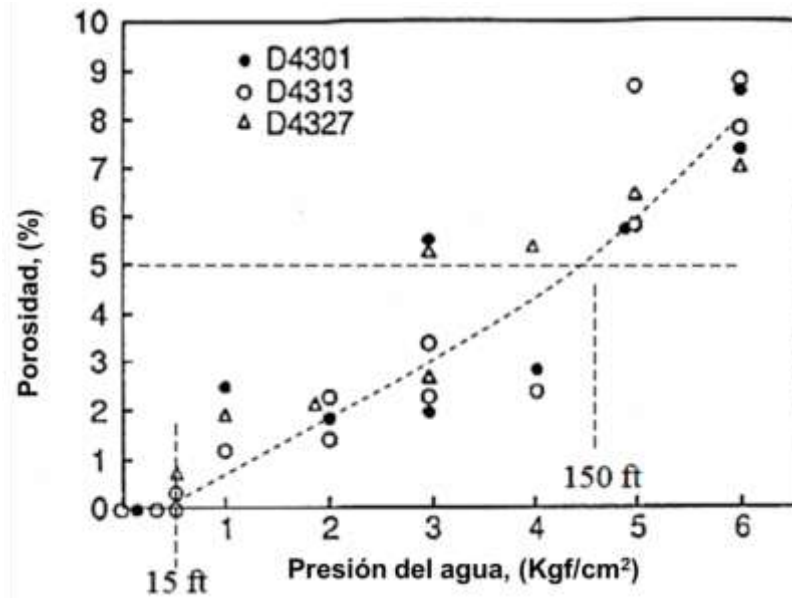


Figura 2. 12 Efecto de la profundidad sobre la porosidad en uniones soldadas en ambiente marino (18).

Durante el proceso de soldadura se puede disociar el agua en iones de H^+ y O_2^- en el baño de fusión, el hidrógeno y el oxígeno pueden constituir burbujas de gas en el metal de soldadura fundido que pueden resultar en la formación de poros (32). En los trabajos de Mark Rowe y Stephen Liu (18) mencionan que la porosidad en la soldadura húmeda es causada por el hidrógeno.

Sanchez Osio, Rowe, M. y Liu, S. comentan que el oxígeno puede reaccionar con el carbono para producir porosidad de monóxido de carbono y el oxígeno también puede reaccionar con el hidrógeno resultando vapor de

agua, el cual puede reaccionar con el hierro circundante formando óxido de hierro. Basado en la suposición de que la porosidad es causada por el hidrógeno, propuso que usar recubrimientos de carbonato de calcio puede reducir la porosidad. Los carbonatos se descomponen para formar dióxido de carbono y monóxido de carbono en el arco, reduciendo así la cantidad de hidrógeno absorbido en el charco de soldadura (18) (33). En la Figura 2. 13 se puede observar macrografías de tres cordones de soldadura, en los cuales se puede apreciar que en la soldadura húmeda la presencia de porosidad y en los cordones presentados en a) en superficie y b) soldadura seca hiperbárica no se aprecia porosidad en los cordones de soldadura (2).

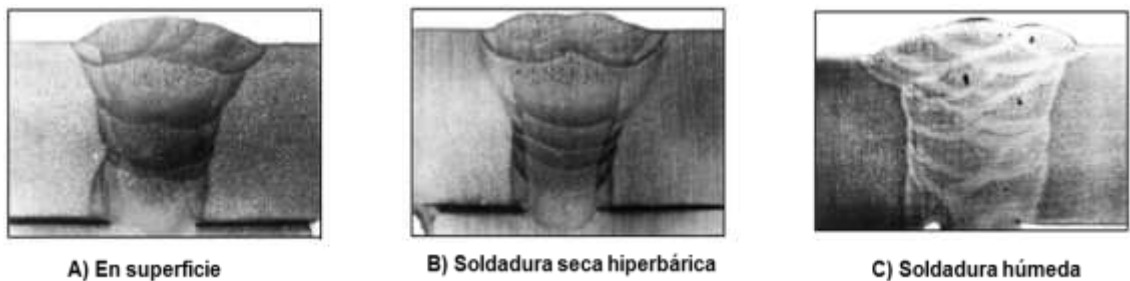


Figura 2. 13 Macrografías de A) superficie, B) soldadura seca hiperbárica y C) soldadura húmeda (2).

En investigaciones de Medeiros y Liu demostraron que la basicidad de la escoria puede influir en el contenido de hidrógeno en el metal de soldadura, como se puede observar en la Figura 2. 14 donde se muestra el efecto de la basicidad de la escoria sobre la difusión del hidrógeno en función del contenido de hidrógeno en la escoria concluyendo que la adición de hidrógeno en el metal de soldadura en la soldadura húmeda depende fuertemente de la solubilidad del vapor de agua en la escoria (34) (33).

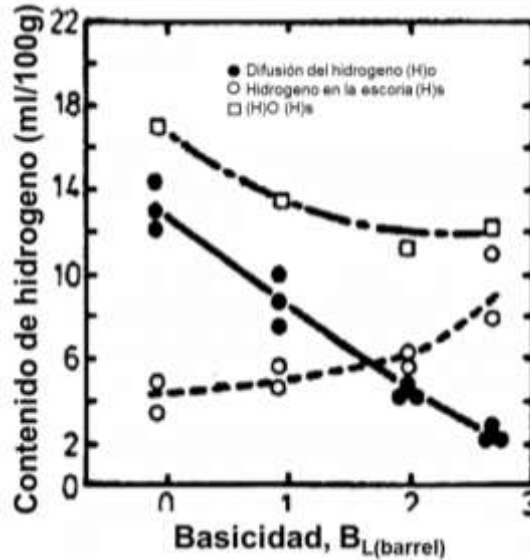


Figura 2. 14 Efecto de la basicidad de la escoria sobre la difusión del hidrógeno en función del contenido de hidrógeno en la escoria (18).

En la investigación de M. D. Rowe, S. Liu, y T. J. Reynolds demostraron que la porosidad va en aumento en función del aumento de titanio y boro, como se muestra en la Figura 2. 15 al igual que la adición de Fe-Mn también disminuye la porosidad. Por el contrario la adición de REM aumenta la porosidad conforme aumenta la profundidad ver Figura 2. 16. Señala que esto es debido que la adición de REM influyo en la separación de inclusiones de óxido en el charco de soldadura, lo que resulta de la eliminación incompleta de los óxidos del charco. Otra posibilidad que señalo es la posible alteración de la química de la escoria. Cabe mencionar que el fundente con Fe-Mn tiene una basicidad más alta, esto se puede observar en la Tabla 2. 7 y Figura 2. 17. Por lo que concluyo que en el aumento de la basicidad de la escoria, se ve una reducción considerable en la porosidad a una profundidad de 61 m (200 ft) (23).

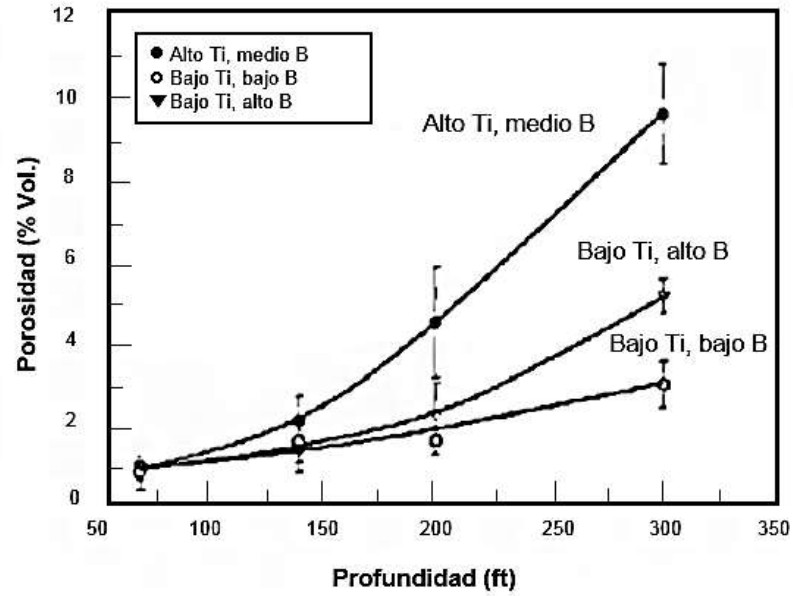


Figura 2. 15 Porosidad en el metal de soldadura en función de la profundidad y la adición de titanio y boro (4).

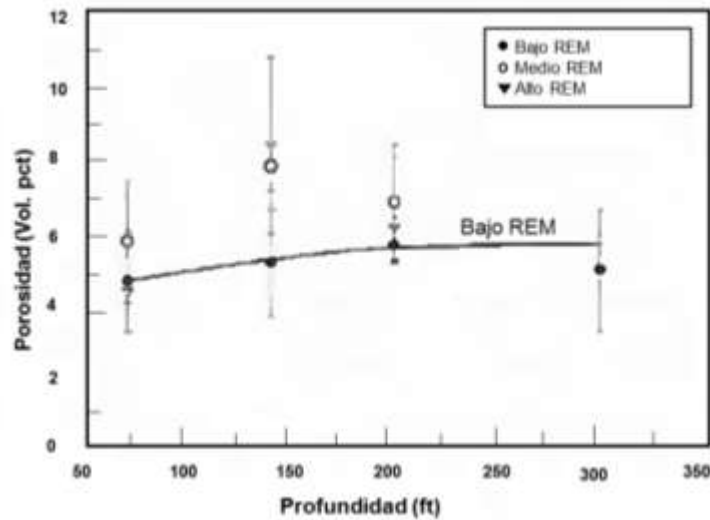


Figura 2. 16 Porosidad en el metal de soldadura en función de la profundidad y la adición de REM (4).

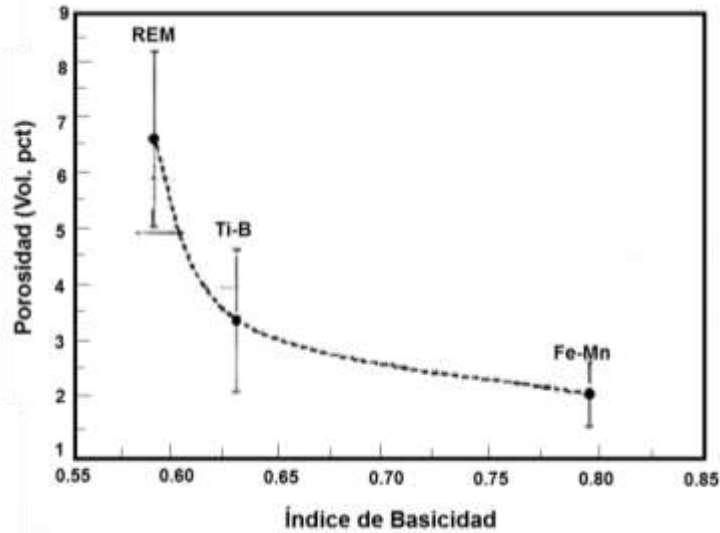


Figura 2. 17 Porosidad del metal de soldadura en función de la basicidad de la escoria (4).

Tabla 2. 7 Basicidad de la escoria, con electrodos recubiertos con Fe-Mn, Fe-Ti-Br y REM a 61 m (200 ft) (23).

Recubrimiento	Profundidad m (ft)	Ba
Fe-Mn	61 (200)	0.80
Ti-Br	61 (200)	0.63
REM	61 (200)	0.59

En la soldadura bajo el agua la presión hidrostática, es la presión de control ya que es la que está directamente relacionada con la profundidad. La formación de poro también debe controlarse y superar las barreras cinéticas de activación, tales como el radio crítico de poros, el poro se permitirá nuclear y crecer de forma espontánea con dimensiones ilimitadas. A medida que aumenta la profundidad aumenta la presión y también los poros. Pero de igual manera a medida que aumenta la profundidad la forma del poro también de esférica se vuelve alargada a una forma cilíndrica estrecha (2).

2.3.3.2 Fragilidad por el hidrógeno

Otros de los problemas que presentan los cordones de soldadura húmeda es la fragilización por hidrógeno, este es un mecanismo de fractura que resultan de la presencia inicial o de la absorción de una excesiva cantidad de hidrógeno en los metales, generalmente en combinación con esfuerzos residuales. Por lo tanto, el hidrógeno produce cambios en el comportamiento plástico, dando lugar al deterioro en las propiedades mecánicas (35). En la Figura 2. 18 se muestra un esquema representativo de la difusión del hidrógeno desde el metal base hacia la ZAC durante el proceso de soldadura (27).

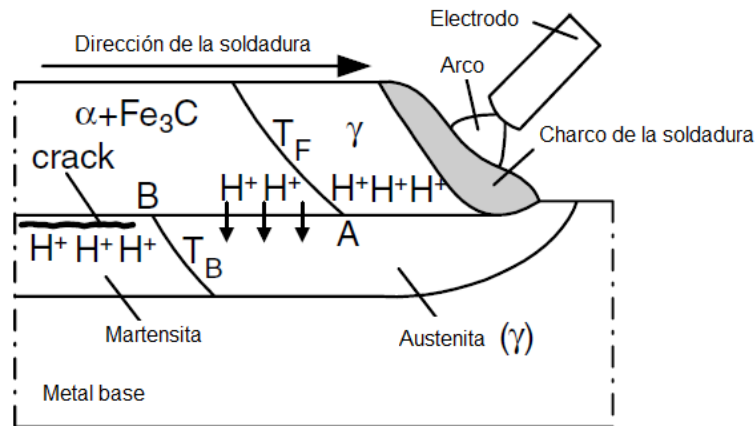


Figura 2. 18 Difusión del hidrógeno desde el metal base a la ZAC durante la soldadura (27).

El mecanismo comienza con átomos de hidrógeno que difunden a través del metal de aporte a altas temperaturas, la elevada solubilidad de hidrógeno permite que el hidrógeno se difunda en el metal de aporte, cuando estos átomos de hidrógeno se combinan de nuevo en los huecos minúsculos de la matriz metálica para formar moléculas de hidrógeno, se crea una presión desde el interior de la matriz metálica, esta presión puede aumentar a niveles en los

que el metal ha reducido ductilidad y resistencia a la tracción hasta el punto en el que se abre en una grieta (27).

El agrietamiento por hidrógeno se produce cuando los siguientes factores están presentes al mismo tiempo; presencia de hidrógeno en el metal de soldadura, altas tensiones, microestructura susceptible (martensita), y relativamente baja temperatura (entre 100 y 200 °C). Las altas tensiones pueden ser inducidas por la contracción durante el enfriamiento de solidificación y contracción térmica bajo restricciones. La martensita es especialmente dura, quebradiza y es susceptible a la fisuración por hidrógeno. Dado que la temperatura de formación de martensita es relativamente baja, la fisuración por hidrógeno tiende a producirse a temperaturas relativamente bajas. Por esta razón, a menudo se llama "agrietamiento en frío." También se le llama "agrietamiento retrasado", debido al tiempo de incubación requerido para el desarrollo de grietas en algunos casos (27) (36).

H. Ozaki y S. Liu mencionan que el agrietamiento por hidrógeno es menor en los aceros con un $CE < 0.40\%$ además señala que otros factores que pueden propiciar este fenómeno es el CE y la difusión del contenido de hidrógeno, también menciona que electrodos austeníticos tiene una solubilidad de hidrógeno mayor y tiende a mantener el agrietamiento por hidrógeno fuera del metal base pero aumenta la fisuración en caliente (25) (16).

Wesley C. Días con colaboradores, Ryan D. Manning y H. Ozaki con colaboradores en sus trabajos de investigación encontraron que este fenómeno puede presentarse en el cordón de soldadura o en la ZAC del material base principalmente y este podría tener un efecto perjudicial en las propiedades mecánicas de la unión, además Wesley C. con colaboradores concluyeron que la profundidad de la soldadura afecta los niveles de difusión de hidrógeno. En la Figura 2. 19 se muestra una micrografía donde se observa una grieta por

hidrógeno en la ZAC donde presenta martensita en una soldadura húmeda realizada con el electrodo E7018 en un acero ST52.

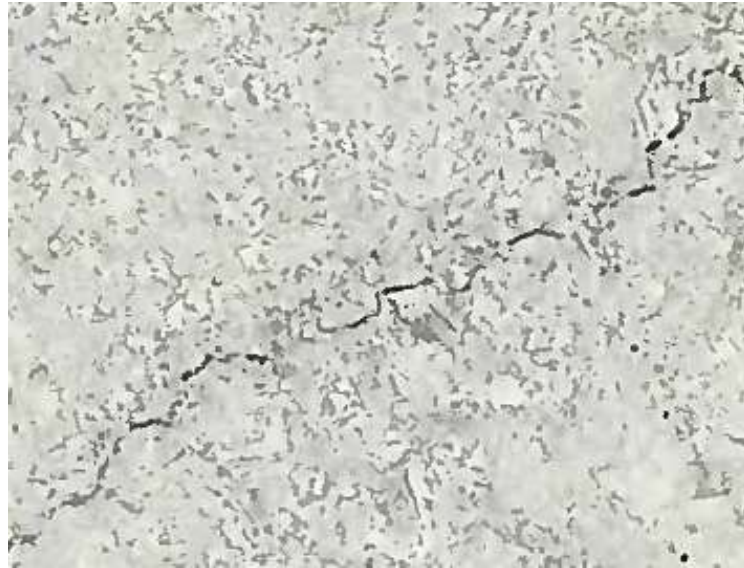


Figura 2. 19 Grieta en la ZAC de una soldadura bajo el agua con electrodo E7018 en un acero ST52, atacado con Nital a 128X (25).

En la Figura 2. 20 se muestra la variación del hidrógeno en la atmosfera del arco con respecto al metal depositado de la soldadura y la solubilidad del hidrógeno en el Fe a diferentes temperaturas puede observarse la brusca variación de solubilidad en la transformación líquido-sólido (37).

La disociación del agua en un arco bajo el agua conduce el aumento de los niveles de hidrógeno. La combinación de martensita de temple por el enfriamiento rápido y los niveles de hidrógeno a partir de la disociación del agua puede dar lugar a grietas en el cordón.

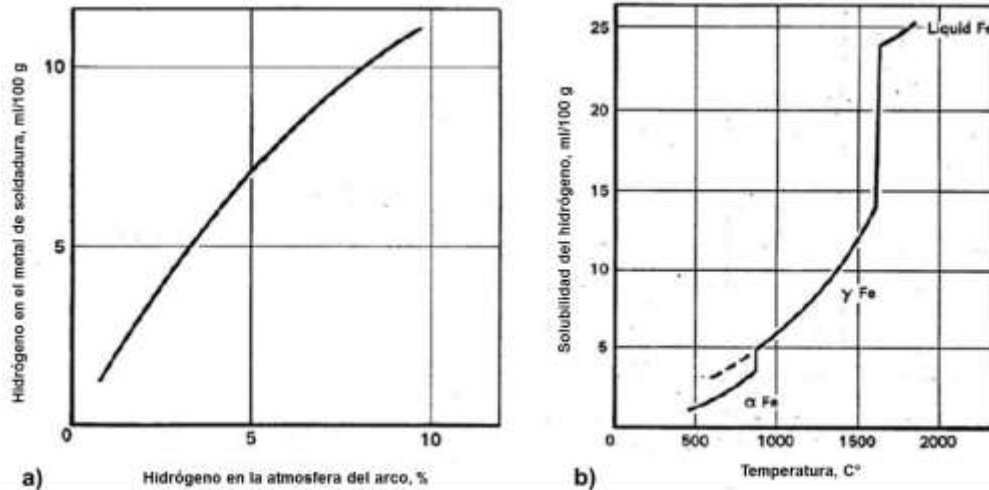


Figura 2. 20 Graficas del comportamiento del hidrógeno a) La curva muestra como varía la cantidad de H^+ en el metal depositado en función del hidrógeno en la atmósfera del arco b) Muestra la solubilidad del hidrógeno en el Fe a distintas temperaturas (37).

No existe una sola correlación de la cantidad de hidrógeno absorbido requerido para causar daños graves en la soldadura. En la Tabla 2. 8 muestra la cantidad de hidrógeno difundido con diferentes electrodos usados para el proceso MMAW en soldadura bajo el agua, se observa que el electrodo E6027 parece dar la menor cantidad de hidrógeno difundido con 24 cc/100 g y el E7014 es la más alta cantidad de difusión con 53.3 cc/100 g. Debido a que la austenita tiene una buena solubilidad del hidrógeno las cantidad de difusión de hidrógeno son altas en los electrodos austeníticos de 38 cc/100 g y 40 cc/100 g.

Kononenko encontró el efecto de la salinidad en la reducción del contenido de hidrógeno en el metal de soldadura mientras se eleva el contenido de oxígeno, es decir, en comparación con el agua dulce, con el aumento de la salinidad disminuye el contenido de hidrógeno, pero seguirán siendo alto en comparación de soldaduras en la superficie. Esto parece ser el resultado de la disociación de sales como potasio, sodio, manganeso y calcio en el agua de

mar que se disocian en el arco de soldadura, la disociación causa un mayor calentamiento y por tanto, una alta oxidación de las gotas de metal de soldadura. También demostró la relación estrecha que existe entre los parámetros de soldadura con el contenido de hidrógeno en el metal de soldadura, en la Figura 2. 21 se muestra la relación de los parámetros con respecto a la difusión de hidrógeno, con el aumento del voltaje en el proceso de soldadura la difusión de hidrógeno en el metal de soldadura va en aumento, mientras que con el aumento del amperaje del proceso la difusión del hidrógeno disminuye linealmente (38).

Tabla 2. 8 Resumen de la difusión del contenido de hidrógeno en la soldadura húmeda con el proceso MMAW (25).

Tipo de electrodo	Cantidad de hidrógeno difundido, cc/100 g
E7014	49-53.5
E7018	31
E6027	24
E8018	31
E11018	32
E310-16	38 (austenítico)
E312-15	40 (austenítico)

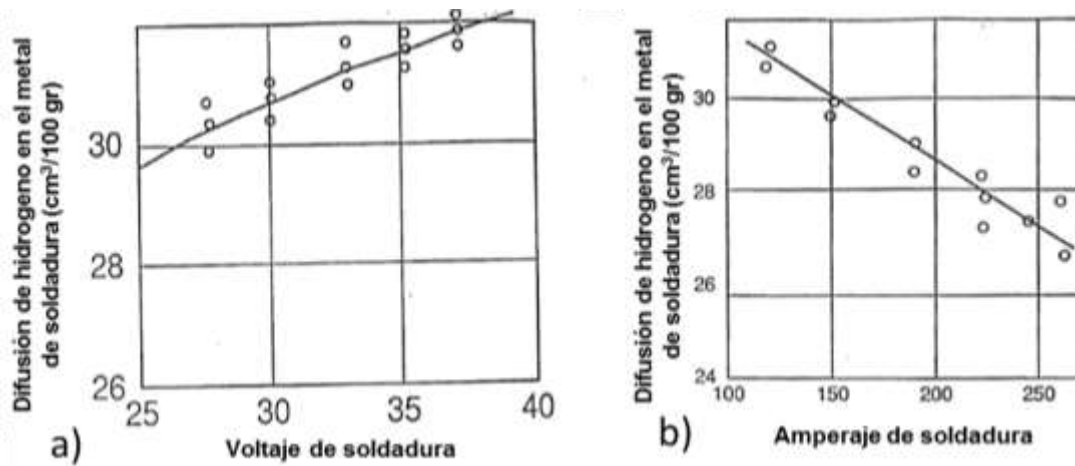


Figura 2. 21 Efecto de los parámetros de unión sobre el contenido de hidrógeno en el metal de aporte, en soldadura húmeda MMAW, en a) se muestra la influencia del voltaje y en b) la influencia del amperaje (38).

Hofmeister y Kuster también informaron que la difusión de hidrógeno en la soldadura húmeda disminuye con el aumento del calor de entrada, en la Figura 2. 28 muestra como si se disminuye el calor de entrada, la difusión del hidrógeno aumenta (39).

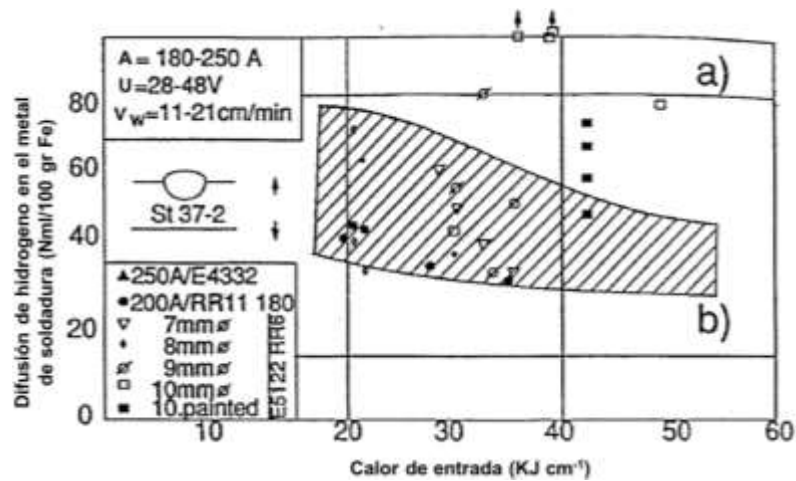


Figura 2. 22 Efecto del calor de entrada sobre la difusión del hidrógeno, para el proceso MMAW (39).

2.3.3.3 Inclusión

La escoria es un problema en la soldadura húmeda, debido a que esta no se elimina totalmente de la soldadura es generalmente atrapada entre los pasos de soldadura aplicados resultando inclusiones de escoria entre cordón y cordón, este problema se le puede atribuir a la mala limpieza entre los pases de los cordones y a la velocidad de enfriamiento (3).

Por otra parte cuando el agua se disocia por acción de la temperatura del arco de soldadura en oxígeno e hidrógeno, el oxígeno puede salir de la solución en forma de inclusiones de óxido sólido, líquido o gases, al aumento de la profundidad los contenidos de oxígeno aumentan, por lo cual se puede decir que en aumento de la profundidad las inclusiones de óxido aumentan de igual manera (18).

En las investigaciones de M. D. Rowe, S. Liu, y T. J. Reynolds, demostraron que con la adición de ferro-aleaciones afines al oxígeno como el titanio, boro y tierras raras (REM) como el lantano y cerio en el recubrimiento del electrodo, se disminuye el contenido de oxígeno en el metal de soldadura así como se recupera elementos de aleación, los resultados se muestran en la Figura 2. 23, nótese que la adición de Ti-B contribuya más a la disminución de oxígeno en el metal de soldadura a profundidades de 91 m (300 ft) hasta 1250 ppm aproximadamente mientras las ferroaleaciones de Fe-Mn y REM presentan 1400 y 2100 ppm respectivamente a la misma profundidad (4)

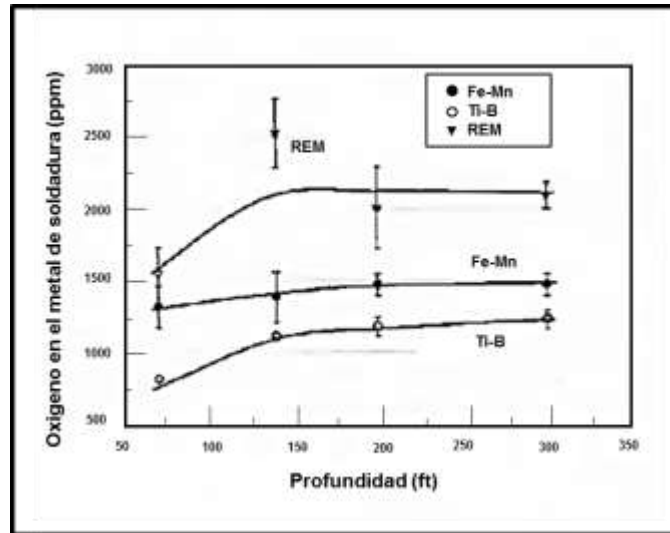


Figura 2. 23 Efecto de la adición de las ferroaleaciones en el electrodo base rutilo en el contenido de oxígeno en el metal de soldadura, de una soldadura de ranura en V (4).

2.3.4 Efecto de la profundidad en el mar sobre la composición química de los aceros estructurales

Christense, demostró que con el aumento de la profundidad de la soldadura húmeda los contenidos de manganeso y silicio decrecen, el manganeso del metal de soldadura experimentado de 0.18% en peso, decrece desde la composición de la superficie a 300 m. El silicio del metal de soldadura decrece 0.05% en peso a 80 m. El oxígeno del metal de soldadura aumento desde un aceptable 300 ppm a un nivel cuestionable de 750 ppm. Las variaciones de manganeso y carbono pueden causar un cambio en la templabilidad del metal de soldadura, altos contenidos de oxígeno en el metal de soldadura está relacionado con baja tenacidad. En la Figura 2. 24 se muestra una gráfica representativa de como los contenidos de manganeso y silicio van en disminución conforme va aumentando la profundidad de la soldadura, como comprobó en su investigaciones Christense (40).

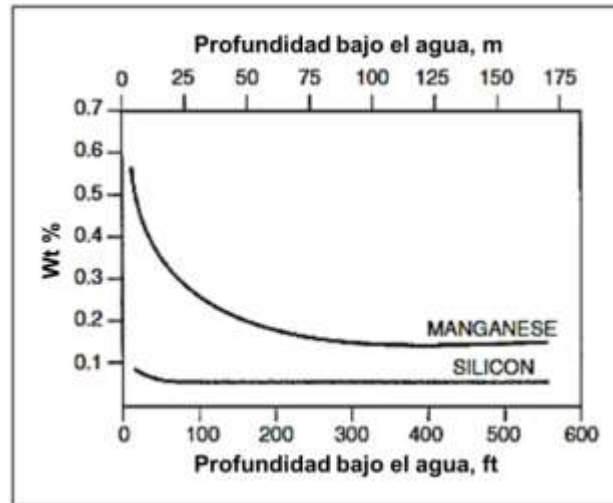


Figura 2. 24 Contenidos de manganeso y silicio en función de la profundidad de la soldadura húmeda (2).

Ibarra llegó a la misma conclusión, con base en la Figura 2. 25 donde se muestra el efecto de la profundidad del agua en los elementos de aleación, nótese que los contenidos de manganeso y silicio disminuyen pero el carbono aumenta, el decremento del contenido de manganeso está directamente relacionado con el rápido incremento en el contenido de oxígeno, En la Figura 2. 26 se observa que el contenido de manganeso es controlado por la oxidación, esto es debido a que son elementos formadores de óxido.

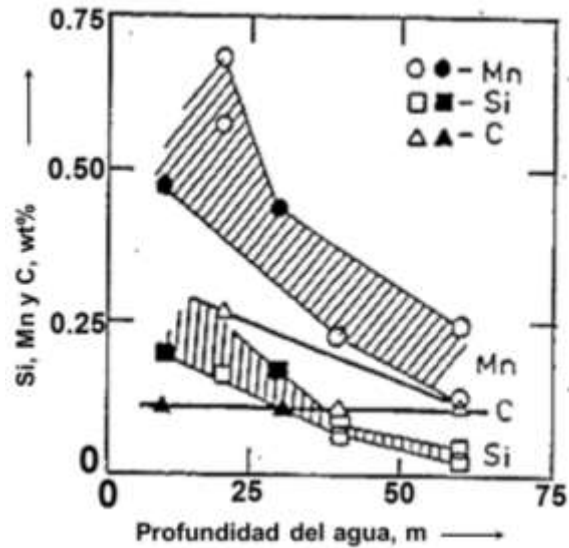


Figura 2. 25 Variación de los elementos de aleación en la soldadura húmeda con la profundidad del agua (40; 41).

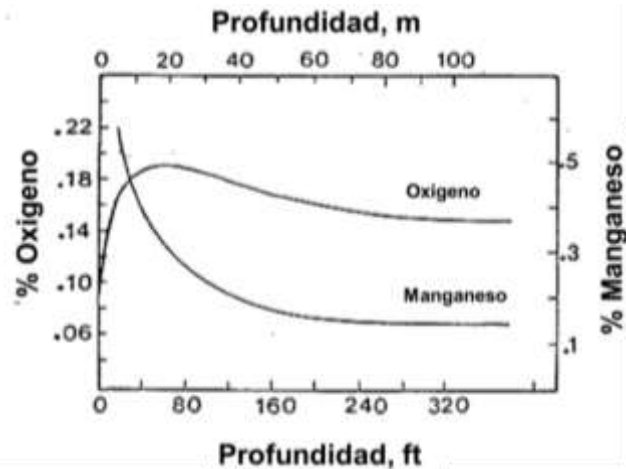


Figura 2. 26 Variación del contenido del oxígeno y el manganeso con la profundidad en la soldadura marina (16).

En la Figura 2. 27 se observa un aumento del contenido de carbono en el metal de soldadura con el aumento de la profundidad una explicación para este fenómeno es que el monóxido de carbono (CO) es producto de la descomposición del carbonato de calcio que se encuentra en el fundente del

electrodo del proceso MMAW. En base a la ley de acción de masa de la reacción del monóxido de carbono la reacción química (1) señala que el monóxido de carbono, se descompone en C y O (2).



Por lo cual si la constante de equilibrio (K), dada por reacción (2), es mayor a 1, el $CO_{(g)}$ se descompone y el C es un átomo intersticial que difunde en el metal de soldadura. Lo cual explica el incremento del contenido de carbono en el metal de soldadura al aumentar la profundidad (40) (16) (41).

$$k = \frac{[C][O]}{P_{co}} \quad (2) \quad (2)$$

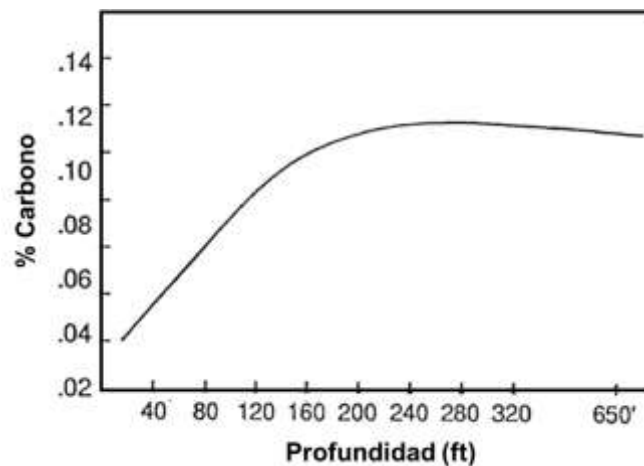


Figura 2. 27 Contenido de carbono del metal de soldadura agua en función de la profundidad (41).

2.3.4.1 Presión parcial

Cuando el vapor de agua se expone a altas temperaturas en el arco de soldadura, se descomponen en oxígeno e hidrógeno que se disuelven en el baño de soldadura y cuando el acero fundido se enfría la solubilidad del

oxígeno y el hidrógeno disminuye. El oxígeno puede salir de la solución en forma de inclusiones de óxido sólido, líquido o gases, que pueden causar porosidad. El hidrógeno forma poros de hidrógeno molecular (H_2) que reaccionan con el oxígeno formando vapor de agua, o producir fragilización por hidrógeno (ver capítulo 2.3.4. Defectos provocados por la profundidad)

Con el aumento de la profundidad bajo el agua, la presión hidrostática aumenta a razón de una atmosfera por cada 10 m (33 ft). Para una fracción molar dada, la presión parcial de un gas aumenta con el incremento total de la presión, por tanto, para una composición constante de los gases en la atmosfera del arco, las actividades de hidrógeno y del oxígeno en el charco de soldadura aumentan con la profundidad, el resultado es un cambio en la composición química, microestructura y el contenido de porosidad del metal de soldadura con la profundidad (18).

Para comprender los fenómenos de la soldadura bajo el agua, es importante establecer reacciones químicas en las que involucren gases y elementos disueltos en el baño líquido. Calculando las presiones parciales o determinando la constante de equilibrio K , obviamente, empleando datos termodinámicos de las reacciones involucradas a las condiciones de estudio. Ésta última consideración de la constante K de equilibrio nos indica la dirección de la reacción química. Es decir, cuando $K > 1$ la reacción es favorecida hacia los productos. Por citar un ejemplo, en condiciones de equilibrio, en un intervalo de temperaturas de 100 °C a 167 °C y una presión de 1 atm, podemos observar la disociación del agua como se muestra en la reacción química (3):



Bajo estas condiciones calculadas en el paquete computacional HSC, en la Tabla 2. 9 se observan los valores de K , donde $K < 1$, lo que indica que es menos probable que la reacción suceda.

Ahora bien para el $\text{CO}_{(g)}$ se puede expresar la reacción química (4), bajo las mismas condiciones.



No obstante, se recomendaría hacer cálculos bajo las mismas temperaturas variando la presión para determinar K, de esta forma se indicaría a que temperatura y presión empieza a formarse $\text{H}_{2(+g)}$ y $\text{OH}_{(-g)}$, ya que estos gases pueden diluirse en el charco de soldadura y causar problemas de porosidad y fragilización por hidrógeno. Los valores de K son los que se muestra en la Tabla 2. 10 nótese que los valores para K son menores que 1:1 atm, por lo cual la reacción no se llevaría a cabo (16).

Tabla 2. 9 Tabla generada por el programa Reaction Equations, donde muestra valores para K, para la reacción química de H_2O , cortesía de COMIMSA.

e- + 2H ₂ O(l) = H ₂ (+g) + 2OH(-g)						
T	deltaH	deltaS	deltaG	K	Log(K)	
C	kcal	cal/K	kcal			V
0.000	425.880	68.928	407.053	0.000E+000		
8.361	425.728	68.377	406.479	0.000E+000		-315.594
16.722	425.574	67.839	405.909	8.673E-307		-306.062
25.083	425.419	67.313	405.344	8.564E-298		-297.067
33.444	425.264	66.801	404.784	2.714E-289		-288.566
41.805	425.109	66.301	404.227	3.021E-281		-280.520
50.166	424.954	65.814	403.675	1.282E-273		-272.892
58.527	424.798	65.338	403.127	2.230E-266		-265.652
66.888	424.642	64.874	402.582	1.699E-259		-258.770
75.249	424.486	64.420	402.042	6.015E-253		-252.221
83.610	424.329	63.977	401.505	1.045E-246		-245.981
91.971	424.173	63.542	400.972	9.355E-241		-240.029
100.332	424.015	63.116	400.442	4.512E-235		-234.346
108.693	423.857	62.698	399.917	1.221E-229		-228.913
117.054	423.699	62.287	399.394	1.925E-224		-223.716
125.415	423.539	61.882	398.875	1.828E-219		-218.738
133.776	423.378	61.483	398.359	1.080E-214		-213.967
142.137	423.216	61.089	397.847	4.083E-210		-209.389
150.498	423.053	60.700	397.338	1.014E-205		-204.994
158.859	422.888	60.314	396.832	1.696E-201		-200.771
167.220	422.721	59.931	396.329	1.953E-197		-196.709

Tabla 2. 10 Tabla generada por el módulo Reaction Equations, donde muestra valores para K, para la reacción química CO, cortesía de COMIMSA.

CO(g) = C(+g) + O(-g)						
T	deltaH	deltaS	deltaG	K	Log(K)	
C	kcal	cal/K	kcal			
100.000	483.466	28.150	472.962	9.304E-278	-277.031	
113.043	483.506	28.257	472.594	3.413E-268	-267.467	
126.086	483.547	28.360	472.225	2.974E-259	-258.527	
139.129	483.587	28.459	471.854	7.057E-251	-250.151	
152.172	483.627	28.555	471.482	5.139E-243	-242.289	
165.215	483.667	28.646	471.109	1.276E-235	-234.894	

2.3.5 Transformación de fases a partir de la austenita, en soldadura de acero de bajo carbono

Durante el enfriamiento del cordón de soldadura de los aceros bajo al carbono soldados por el proceso MMAW, presentan transformaciones de fases afectadas directamente por la temperatura y el tiempo de transformación. Según la fase que precipite dará como resultado las propiedades mecánicas de la unión soldada (42).

Para poder entender la morfología de las fases debemos observar la Figura 2. 28 en la cual podemos observar un diagrama representativo de las diferentes morfologías de transformación fuera del equilibrio. El charco de soldadura alcanza temperaturas de 2226.8 °C (2500 K), a medida que el metal líquido de soldadura se enfría desde dicha temperatura (ver Figura 2. 28 (a)), en el rango de 2000-1700 °C (2273.2-1973.2 K) se forman óxidos e inclusiones, bajando más la temperatura hasta los 1600 °C (ver Figura 2. 28 (b)) la ferrita- δ transforma a austenita- γ , donde el grano austenítico crece hasta los 800 °C. ya que la austenita transforma a ferrita alotriomórfica como se muestra en la Figura 2. 28 (d) y (e), continuando el enfriamiento nuclea la ferrita widmanstätten Figura 2. 28 (f) en el límite de α/γ . Bajando la temperatura nuclea la ferrita acicular en inclusiones ver Figura 2. 28 (g), las placas de ferrita acicular nuclean heterogéneamente en pequeñas inclusiones no metálicas mal

orientadas en la misma inclusión, esto da lugar a propiedades superiores como la tenacidad, si no hay inclusiones potenciales bainíticas cualquier austenita restante a temperatura ambiente puede transformar en martensita (42).

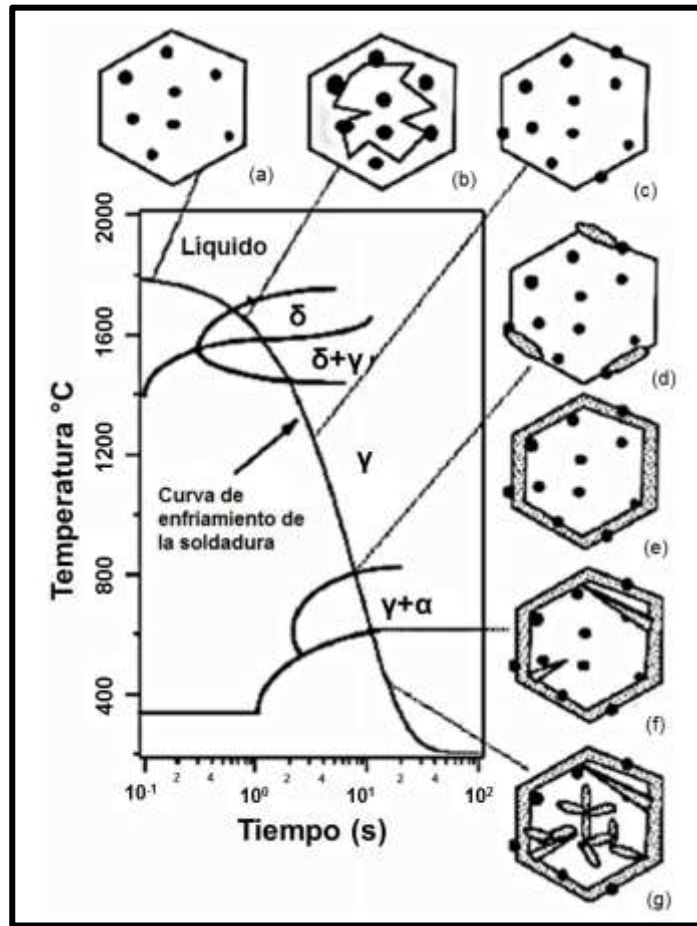


Figura 2. 28 Diagrama de transformación hipotético donde se observan las diferentes fases de transformación hasta llegar a temperatura ambiente (42).

A continuación se describirán cada una de las microestructuras anteriormente mencionada.

- **Ferrita**

En aceros de bajo carbono, la primera fase que se forma en el límite de grano austenítico durante el enfriamiento es denominada ferrita alotriomórfica o ferrita primaria. La ferrita alotriomórfica primaria en el límite de grano austenítico generalmente se observa en forma de granos poligonales o venas. En temperaturas más bajas, la ferrita empieza a nuclear en inclusiones en el interior del grano austenítico las cual toma el nombre de ferrita idiomórfica o ferrita secundaria, esta no tiene una relación de orientación con los granos de la matriz en la que crece. Los núcleos de ferrita tiene una relación de orientación con el grano austenítico, como se muestra en la Figura 2. 29 (43).

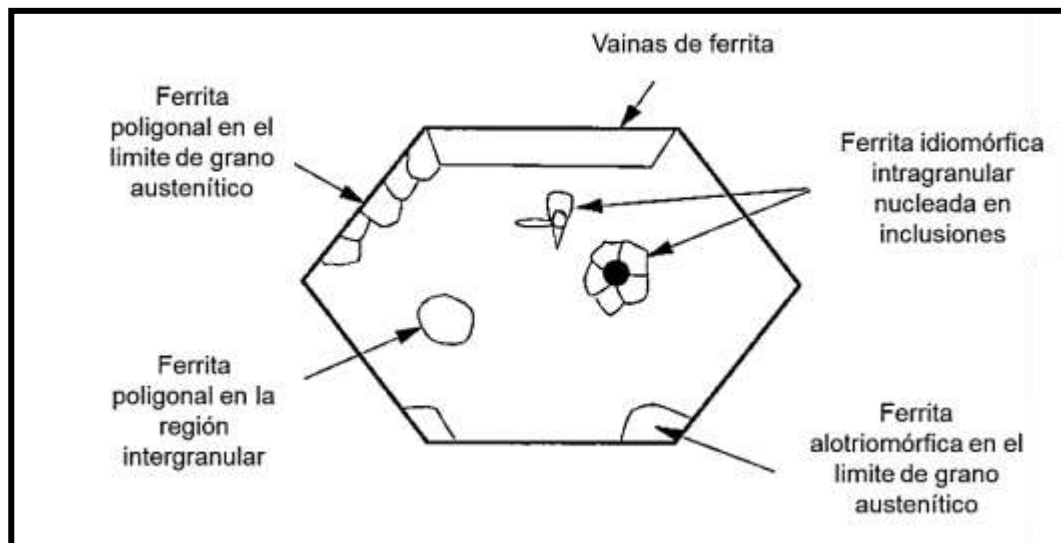


Figura 2. 29 Ferrita primaria idiomórfica y alotriomórfica (43).

- **Ferrita Widmanstätten**

Transforma relativamente a bajo subenfriamiento, su transformación ocurre debido a la rápida difusión del átomo intersticial de carbono por cizallamiento. La ferrita widmanstätten puede confundirse fácilmente con la bainita. Las placas de ferrita widmanstätten primaria crecen directamente del límite de grano austenítico también pueden crecer a partir de inclusiones, mientras que

las placas de ferrita widmanstätten secundarias crecen en el límite de grano de la ferrita alotriomórfica y también crecen en la ferrita idiomórfica intragranular. La ferrita secundaria widmanstätten compite con la alotriomórfica, si se forma la una, la otra tiende a desaparecer. Si el grano austenítico es pequeño y si el enfriamiento no es tan rápido, favorece la movilidad atómica para la formación de ferrita alotriomórfica véase Figura 2. 30 (43).

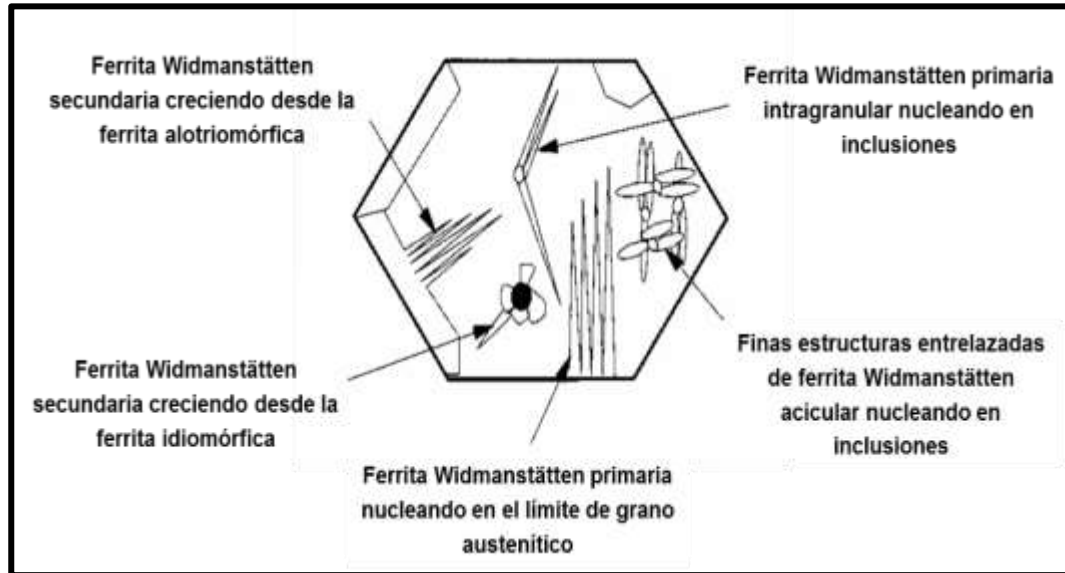


Figura 2. 30 Ferrita widmanstätten primaria y secundaria (43).

- **Ferrita acicular**

Se reconoce por su morfología que nuclea intragranular en las inclusiones dentro del grano austenítico, siempre y cuando exista una alta densidad de inclusiones formando un estructura entrelazada (generalmente $<5 \mu\text{m}$) por lo que su crecimiento es errático de corto alcance. La ferrita acicular proporciona resistencia a la propagación de grietas. El mecanismo de transformación de la ferrita acicular es similar al de la bainita a diferencia que necesita inclusiones potenciales dentro del grano austenítico y presenta mejor tenacidad. En la

Figura 2. 39 se puede observar la morfología de la ferrita acicular nucleando en una densidad de inclusiones en el interior del grano austenítico (43).

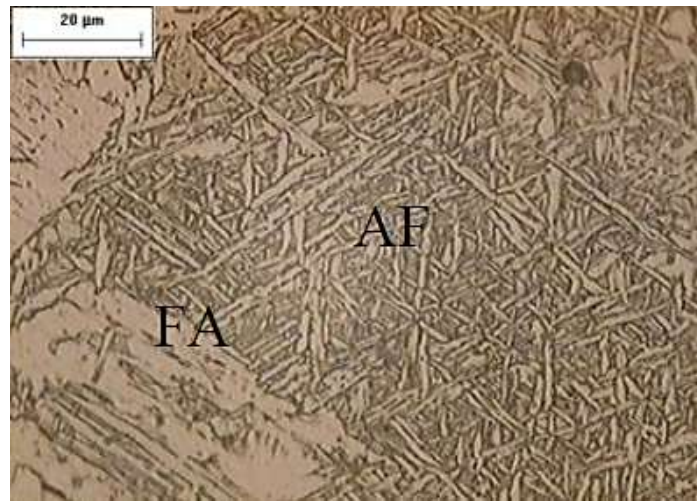


Figura 2. 31 Ferrita acicular (AF) nucleando en las inclusiones del grano austenítico y ferrita alotromorfica (FA) observada a 50X (44).

- **Bainita**

Cuando se tiene un enfriamiento rápido hasta temperaturas de 250 a 350°C y se mantiene dicha temperatura durante un tiempo adecuado se puede presentar una transformación fuera del equilibrio denominada fase bainítica la cual se asemeja a una pluma, es un constituyente formado por ferrita y cementita la cual presenta una elevada dureza y mala resistencia a la fatiga. El mecanismo de transformación de la bainita es nuclear por difusión y crece por cizallamiento. La dureza de la bainita incrementa linealmente con la concentración de carbono, es aproximadamente de 190 HV por ciento en peso (45) (46) (47). La bainita tiene una microestructura bifásica compuesta de ferrita y carburo de hierro, crece como placas o sub-unidades para formar matrices. En la Figura 2. 32 se muestra a la bainita que crece directo del límite de grano austenítico o en inclusiones intragranular (45).

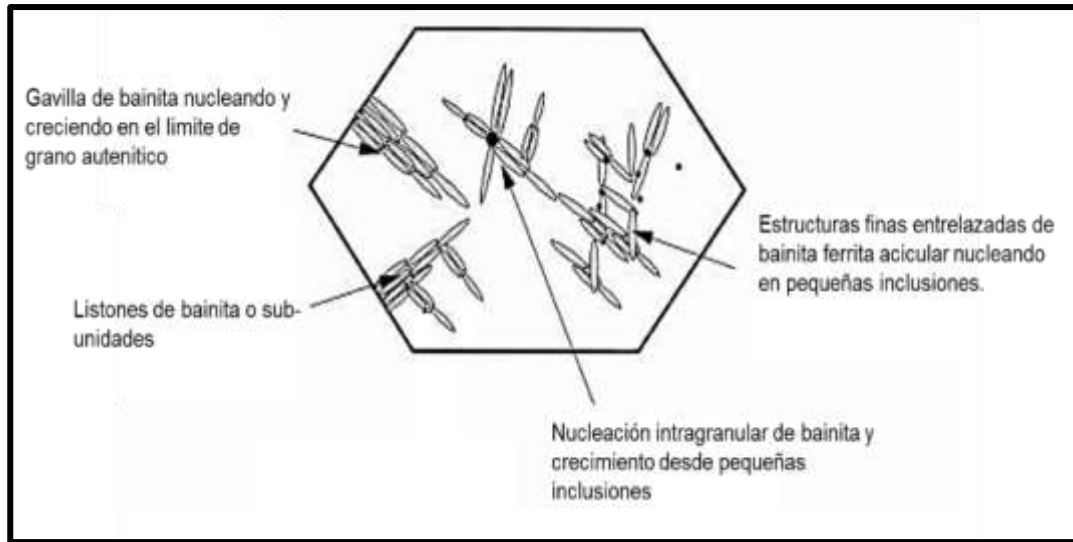


Figura 2. 32 Bainita creciendo en el límite de grano austenítico e inclusiones (43).

Se pueden encontrar dos tipos de bainitas según la forma en que precipita el carbono, en la Figura 2. 33 se muestra un esquema representativo de la forma en que puede precipitar el carbono en función de la temperatura, lo cual da lugar a la bainita superior e inferior (46).

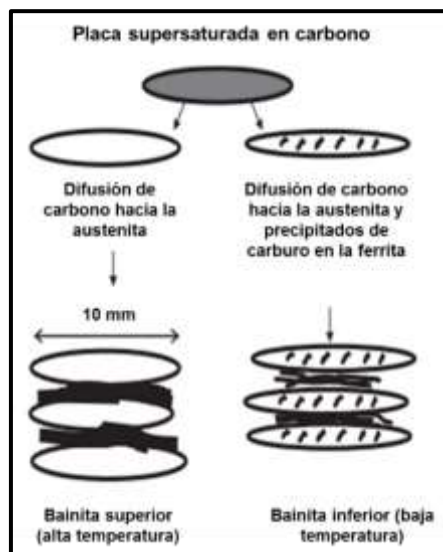


Figura 2. 33 Esquema de la morfología de la microestructura de la bainita superior e inferior (46).

Bainita superior; la temperatura de transformación es entre los 350 °C y 550 °C, en esta precipitan los carburos en forma de cementita entre las placas de la ferrita bainítica, su morfología es de forma tipo listón o tipo agujas, la sección transversal perpendicular al eje largo varia ya sea en placa, elíptica o bloque (45). El mecanismo de transformación de la bainita superior es una transformación por cizallamiento acompañada de una rápida difusión de los átomos de carbono intersticiales a través de la interface γ/α . En la Figura 2. 34 se muestra la bainita superior en donde se notan cementita entre láminas de ferrita en un acero 4360 (45).



Figura 2. 34 Bainita superior en un acero 4360 transformada a 495 °C, micrografía electrónica de barrido (46).

Bainita inferior; se obtiene entre 100 °C y 250 °C. La ferrita se sobresatura con el carbono y precipita algunos carburos dentro de las sub-unidades de ferrita, así como entre ellos, los precipitados de carburos son a escalas muy finas y tiene forma de barras o hojas de cuchillo. En la bainita inferior la ferrita se forma como placas en vez de listones, el carburo de hierro dentro de la bainita inferior es carburo ϵ cuando el silicio está presente como una adición

aleantes; de otra manera, el carburo puede ser una mezcla de cementita y carburo ϵ o únicamente cementita por lo general, se piensa que las adiciones aleantes no forman cantidades significativas de carburos en la bainita debido a la baja temperatura de reacción. En la Figura 2. 35 se muestra micrografías de un acero con un contenido de carbono de 1.10% (45).

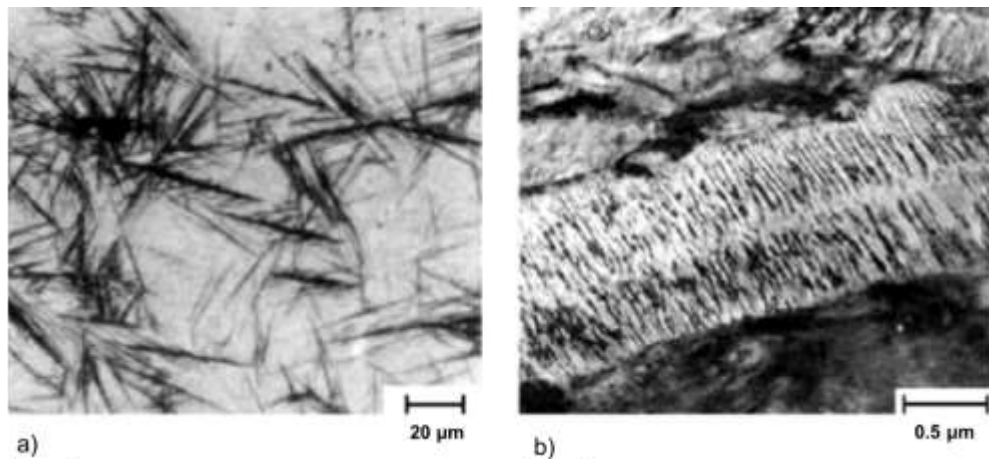


Figura 2. 35 Bainita inferior en un acero al carbono con 1.10% C transformada a 190 °C por 5 horas a) micrografía óptica b) micrografía electrónica de transmisión (48).

- **Martensita.**

La martensita se forma por enfriamiento rápido de la austenita, sin que haya difusión, es decir, nuclea y crece por cizalla. En una solución sólida saturada de carbono en hierro α , con una estructura tetragonal centrada en las caras, presenta elevada dureza la cual aumenta con el porcentaje de carbono y está comprendida entre 25 y 67 HRC aproximadamente (43).

Su transformación es sin difusión, donde el carbono queda retenido en solución, en aceros bajo carbono (menos de 0.2%) se puede localizar martensita en forma de varillas con estructura CCC (Cubica centrada en el cuerpo), la martensita nuclea en el interior de los granos, propagándose hacia

los límites en dos direcciones opuestas, su crecimiento se detiene en el límite de grano o en otras agujas que se interponen en su trayectoria (43).

La martensita se puede presentar en dos morfologías la martensita de listón y martensita en placa. En aceros con contenido de carbono por debajo de 0.6% en peso de C se forma martensita de listones mientras que en aceros con contenido por encima de 0.6% en peso de C se presenta martensita de placa. La martensita de listones tiene una estructura fina y de apariencia vellosa, en la Figura 2. 36 se muestra en a) martensita de listón a 500 X las unidades pequeñas se les denominan paquetes, haces o trozos, mientras que la morfología de la martensita en placas se muestra en la Figura 2. 36 b) las placas individuales no se sitúan en las pilas paralelas adyacentes con los listones, sino que generalmente están a ángulos distintos unos de otros (45).

Una forma de diferenciar martensita de listones de martensita de placa es el plano de orientación de martensita de listón es de $\{1,1,1\}$, mientras que martensita de placa es de $\{2,2,5\}$ y $\{2,5,9\}$ otra forma es la estructura cristalina ya que la martensita de listones tiene una estructura CCC y la martensita de placas es de TCC (tetragonal centrada en el cuerpo) (45).

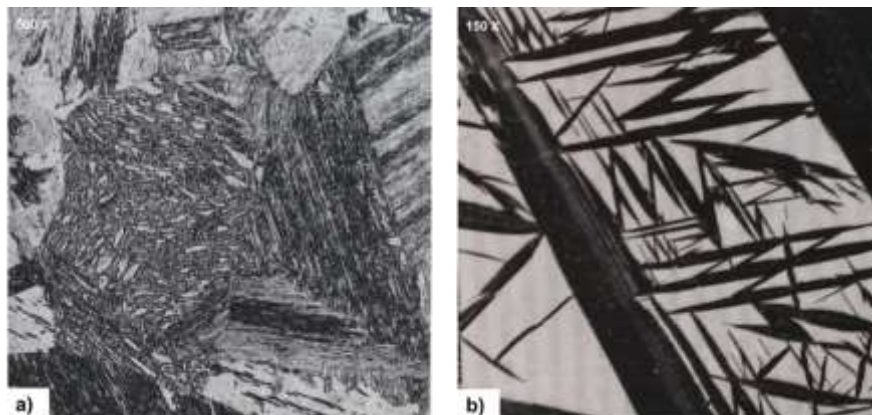
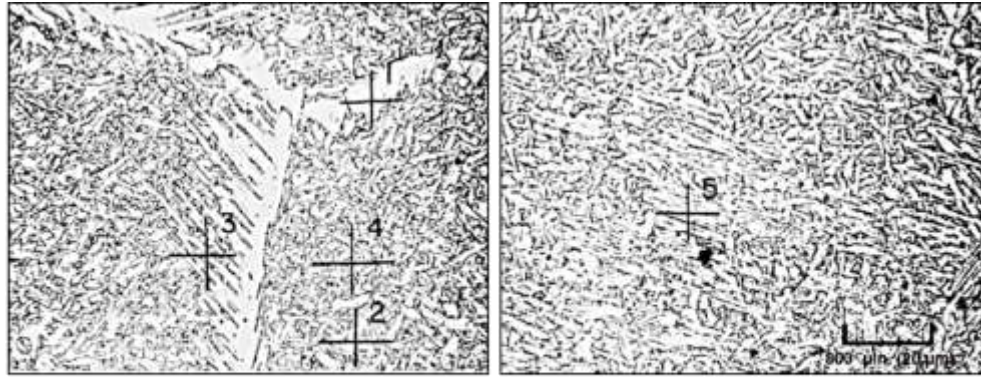


Figura 2. 36 a) Martensita en listón en acero recién templado Fe-0.09C a 500 X, b) Martensita de placas en una aleación Fe-22.5 Ni-4C a 150 X (45).

2.3.6 Efecto de la profundidad en el mar sobre la microestructura de los aceros estructurales

Como se vio en el tema anterior, la austenita puede transformarse en otras fases en base al tiempo y la temperatura además de la pérdida de elementos de aleación con la profundidad que alteran la microestructura causando disminución en las propiedades mecánicas de la unión soldada. La microestructura en soldaduras húmeda aplicadas en aceros bajo al carbono consiste principalmente de ferrita primaria y ferrita wimanstätten. En contraste, la superficie de la soldadura frecuentemente contiene grandes fracciones de ferrita acicular, la cual es preferida por el aumento de la tenacidad (49).

Hay tres tipos de ferritas asociadas con el metal de soldadura: ferrita en el límite de grano (GBF, grain boundary ferrite), ferrita en forma de placa lateral (SPF, side plate ferrite o ferrita widmanstätten) y ferrita acicular (AF, acicular ferrite). Los límites de grano pueden promover la formación de gran cantidad de ferrita en el límite de grano (GBF), pero también representan los sitios para la nucleación y crecimiento de widmanstätten o ferrita de placa lateral (SPF), que sobresalen en los límites de grano austenítico. La ferrita acicular (AF) es intragranular con una estructura más fina y ondulada, en la Figura 2. 37 se muestran algunas microestructuras en el metal de soldadura. Otra microestructuras es la perlita, la cementita y martensita también pueden estar presente. En velocidades de enfriamiento rápido, la distribución de la microestructura en el metal de soldadura consistirá en el aumento de cantidades de bainita/carburos alineados (AC) y estructura de martensita (41).



- 1: Ferrita en el límite de grano. 4: Ferrita acicular.
 2: Ferrita en forma de bloques. 5: bainita superior.
 3: Ferrita de placa lateral.

Figura 2. 37 Algunas microestructuras del depósito de soldadura húmeda (2).

La ferrita acicular es un constituyente de la microestructura que da alta resistencia a la fractura en soldaduras de aceros estructurales de bajo carbón. Factores que conducen al aumento en la fracción de volumen de este constituyente generalmente mejoran la tenacidad del metal de soldadura. La promoción de la ferrita acicular debe de ser resultado de la cantidad adecuada de subenfriamiento logrado a través de alteraciones en la composición química del metal de soldadura, en la Figura 2. 38 se muestra la microestructura de un acero de bajo carbono, soldado a 13 m en el cual se obtuvo un 80% de AF. Agentes de templabilidad tales como el manganeso son eficaces en el aumento de la cantidad de ferrita acicular en el metal de soldadura. La adición de microaleados tales como el titanio y boro también promueven ferrita intragranular. El boro inhibe la formación de ferrita en el límite de grano y el óxido de titanio promueve la formación de ferrita acicular. Para tener una resistencia y tenacidad óptima, las microestructuras que debe evitarse son aquellas con un alto contenido de ferrita en el límite de grano, que son resultado de un pequeño grado de subenfriamiento, y aquellos que contienen martensita que resultan de un alto grado de subenfriamiento (41).

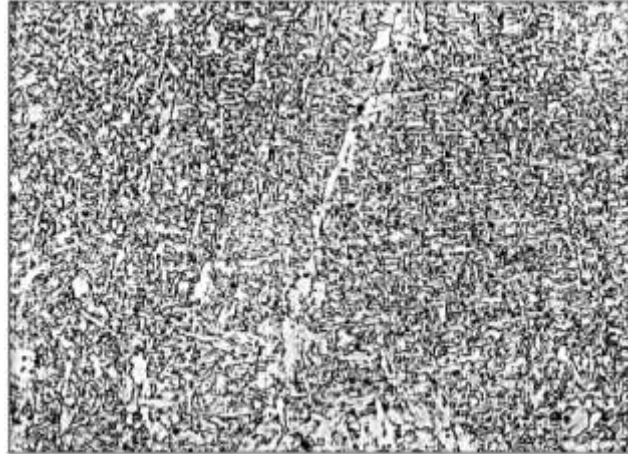


Figura 2. 38 Acero bajo carbono con depósito de soldadura de 80% de ferrita acicular AF, soldado a 13 m (140 ft) (2).

Las variaciones de oxígeno y manganeso en el metal de soldadura causan cambios en el inicio de transformación (nucleación) en las curvas del diagrama CCT como se puede observar en la Figura 2. 39 este aumento en el potencial de nucleación desplaza las curvas haciendo tiempos más cortos, lo que puede afectar la microestructura del metal de soldadura y las propiedades mecánicas. El aumento en el manganeso provoca un aumento de la templabilidad y la estabilidad de la austenita cambian las curvas de transformación de ferrita a tiempos más largos (41).



Figura 2. 39 Influencia de los contenidos oxígeno y manganeso en el metal de soldadura sobre la templabilidad del metal de soldadura (41).

El agua del entorno dará lugar a una velocidad de enfriamiento rápido, lo cual afectará a la microestructura de la unión soldada, la herramienta más útil para examinar la influencia de la velocidad de enfriamiento es por un diagrama CCT hipotético, como se ilustra en la Figura 2. 40 donde muestra la influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la microestructura del metal de soldadura. La curva de baja velocidad de enfriamiento se cruza con la curva de ferrita acicular, pero en la línea de alta velocidad de enfriamiento es posible la formación de bainita y martensita a expensas de ferrita acicular (16).

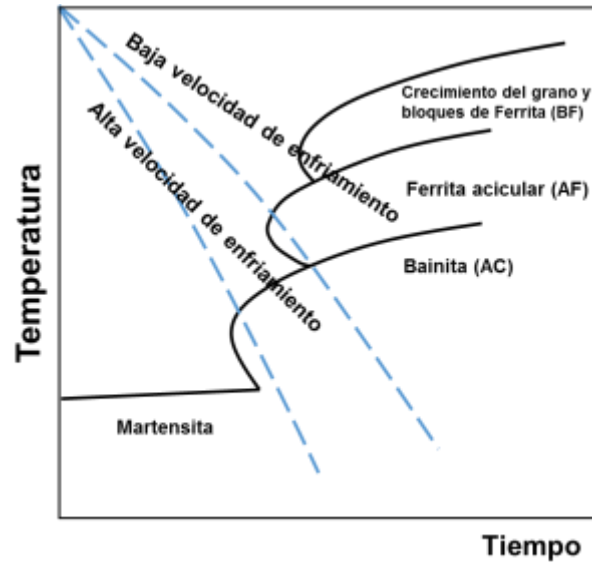


Figura 2. 40 Diagrama CCT hipotético e influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la microestructura del metal de soldadura para aceros ferrítico (16).

En la Figura 2. 41 se muestran cantidades relativas de cada morfología de ferrita que se midieron en soldadura húmeda hechas hasta 100 m (300 ft), a profundidades cerca de la superficie el metal de soldadura es GBF con 10 a 20% de bainita superior. En profundidades mayores la cantidad de GBF decrece aproximadamente 50%, con cantidades creciente de bainita superior (AC, upper bainite) y SPF, similar composición es para el metal de soldadura.

Los primeros cambios en la microestructura se produjeron a profundidades de 50 m, a profundidades superiores de 50 m la microestructura del metal de soldadura se mantuvo constante. Este resultado es coherente con la observación del contenido de oxígeno del metal de soldadura constante, lo cual sugiere una velocidad de oxidación constante.

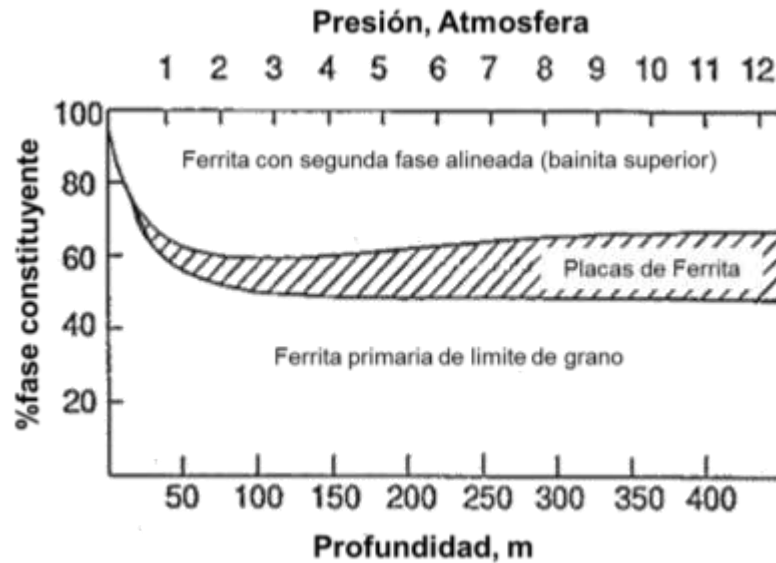


Figura 2. 41 Porcentaje constituyente de la microestructura del metal de soldadura en función de la profundidad, para soldadura húmeda (41).

Un metal de soldadura con alta fracción de volumen de AF daría una buena tenacidad, SPF tiene un mecanismo de formación de listones similar al de la AF, pero esta nuclea en el límite de grano de ferrita existente y crece en la austenita restante, por otro lado la AF nuclea en inclusiones en condiciones específicas (41).

Liu en sus investigaciones demostró que si es posible la formación de AF, solo con adición de elementos aleantes tales como boro y titanio y con el adecuado control de contenidos de oxígeno y manganeso (41). Las adiciones de titanio y boro son eficaces en la refinación del grano de AF en profundidades de 21 a 91 m (70 a 300 ft), y en menores proporciones el manganeso también refina el grano, lo cual promueve el aumento de la resistencia a la tensión en la soldadura húmeda (4).

La Figura 2. 42 se muestra un diagrama que se construyó en base en el análisis microestructura y de composición con una velocidad de enfriamiento

constante con soldaduras hechas en el Golfo de México, se puede observar que para la obtención de AF se requiere un incremento de manganeso (33).

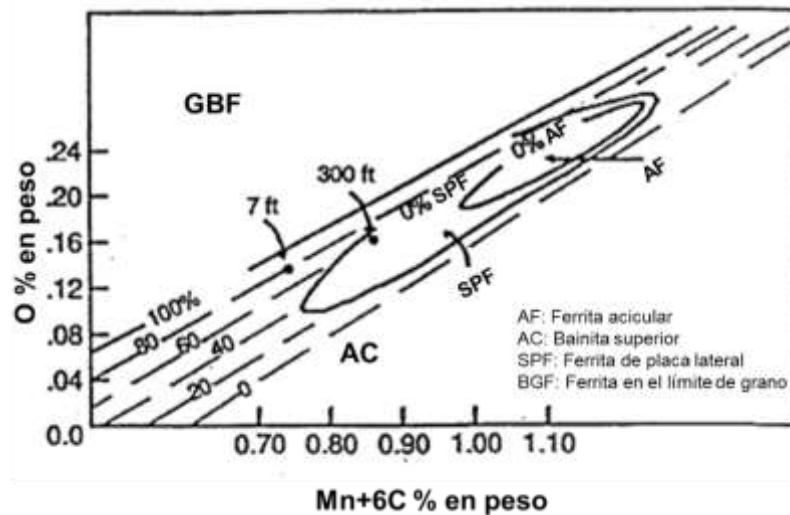


Figura 2. 42 Diagrama predictivo de la microestructura del metal de soldadura para soldadura húmeda (33).

La adición de carbonato de calcio en el revestimiento aumenta el volumen de ferrita de segunda fase y en menos medida la martensita, la fracción de volumen de ferrita acicular no varía significativamente, como se muestra en la Figura 2. 43.

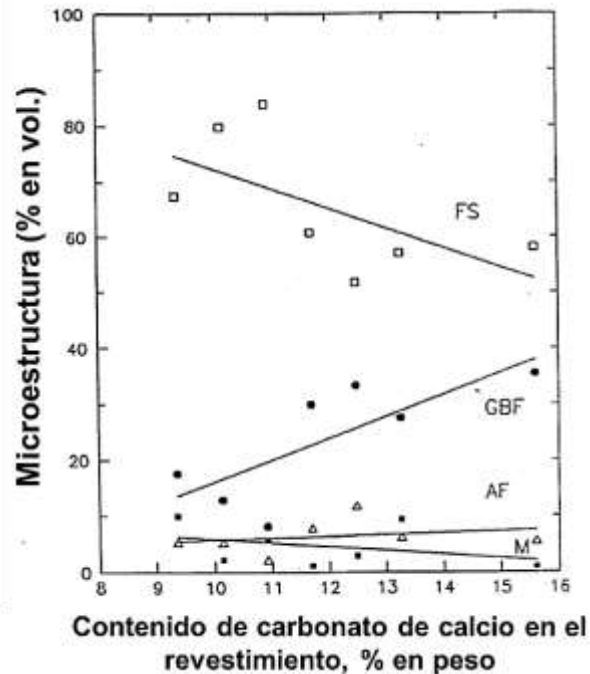


Figura 2. 43 Fracción de volumen de microestructura constituyente en función del carbonato de calcio, en soldadura húmeda (33).

Robert L. Johnson menciona que la soldadura marina húmeda de los aceros tiene tres microestructuras básicas; ferrita, bainita y martensita y además que los efectos ambientales del agua como son la salinidad y la presión cambian la química y la microestructura del metal de soldadura, pero de igual menciona que el efecto de la temperatura del agua en la velocidad de enfriamiento es pequeña (16). Pedro en su investigación menciona que se puede observar que debido a los rápidos enfriamientos de solidificación del metal de soldadura se forman ferritas alotrópicas y ferritas Widmanstätten (6).

Las microestructuras obtenidas en las soldaduras submarinas soldadas a 10 y 15 m, no reflejan un cambio significativo por el efecto de la profundidad como lo reflejan los resultados en los trabajos de Hernández Gutiérrez, P. y Ballesteros Hinojosa, A., mencionan que la profundidad no es un factor importante que afecte la microestructura (5) (6).

2.3.7 Propiedades mecánicas

Las propiedades mecánicas de la soldadura húmeda están relacionadas con la velocidad de enfriamiento y de la profundidad debido al aumento de la oxidación y la porosidad (4). Los aceros con resistencia a la cedencia de más de 50 Ksi (345 MPa) son susceptibles a formar totalmente de una estructura martensítica, solo los aceros bajo carbono se puede soldar bajo el agua sin ser susceptibles a la formación de martensita (25). Las propiedades de las uniones soldadas bajo el agua son similares a las que presenta un acero templado o una fundición, puesto que la soldadura se enfría rápidamente en la ZAC. (16).

Con el aumento de la profundidad disminuye la templabilidad debido a la disminución del contenido de elementos aleantes y del aumento del contenido de oxígeno (18). En la Figura 2. 44 se muestra el reporte de los investigadores M. Rowe and S. Liu, 2002, del efecto de la profundidad sobre la resistencia a la tensión y la tenacidad, en Figura 2. 44 a) la resistencia a la tensión tiene una relación lineal conforme aumenta la profundidad y en Figura 2. 44 b) la tenacidad disminuye con el incremento de la profundidad (4).

En las investigaciones de M. Rowe y S. Liu, 2002, con la adición de ferro aleaciones de aleaciones de Fe-Mn y Fe-Ti-B y Fe-Si-REM, concluyeron que la resistencia a la tensión la tensión va disminuyendo conforme aumenta la profundidad, pero con la adición de Fe-adición de Fe-Ti-B se obtuvieron buenos resultados en la resistencia a la tensión que las tensión que las otras ferro aleaciones, en la

Figura 2. 45 se muestran la resistencia a la tensión con los tres diferentes ferro-aleaciones utilizadas en la investigación, con la adición de Fe-Ti-B se obtuvo un incremento de 550 MPa (80 Ksi) a una profundidad de 40 m (131 ft) más sin embargo, al incrementar la profundidad la resistencia a la tensión también disminuye, de forma similar con la adición de las aleaciones de Fe-Mn

y Fe-Si-REM, la resistencia a la tensión disminuye con el aumento de la profundidad (4).

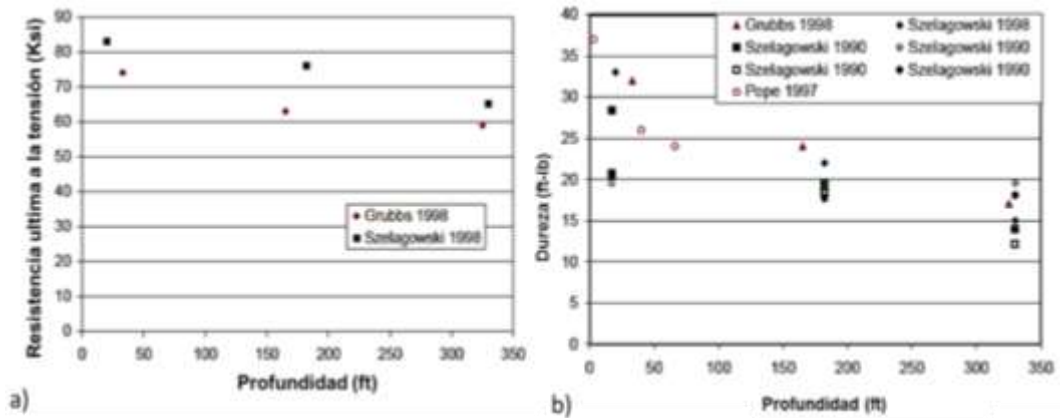


Figura 2. 44 a) Resistencia a la tensión y b) la tenacidad a diferentes profundidades (18).

En la Figura 2. 46 se muestra una gráfica representativa de la variación de la dureza con respecto al contenido de carbonato de calcio, la cual tiene un comportamiento lineal conforme aumenta el contenido de carbonato de calcio la dureza disminuye (41).

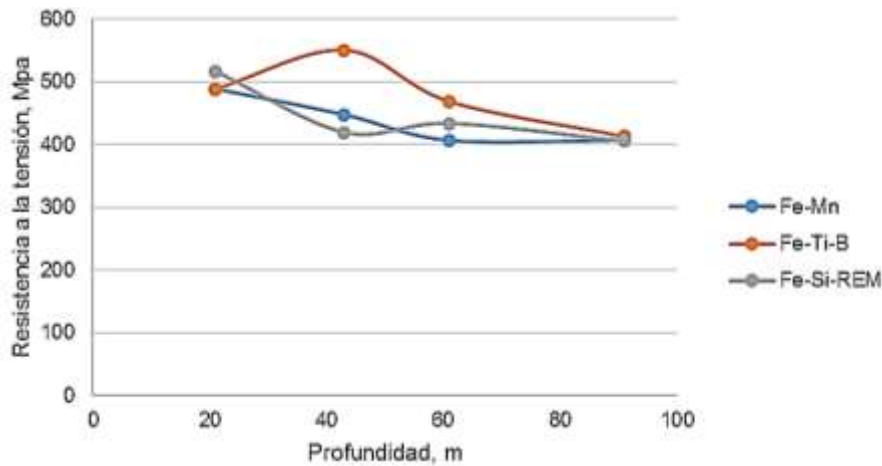


Figura 2. 45 Resistencia a la tensión a diferentes profundidades en función de la adición de tres diferentes ferro-aleaciones en el fundente del electrodo base-rútílico: Fe-Mn, Fe-Ti-B y Fe-Si-REM (4).

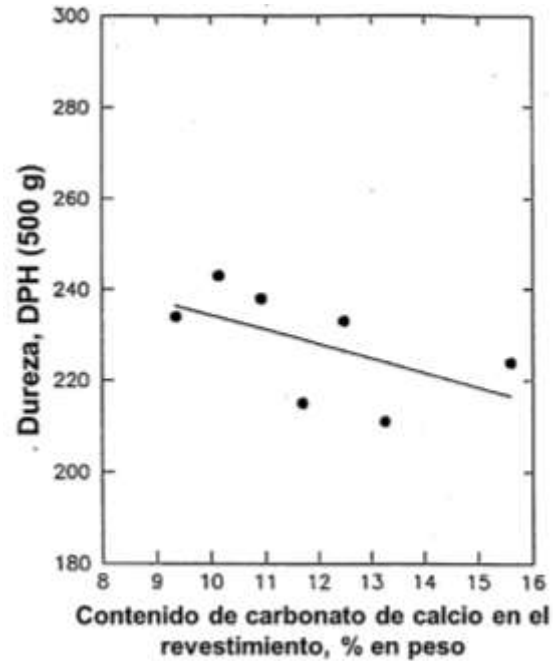


Figura 2. 46 Dureza del metal de soldadura de acuerdo con el contenido de carbonato de calcio en soldadura húmeda (33).

Con la adición aproximada de 2.0% en peso (wt%) de níquel en electrodos de rutilo y oxidantes, las pruebas de impacto Charpy de las soldadura húmeda en aceros bajo al carbono pueden ser mejorada, ya que el níquel controla el tamaño del grano en el metal de soldadura. La Figura 2. 47 muestra los resultados de la experimentación, se puede observar el aumento de la resistencia al impacto conforme aumenta el contenido de Ni en el metal de soldadura con los electrodos de rutilo con níquel (2).

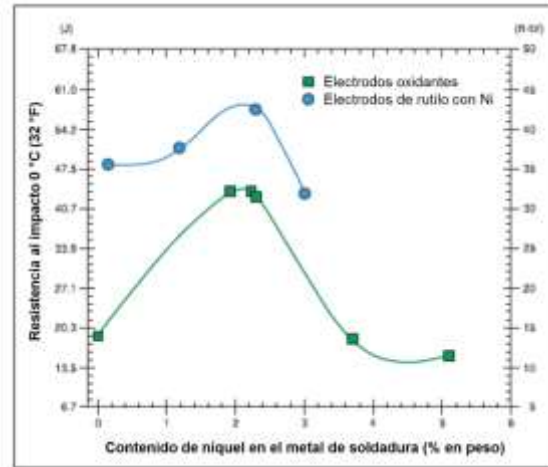


Figura 2. 47 Resultados de la pruebas de impacto Charpy en función del contenido de níquel en el metal de soldadura (2).

CAPÍTULO 3

DISCUSIÓN Y ANÁLISIS DE BIBLIOGRAFÍA

Al realizar la revisión bibliográfica se documentaron diferentes aspectos que afectan la soldadura húmeda MMAW, la cual es utilizada para la reparación y mantenimiento de estructuras en costa fuera, así como los efectos del medio en que se realiza la unión como la presencia de agua, la presión (profundidad), la velocidad de enfriamiento y la presencia de hidrógeno.

A continuación se realizara un análisis sobre los artículos más destacados en la revisión bibliográfica, en los cuales se busca obtener un panorama de la relación profundidad-microestructura-propiedades mecánicas.

Caso I. Variación de la profundidad a lo largo de la soldadura húmeda multipass bajo el agua y su influencia sobre las propiedades mecánicas (50).

Por: Pereira Pessoa, E. C., Queiroz Bracarense, A., Maluf Zica, E., Liu S. y PérezGuerrero, F.

El objetivo de la investigación fue evaluar la influencia de la porosidad sobre las propiedades mecánicas en soldadura húmeda de ranura en V multipass, realizada con un electrodo comercial recubierto AWS E6013 y AWS E7024, se utilizaron para realizar las soldaduras húmeda acero ASTM A36, ASTM A572 y API 5L grado B a 50 y 100 m de profundidad. Las soldaduras se realizaron con la ayuda de una cámara presurizada con capacidad de 20 atm para simular la profundidad, se utilizó un sistema de alimentación por gravedad para llevar a cabo las soldaduras.

Metodología

Para la experimentación utilizaron tres placas de acero diferentes, ASTM A36 de 12.7 mm de espesor con límite elástico mínimo (SMYS) de 220 MPa y 400 MPa específica tensión mínima, ASTM A572 grado 50 de 12,7 mm de espesor con 345 MPA SMYS y 450 MPA SMTS y acero API-L grado B 18.0 mm de espesor de acero API L de grado B con 250 MPa SMYS y 400 SMTS, fueron utilizados en los experimentos dos electrodos comercial recubierto ASTM E6013 y AWS E7024 con 5.0 mm de diámetro y longitud de 250,0 y 350,0 mm respectivamente, se preparó las uniones con ranuras en "V" a 45° en placas de 160 mm x 250 mm con respaldo, para llenar la ranura se depositaron un promedio de 10 pases. Los parámetros que fueron utilizados se muestran en la Tabla 3 1

Tabla 3 1 Parámetros utilizados durante la experimentación de soldadura húmeda con electrodos AWS E6013 y AWS E7024 revestido a profundidades de 50 y 100 m de profundidad.

Variables	E6013		E7024	
Profundidad (m)	50	100	50	100
Corriente (A)	260	280	310	310

Resultados

Con base a la experimentación realizada, se obtuvo como resultado que la porosidad tiene una notable disminución a lo largo del cordón de soldadura (se realizaron pruebas de radiografía para la visualización de la porosidad en el cordón de soldadura).

Con respecto a las propiedades mecánicas, las pruebas de dobles presentaron grietas debido a la baja ductilidad del cordón de soldadura, lo cual se debió a las altas velocidades de enfriamiento que promueve la formación de fases frágiles y duras. Los resultados de la prueba Charpy no mostraron clara relación con la porosidad reportando que a bajas temperaturas, la propagación de grietas depende mucho más sobre la microestructura y menos en los defectos (porosidad) y la limpieza (inclusiones).

En las pruebas de tensión también se observó un decaimiento de la resistencia última a la tensión conforme aumentaba la profundidad y la porosidad de la soldadura, así como las probetas extraídas de los extremos del cupón de soldadura presentaron mayor resistencia a la tensión, debido a lo comentado anteriormente de la reducción de la porosidad. Concluyendo que las cargas soportadas por soldaduras hechas a 50 m fueron superiores a las realizadas a 100 m, lo que indica la relación entre el aumento de la porosidad y la profundidad del agua, así como la pérdida de elementos de aleación.

Caso II. Consideraciones termodinámicas entre la formación de poros y la presión hidrostática durante la soldadura marina (51).

Las formaciones de poros y grietas en los cordones de soldadura húmeda son las principales causas que impiden alcanzar las propiedades mecánicas requeridas en el metal de soldadura. En esta investigación se expuso el cálculo termodinámico sobre el proceso de la descomposición del agua bajo las condiciones de altas temperaturas del arco eléctrico a una presión de una atmósfera. Los valores de las presiones parciales de los cinco principales productos de la evaporización y descomposición del agua ($H_2O_{(g)}$, H_2 , O_2 , H y O) fueron calculados a temperaturas entre 1597 °C y 3727 °C (1870 y 4000 K). Debido a que el hidrógeno atómico es el principal responsable de la formación de poros en el metal de soldadura que expresa finalmente la presión parcial en función de las presiones parciales del oxígeno atómico y vapor de agua. Se expone valores de la solubilidad del hidrógeno en el metal líquido en las condiciones de la soldadura húmeda a 50 y 100 m de profundidad y finalmente se compararon los resultados obtenidos por cálculos termodinámicos con las mediciones efectuadas en soldaduras realizadas a 50 y 100 m de profundidad.

Metodología

Para la experimentación utilizaron una cámara de simulación con un sistema de alimentación por gravedad utilizando el proceso MMAW utilizando corriente directa y polaridad negativa (CDEN), en donde se realizaron cupones a 50 y 100 m de profundidad en una placa de acero ASTM A36 de 100 x 200 x 10 mm y electrodos AWS E6013 de 4mm de diámetro.

La porosidad fue determinada por la relación del áreas que ocupan todos los poros y el área total del cordón de soldadura. Para precisar los límites del

cordón fue atacada con Nital al 2%. Para la cuantificación de las respectivas áreas se empleó el Software Quantikov.

Conclusiones

Los resultados obtenidos mostraron que el incremento de la porosidad está relacionado con el aumento de la profundidad y estos están relacionados con el aumento de las inclusiones no metálicas que provocan la retención de gases durante la solidificación.

Caso III Caracterización metalográfica de depósitos de soldadura subacuática mojada (52).

Por: *Duffus Scott, A., Queiroz Bracarense, A., Perdomo González, L.; Pereira Pessoa, E. C., Quintana Puchol, R., Rodríguez Pérez, M.*

La microestructura del depósito de soldadura depende de la composición química del electrodo, la velocidad de enfriamiento, el calor de entrada y la templabilidad principalmente, además de que la templabilidad depende de la composición química.

Metodología

En esta investigación se estudió los cambios microestructurales de los depósitos de soldadura húmedas sobre placas de acero API-5L grado B, obtenidos a 50 m de profundidad con electrodos AWS E7024 de 5 mm de diámetro, barnizado de forma tradicional y con barniz modificado. Utilizando una cámara hiperbárica de simulación de profundidad hasta 300m. Para la identificación y determinación de microconstituyentes estructurales de los depósitos de soldadura húmeda. Se estimó el tiempo de enfriamiento en el rango de temperatura de 800-500 °C.

Se realizaron pruebas de microdurezas así como metalografía en los cordones de soldadura. La estimación teórica de la historia térmica de los depósitos de soldadura húmeda, se obtuvieron introduciendo los parámetros de proceso de soldadura en el programa computacional de Yurioka y colaboradores, tomando una eficiencia menor al 40% para el proceso MMAW ya que investigadores señalan que la eficiencia del proceso es menor porque parte del calor se pierde por convección a través de la cámara de vapor de agua alrededor de la pieza.

Resultados

- En el centro del cordón del depósito de soldadura húmeda soldado a 50 m de profundidad con electrodo E7024 recubrimiento modificado se observó varios componentes microestructurales tales como; ferrita poligonal en fronteras de granos, ferrita con segunda fase alineada, ferrita con segunda fase no alineada y martensita.
- Los electrodos E7024 con recubrimientos con la capa de barniz modificada (mezcla pirometalurgica exotérmica), producen menor índice de agrietamiento en la zona de granos gruesos, que los electrodos con la capa de barniz normal.
- Los cambios microestructurales en ambos casos, desde el punto de vista cualitativo, son muy semejantes, aunque cuantitativamente presentan diferencias, la suma de la ferrita con segunda fase alineada y no alineada usando el electrodo con recubrimiento de barniz normal la ferrita de segunda fase es de 66.5% con un 19% de martensita y en el recubrimiento con barniz modificado es de 76.3% ferrita con 15% de martensita.
- La zona de granos gruesos, presenta una estructura martensítica, con una dureza máx. de 431 HV, con un enfriamiento de 6.5 segundo y un

contenido de hidrógeno de 90 ml/100g, con presencia de grietas inducidas por hidrógeno en esta zona.

CAPÍTULO 4

CASO DE ESTUDIO

4.1 Descripción de la metodología

A continuación se presenta el desarrollo del caso de estudio para comprender la relación profundidad-microestructuras-propiedades mecánicas y así corroborar lo encontrado en la revisión bibliográfica.

La metodología a seguir para la realización del caso de estudio se muestra en la Figura 4. 1. El cual consistió en realizar 4 cupones de soldadura húmeda a profundidades de 10, 20, 30 y 40 m, se cortaron y prepararon las muestras para pasar posteriormente a realizar metalografía y macrografía para la cuantificación del porcentaje de porosidad, cuantificación de fase y observación de las inclusiones, se realizaron perfiles de microdurezas, pruebas de tenacidad y tensión, finalmente con base a los resultados obtenidos de las

actividades anteriormente mencionadas se procederá a realizar un análisis y concluir con base a la revisión bibliográfica y los resultados del caso de estudio.

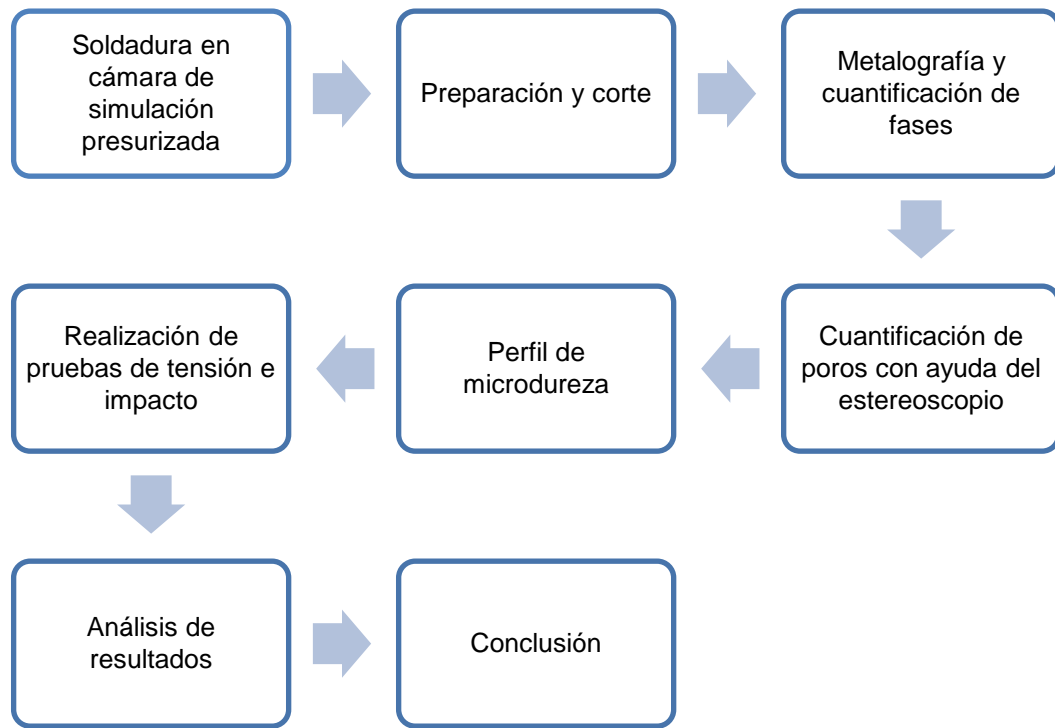


Figura 4. 1 Metodología del desarrollo experimental.

Para poder llevar a cabo el caso de estudio de la presente monografía se realizaron depósitos de soldadura con la ayuda de una cámara hiperbárica presurizada con capacidad de 31 atm (bar) de presión absoluta equivalente a 300 m de profundidad, el sistema de soldadura cuenta con una maquina multiproceso de 300 A con corriente directa y voltaje máximo constante de 29 V, con una eficiencia de 100%, cabe señalar que durante la operación de soldadura el voltaje seleccionado se mantiene constante.

Las uniones se realizaron sobre placas de acero ASTM A36 por el proceso de soldadura húmeda MMAW simulando las profundidades de 10, 20, 30 y 40

m, usando como material de aporte electrodos revestidos Broco Souft Touch AWS 7014 de 3.175 mm (1/8 plg) de diámetro.

En la Figura 4. 2 se muestra fotografías de la cámara hiperbárica presurizada utilizada para la realización de los cuatro cupones de soldadura a las profundidades anteriormente mencionadas. Las uniones se prepararon con bisel en “V” con respaldo para la aplicación de los cordones de soldadura húmeda como se muestra en la **¡Error! No se encuentra el origen de la referencia..** Los parámetro utilizados para la aplicación de los cordones de soldadura se muestran en la **¡Error! No se encuentra el origen de la referencia..**



Figura 4. 2 Cámara hiperbárica presurizada con capacidad de 300 m de profundidad, desarrollada para realizar soldadura húmeda, Cd. Del Carmen, Campeche, México.

Tabla 4. 1 Parámetros utilizados para la realización de los cupones de soldadura húmeda.

Profundidad, m	Corriente	Volts	Amperaje	Velocidad, mm/s	Calor de entrada, KJ/mm
10	DECP	33	143	0.18	27.13
20	DECP	33	170	33.7	23.63

30	DECP	33	186	17.91	21.48
40	DECP	33	187	8.76	20.44

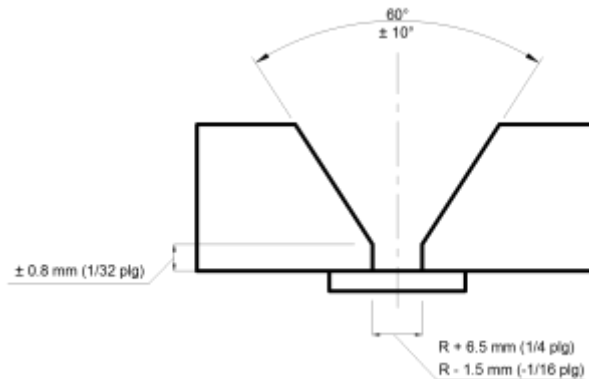


Figura 4. 3 Diseño de la junta con bisel en “V” con respaldo, para la realización de los cupones de soldadura en acero ASTM A36.

4.2 Caracterización del material base

La composición química de la placa del acero ASTM A36 se muestra en la Tabla 4. 2. Y en la

Tabla 4. 3 se muestran los resultados del análisis químico realizado a la placa utilizada para realizar los cupones de soldadura húmeda. Las propiedades mecánicas de esta placa se muestran en la Tabla 4. 4 en base a las especificaciones ASTM A36.

Tabla 4. 2 Composición química del acero ASTM A36 de acuerdo a las especificaciones ASTM (53).

Designación (% e.p.)						
ASTM A36	C (máx.)	Mn	P (máx.)	S (máx.)	Si (máx.)	Cu (min.)
	0.25	----	0.04	0.05	0.40	0.20 ^a

Tabla 4. 3 Composición química de acuerdo a los resultados del análisis químico realizado a la placa del acero ASTM A36.

Composición química del ASTM A36 (% e.p.)							
ASTM A36	Fe	C	Mn	Si	Cr	Ni	P
	98.77	0.16	0.83	0.11	0.02	0.04	0.013
	S	Mo	Cu	V	Nb	Ti	W
	0.004	0.01	0.022	0.004	0.007	0.004	0.002

Con base a la composición química se procedió al cálculo del CE, con ayuda de la **¡Error! No se encuentra el origen de la referencia.** (6) (21), como se muestra a continuación.

$$CE=C+\frac{Mn}{6}+\frac{Cr+Mo+V}{5}+\frac{Ni+Cu}{15}=0.16+\frac{0.83}{6}+\frac{0.02+0.01+0.004}{5}+\frac{0.04+0.022}{15}=0.3093$$

En la revisión bibliografía analizada señala que los aceros con CE menor al 0.37 tienen buena soldabilidad bajo el agua y no son susceptibles al agrietamiento por hidrógeno, por lo cual el acero estructural ASTM A36 con CE=0.3093 cumple con este requerimiento.

Tabla 4. 4 Propiedades mecánicas del ASTM A36 de acuerdo a las especificaciones ASTM (53).

Grado de acero	Resistencia a la tensión (PSI)	Esfuerzo de cedencia (PSI)
ASTM A36	58,000 – 80,000	36,000

4.3 Material de aporte

En la Tabla 4. 5 se muestra la composición química del electrodo revestido Broco Underwater Souft Touch E7014 utilizado como material de aporte para la realización de los cupones de soldadura húmeda y en la Tabla 4. 6 se muestran las propiedades mecánicas en base a las especificación AWS A5.1.

Tabla 4. 5 Composición química del electrodo revestido Broco Underwater Souft Touch E7014.

Designación (% e.p.)								
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Al	Cr
AWS E7014	0.072	0.244	1.185	0.012	0.002	0.016	0.024	0.024
	Mo	Ni	V	Ti	Nb	Co	Fe	
	0.005	0.023	0.015	0.008	0.017	0.009	Bal.	

Tabla 4. 6 Propiedades mecánicas del electrodo revestido Broco Underwater Souft Touch E7014 (54).

Fabricante	Especificación AWS	Clasificación AWS	Resistencia a la tensión (PSI)
AWS E7014	A5.1	E7014	70,000

4.4 Caracterización microestructural

Para el análisis metalográfico de los cordones de soldadura realizados a las diferentes profundidades se procedió a la extracción de muestras de material del acero ASTM A36, utilizando una cortadora de disco de carburo de silicio de cinco pulgadas de diámetro marca Discotom-2 Struers. En la Figura 4. 4 se muestran macrografías de las soldadura multipasos con un promedio de 17 cordones y un área de 145 mm² de soldadura, tomadas a cada una de las probetas a profundidades de 10, 20, 30 y 40 m, a, b, c y d respectivamente.

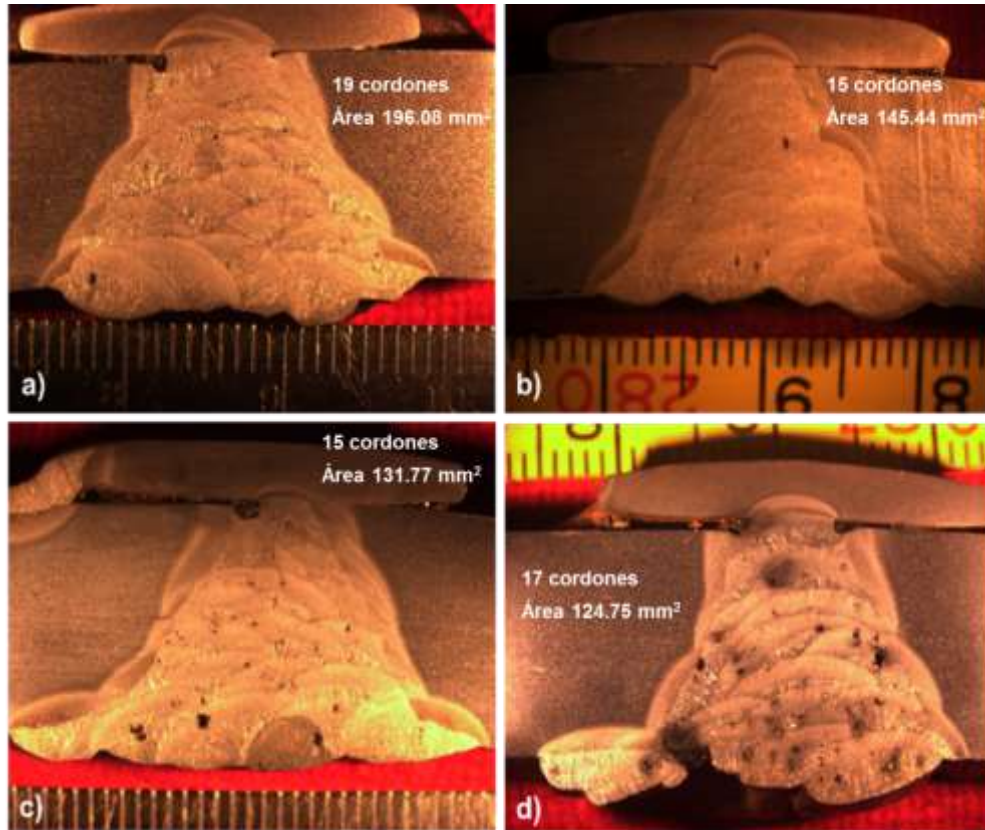


Figura 4. 4 Macrografías de cada una de las probetas soldadas a profundidades de a) 10 m b) 20 m c) 30 m y d) 40 m.

Se empleó una probeta por cada profundidad y se prepararon en una desbastadora de disco marca Knuth-Rotor 2 Struers utilizando lijas de Carburo de Silicio (SiC) con tamaño de grano de 120, 240, 320, 400 y 600 partículas/plg² y pulidas en un equipo de marca Planopol Struers aplicando una suspensión de pasta de diamante de 1 μm y posteriormente en silica coloidal de 0.05 μm . Seguido del revelado de la microestructura mediante el reactivo HNO₃ al 5% (Nital) por 10 seg. Finalizando con la observación de la microestructura obtenida, a través de un microscopio Olympus PMG-3, con cámara equipada marca HITACHI KP-D50 y el MEB (Microscopio electrónico de barrido) INCA x-sight modelo 7573. Se tomaron aproximadamente 6 fotos en la ZAC y el metal de aporte en la zona central transversal de cada una de

las probetas, con el fin de poder realizar la cuantificación de fases con la ayuda del software AxioVision Rel. 4.8. De forma adicional se observaron inclusiones de escoria y de oxidos en cada una de las probetas, estas muestras se prepararon sin ataque químico.

A continuación se procedió a la cuantificación de la porosidad en los cordones de soldadura, tomando cada una de las probetas de la metalografía de cada una de las profundidades y dividiéndolas en dos partes, y llevando hasta acabado espejo cada una de las caras de las dos probetas obtenida por cada profundidad y con la ayuda de un estereoscopio Olympus SZX10, con el cual se tomaron fotos con una cámara Olympus LG-PS2, y con la ayuda de software AxioVision Rel. 4.8 se midieron las áreas de los poros y del cordón de soldadura para poder determinar el porcentaje de porosidad en cada uno de los cordones soldados a 10 m, 20 m, 30 m y 40 m de profundidad. En la Figura 4. 5 se muestran las imágenes generadas por el software AxionVision Rel. 4.8 de la cuantificación del porcentaje de la porosidad.

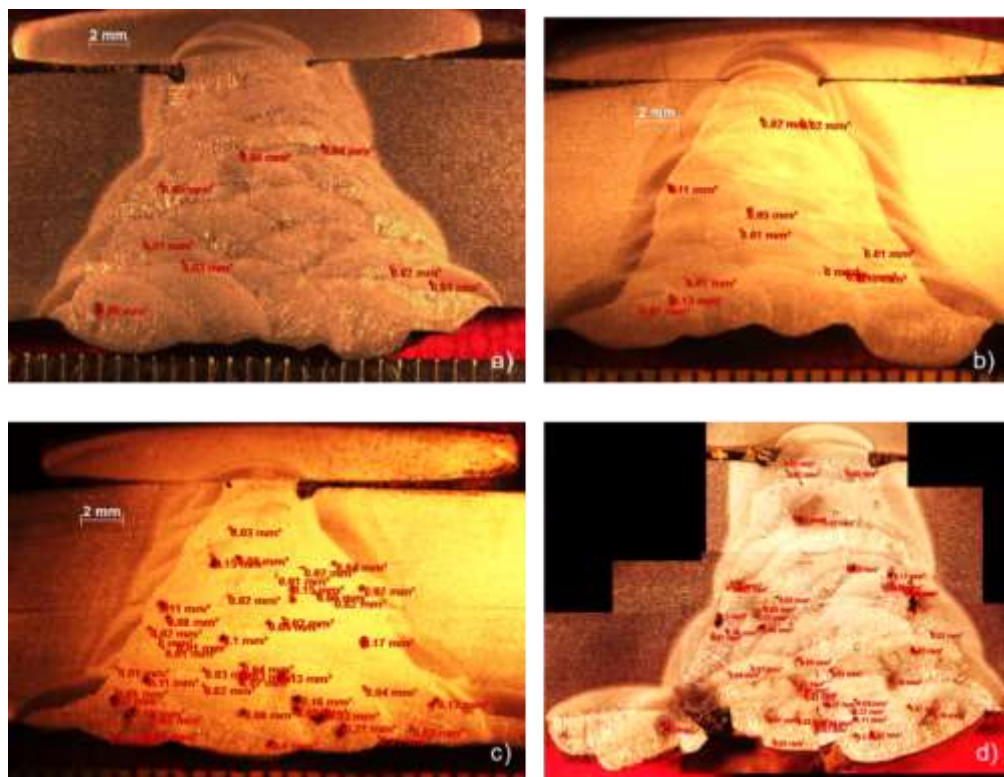


Figura 4. 5 Cuantificación de porosidad de cada una de las probetas con la ayuda del software AxionVision rel 4.8 en a) probeta de 10 m b) probeta de 30 m c) probeta de 30 m y d) probeta de 40 m.

4.5 Pruebas de dureza y ensayos mecánicos

Conforme a la Figura 4. 6 se extranjeron las probetas para realizar las pruebas mecánicas correspondientes a cada una de éstas. Se soldaron por MMAW a profundidades de 10, 20, 30 y 40 m.

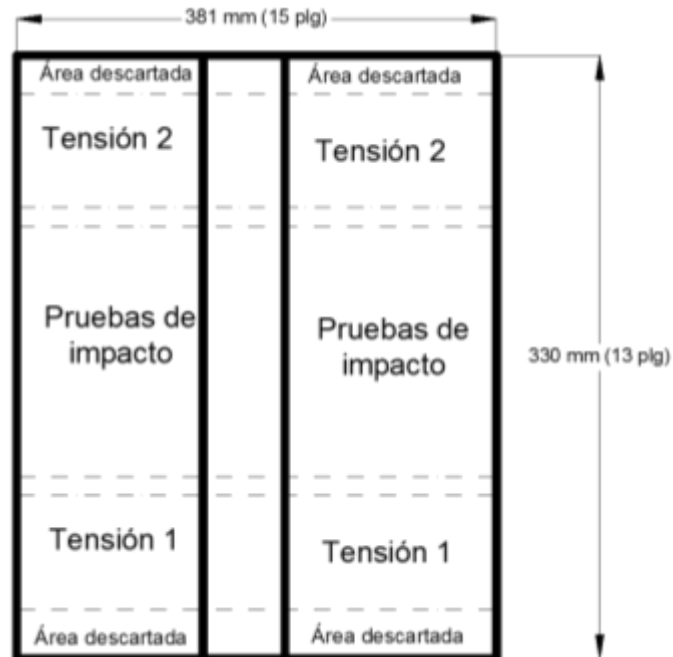


Figura 4. 6 Representación esquemática del seccionamiento del cupón realizado con soldadura húmeda utilizando el proceso MMAW.

Las pruebas de dureza Vickers se llevaron a cabo de acuerdo a la norma ASTM E384 con durómetro Future Tech FM7, aplicando una carga de 500 gr con una frecuencia de 0.5 mm, donde se realizaron dos líneas de indentación con una separación entre ellas de 3.0 mm como se muestra en la Figura 4. 7 donde se ilustra la posición de las indentaciones realizadas y la microestructura asociada a las indentaciones que presentan mayor diferencia en la dureza, para la probeta de 30 m.

Lo cual se realizó para cada una de las profundidades permitiendo identificar las fases presentes y su cuantificación. La medición de dureza permitió generar perfiles asociados a las diferentes zonas de la unión al ser registradas de forma transversal a la unión.

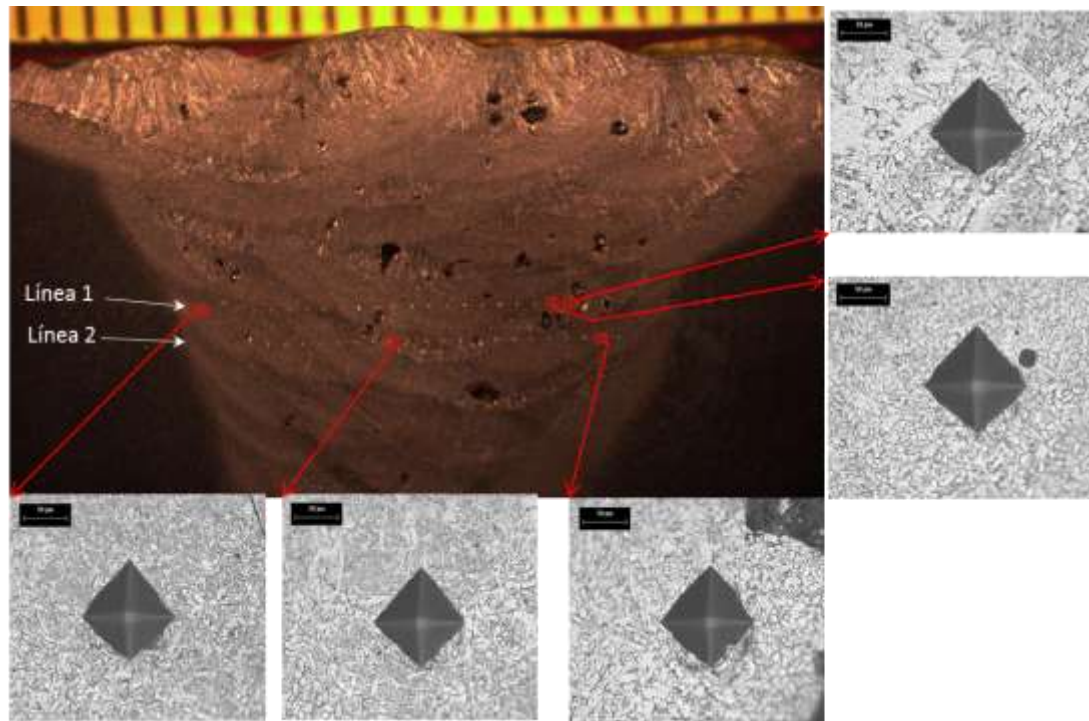


Figura 4. 7 Microdurezas realizadas a la probeta de 30 m y sus micrografías asociadas a los valores mas criticos.

Las pruebas de impacto transversal Charpy “V” Nouth (CVN) se efectuaron, conforme al requerimiento de la especificación ASTM E 23, en la Figura 4. 8 se muestra un esquema representativo de las dimensiones de las pruebas de impacto, con una maquina Tinius Olsen de 256 J de capacidad máxima. En la Figura 4. 9 se muestra una fotografía de la maquina utilizada para realizar las pruebas de impacto.

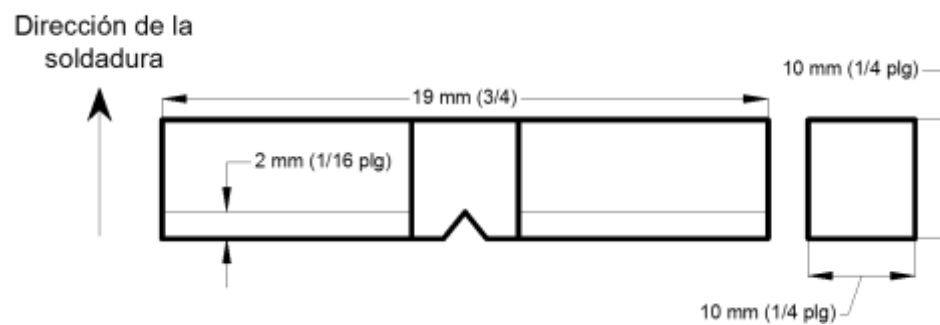


Figura 4. 8 Esquema representativo de las dimensiones de las probetas de impacto.



Figura 4. 9 Maquina de prueba de impacto.

Se realizaron pruebas de tensión con una maquina Tinius Olsen Super L290 con una carga de 600 KN, las muestras se maquinaron con las dimensiones en conformidad de la norma ASTM E08. En la Figura 4. 10 se muestran las dimensiones de las probetas de tensión de acuerdo al AWS D3.6. En la Figura 4. 11 a) se muestra la maquina utilizada para realizar los ensayos de tensión y en b) las probetas de tensión después de la fractura.

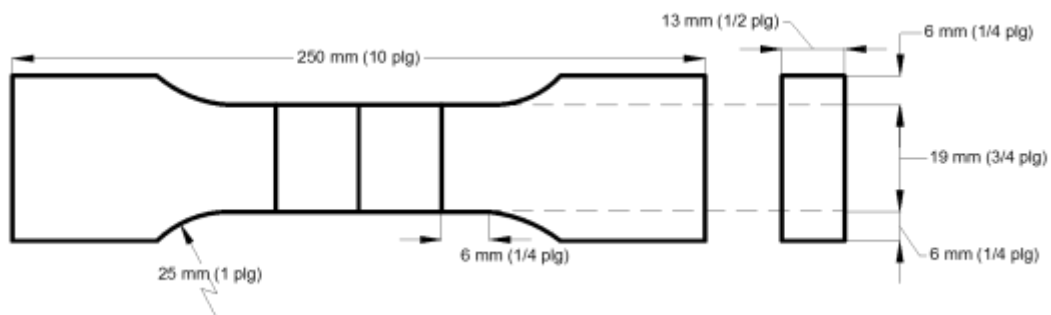


Figura 4. 10 Esquema representativo de las dimensiones de las probetas de tensión.

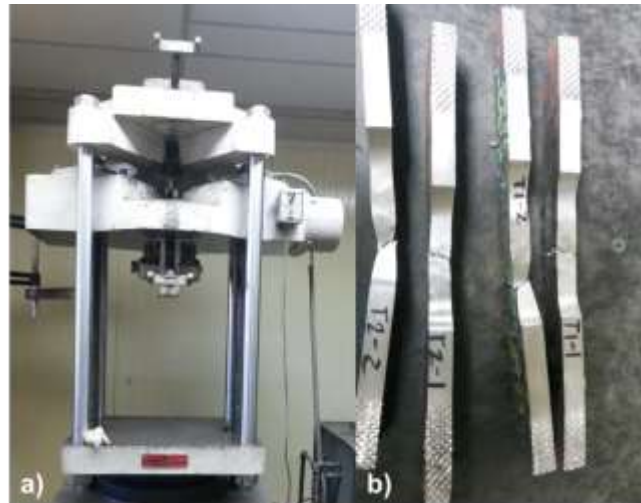


Figura 4. 11 a) maquina utilizada para realizar las pruebas de tensión con capacidad de 600 KN y b) Probetas de tensión.

4.6 Resultados

4.6.1 Resultados de la porosidad e inclusiones

En la Figura 4. 12 se muestran los resultados del porcentaje de porosidad cuantificado en cada una de las probetas soldadas a profundidades de 10, 20, 30 y 40 m en donde se observa que a 10 m de profundidad el porcentaje de porosidad es de 0.20%, teniendo un incremento significativo de 1.72% de los 20 m a los 30 m de profundidad, y a los 40 m es de 1.82%.

Se observa que el porcentaje de porosidad va en aumento con respecto al aumento de la profundidad, comprobando lo señalado en las investigaciones realizadas por E.A., Silva, Stephen Liu, Rowe M. D., Reynolds T. J. y Rowe Mark (31) (32) (18) (4), pero no se encontraron resultados similares a los obtenidos por Mark Rowe y Stephen Liu en base a la Figura 2. 17 que señala que a la profundidad de 10 m el porcentaje de porosidad es de 0.6% mientras que a los 40 m este aumentaba hasta los 4.4%, observándose un aumento

significativo de la porosidad a partir de los 20 m con un porcentaje de 1.8% y a los 30 m de 3% respectivamente.

En la Figura 4. 13 se puede observar que al aumentar la profundidad la forma del poro pasa de ser esferica a tomar una forma cilíndrica alargada aumentando su tamaño conforme aumenta la profundidad.

En la Figura 4. 14 considerando el ajuste a una dimensión redonda de los poros y comparando su magnitud se observa como el tamaño del poro va en aumento con la profundidad, los poros de la probeta de 10 m tienen un radio aproximadamente de 0.085 mm mientras que el radio del poro a los 30 m incrementa a 0.19 mm aproximadamente y a los 40 m es de 0.22 mm aproximadamente, notándose un aumento de 0.135 mm desde los 10 m hasta los 40 m de profundidad.

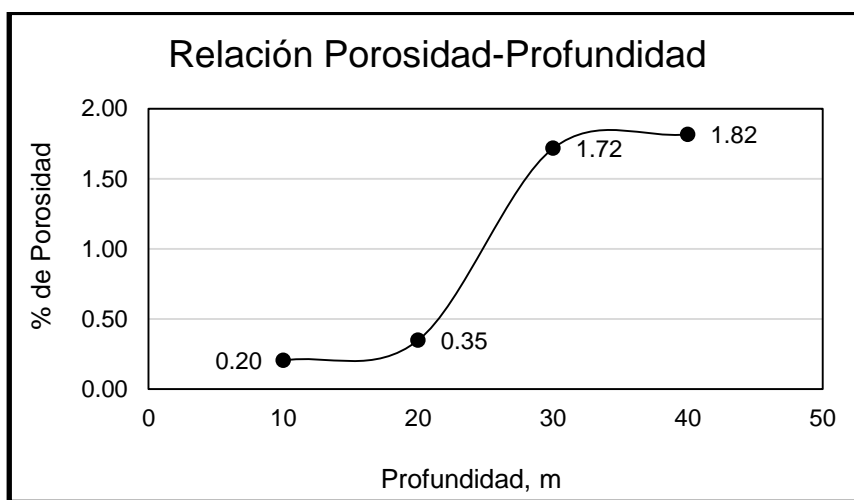


Figura 4. 12 Porcentaje de porosidad en relación con la profundidad, en soldadura húmeda realizada a profundidades de 10 m, 20 m, 30 m y 40 m en acero ASTM A36 con Broco Underwater Souft Touch E7014.

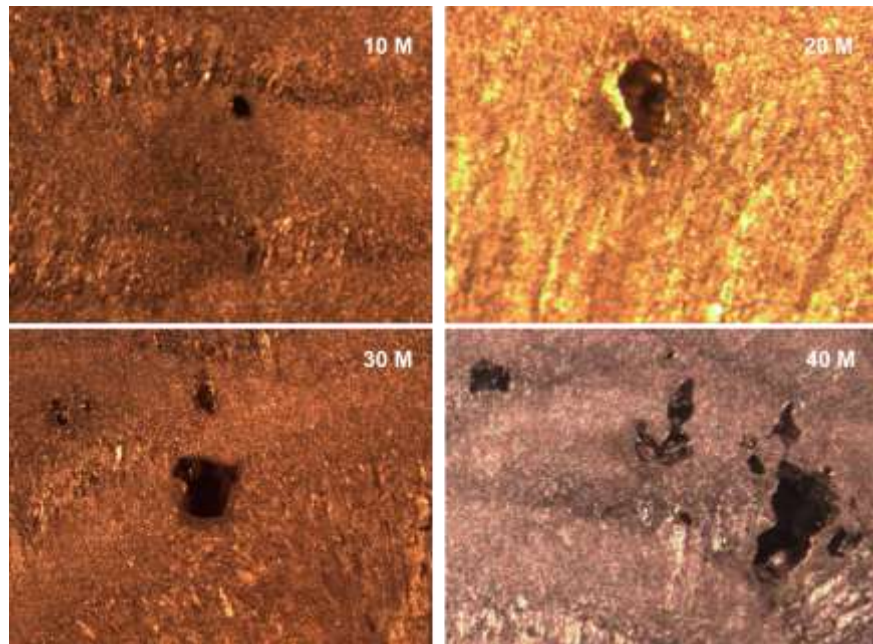


Figura 4. 13 Macrografías donde se muestra la morfología de los poros a diferentes profundidades.

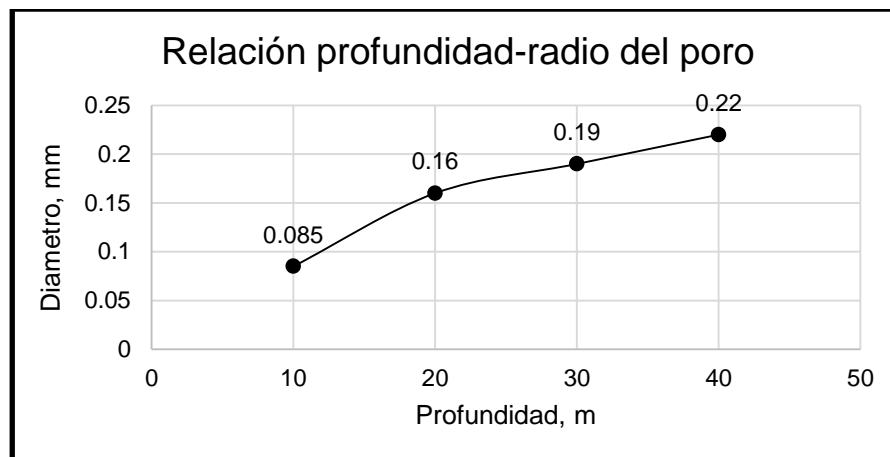


Figura 4. 14 Relación profundidad-radio del poro.

En la Figura 4. 15 se muestran las inclusiones de escoria observadas en la probeta de 40 m, en una zona de porosidad. Dichas inclusiones encontradas en los cordones de soldadura promueven la pérdida de propiedades mecánicas como la resistencia y la tenacidad. Se tiene conocimiento de que las

inclusiones de escoria se deben principalmente por una mala limpieza de los cordones de soldadura entre cordón y cordón así como las velocidades de enfriamiento de la soldadura húmeda.



Figura 4. 15 Inclusión de escoria vista a 50X, en la probeta de 40 m.

4.6.2 Resultados de pruebas mecánicas

En la Figura 4. 16 se muestran los resultados de las pruebas de tensión realizadas a diferentes profundidades, en la que se observa que a los 10 m la resistencia a la tensión es de 488 MPa mientras que a los 20 m aumenta a 498 MPa y esta decrece ligeramente a profundidades de 30 m con 494 MPa y 40 m con 486 MPa. Los resultados obtenidos confirman que conforme aumenta la profundidad la resistencia a la tensión tiende a disminuir, como se localizo en la revisión bibliográfica, notándose un incremento de la tensión a los 20 m, por lo cual sería necesario realizar más pruebas a 20 m para confirmar los resultados obtenidos.

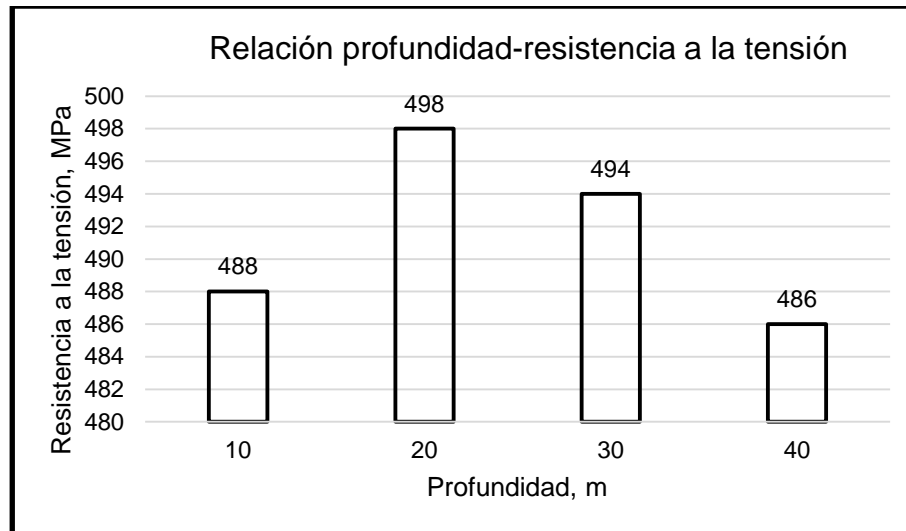


Figura 4. 16 Resultados de las pruebas de tensión en relación con la profundidad en cupones soldados con el proceso MMAW.

Mientras que en la Figura 4. 17 se muestran los resultados de las pruebas de impacto realizadas en el metal de aporte de la soldadura, donde se muestra un comportamiento similar a la Figura 4. 16 de las pruebas de tensión. En donde se muestra como la tenacidad va decayendo desde un máximo de 40.7 J a 20 m hasta los 32.7 J a los 40 m, teniendo una disminución de la tenacidad de 8 J, presentándose la tenacidad más baja a los 10 m con una energía de 23.7 J.

De forma similar sucede con la Figura 4. 18 donde se muestra los resultados de las pruebas de impacto realizadas en la ZAC de la soldadura en relación con la variación de la profundidad, se observa que a los 10 m la tenacidad es de 47.0 J aumentado a los 20 m hasta el máximo de 82.0 J y decayendo a los 30 m y 40 m hasta 62.7 J, siendo esta una diferencia de 35 J entre la tenacidad máxima y la menor registrada. Lo cual sugiere que la tenacidad en la ZAC tiene una variación más significativa que en la zona del cordón de soldadura.

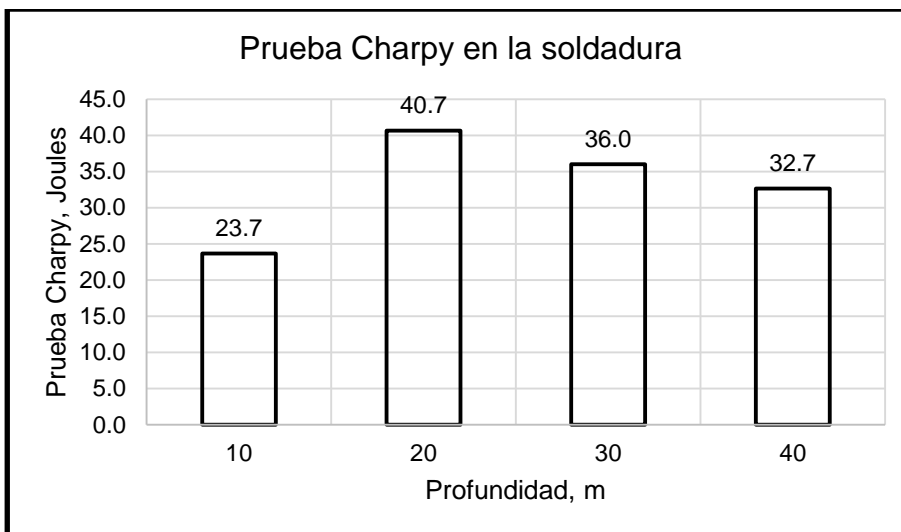


Figura 4. 17 Resultados de las pruebas de impacto en el metal de aporte de la soldadura, en relación con la profundidad en cupones soldados con el proceso MMAW.

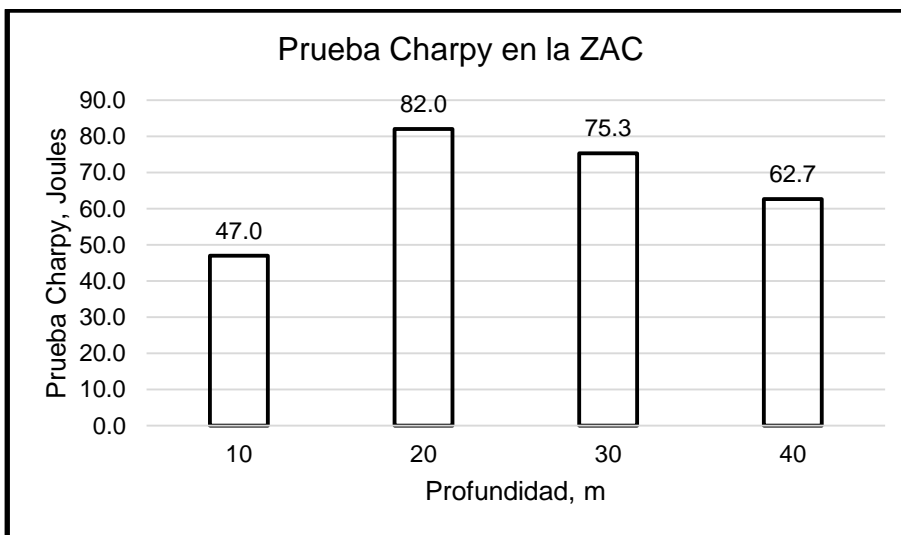


Figura 4. 18 Resultados de las pruebas de impacto en la ZAC de la soldadura en relación con la profundidad en cupones soldados con el proceso MMAW.

4.6.3 Resultados de microdureza

En la Figura 4. 19 se muestra el perfil de dureza realizado a la probeta de 10 m, en el cual se puede apreciar que la dureza en el metal base no vario mucho con respecto a la dureza obtenidas en el cordón de soldadura.

En la Figura 4. 20 se observa un perfil de las microdurezas promedio obtenidas en la ZAC, donde las probetas soldadas a 20 y 40 m presentan las durezas inferiores de 178 HV en promedio, mientras que la probeta de 10 m presenta la dureza mas alta de 242 HV y la probeta de 30 m mantiene una dureza promedio de 200 HV. Estas durezas se asocian a las microestructuras presentes en la ZAC, una explicación para las durezas bajas de 20 m es que en la matriz microestructural presenta ferrita en bloques con ferrita acicular, mientras que la probeta de 10 m presenta un 40% de ferrita wimanstätten y trazas de bainitina.

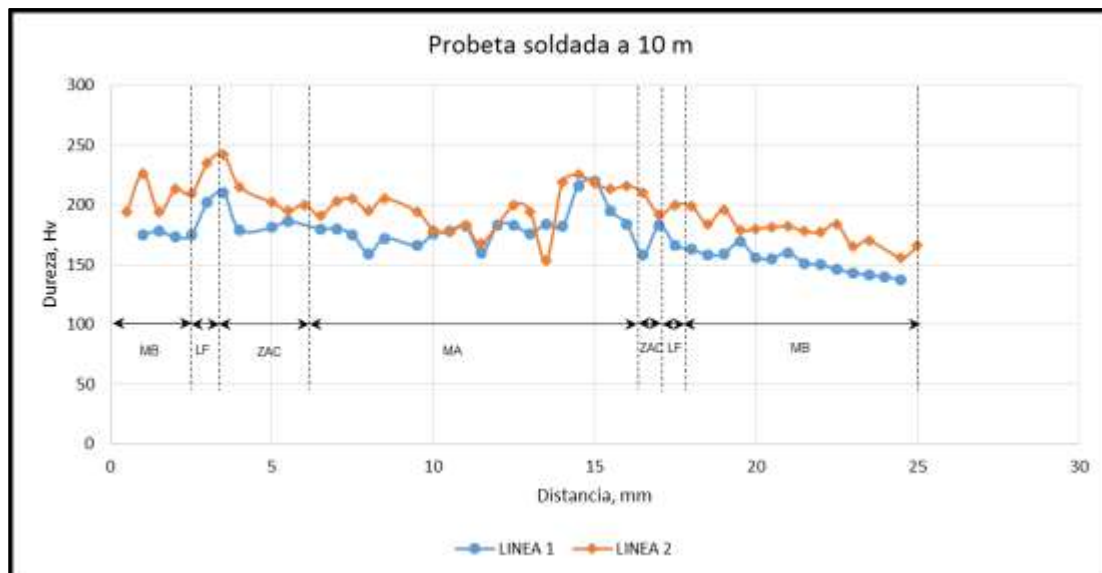


Figura 4. 19 Perfil de microdurezas realizadas a la probeta de 10 m.

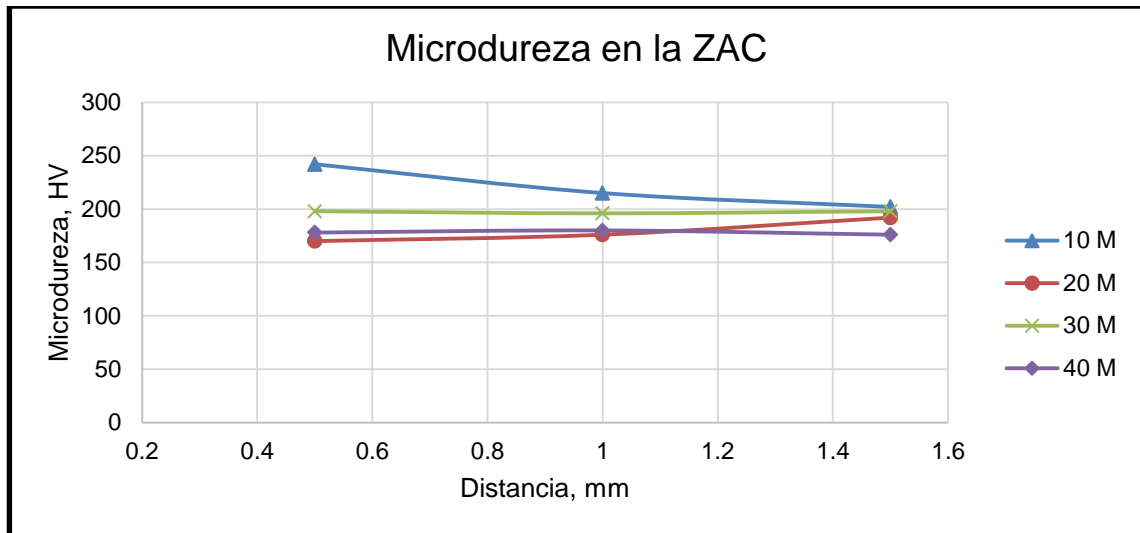


Figura 4. 20 Perfil de microdureza en la ZAC en soldadura húmeda MMAW a diferentes profundidades.

En la Figura 4. 21 se muestran las microdurezas obtenidas en el metal de aporte de la soldadura húmeda, la cual mantiene una dureza igual o superior a la del acero A36 de 157 HV, en las cuatro profundidades se denota un comportamiento similar, en la probeta de 40 m presenta incremento de dureza hasta de 259 HV, esto se puede explicar que son zonas en la Figura 4. 22 donde se puede apreciar la zona de la indentación se encuentra ferrita wimanstätten.

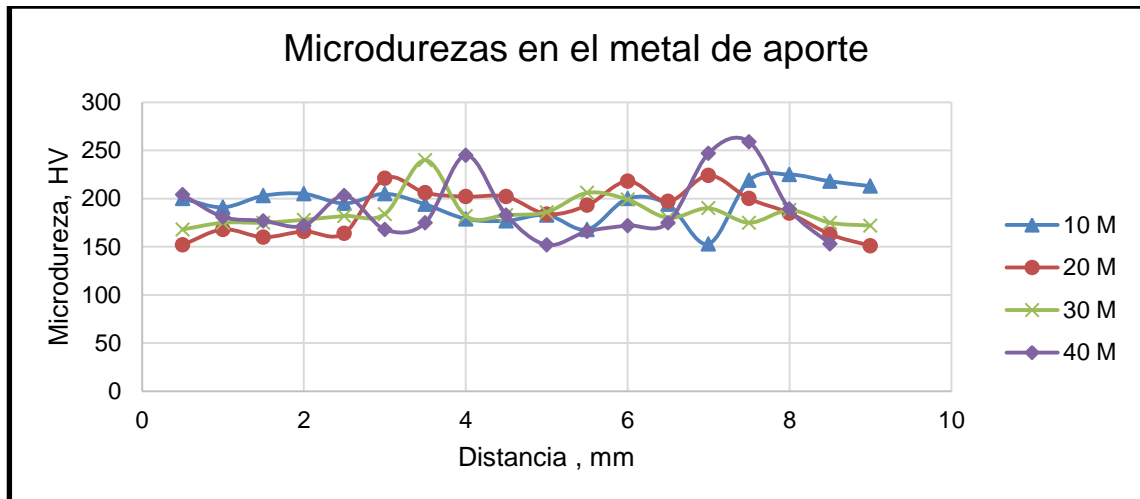


Figura 4. 21 Perfil de microdureza en el metal de aporte en soldadura húmeda MMAW a diferentes profundidades.

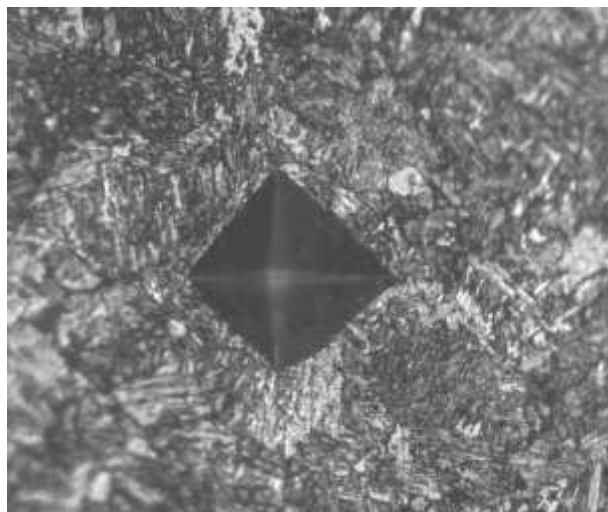


Figura 4. 22 Identación realizada a 40 m de profundidad en el metal de aporte.

4.6.4 Resultados de metalografía

Se realizaron micrografías en la ZAC y en el metal de aporte de la soldadura de cada una de las profundidades analizadas en el caso de estudio, en la Figura 4. 23 se muestran micrografías realizadas al acero A36 en a) microscopio óptico a 50X y en b) MEB (Microscopio Electrónico de Barrido) a

1500X, donde se observa una matriz de ferrita-perlita con una dureza promedio de 157 HV.

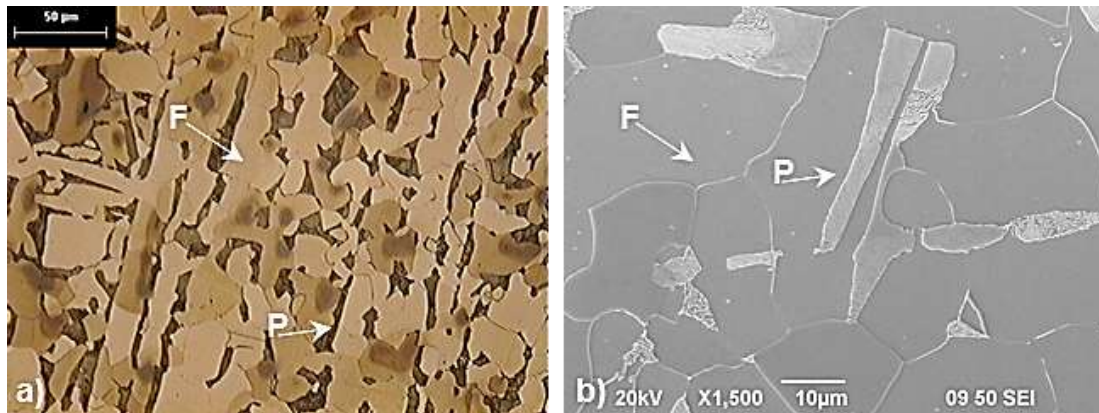


Figura 4. 23 Micrografías obtenidas del acero A36 en a) microscopio óptico a 50X atacada con Klemm´s y en b) en el MEB a 1500X atacado con Nital al 5%, en el cual se puede apreciar una matriz ferrita (F)-perlita (P).

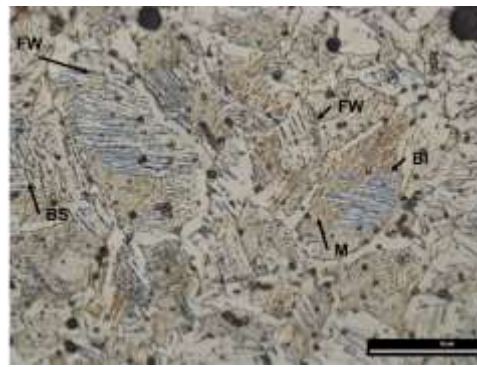
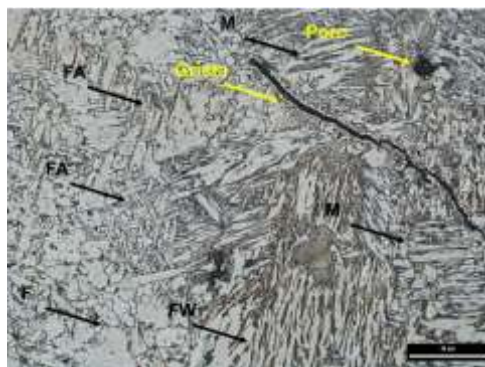
En la Tabla 4. 7 se muestra micrografías tomadas a 50X de cada una de las profundidades estudiadas, en la ZAC y el metal de aporte (MA), la identificación de las microestructura es de vital importancia para la realización de la cuantificación de fases, como se observa en la ZAC a profundidades de 10 m está constituida por ferrita Widmanstätten, martensita en bloque, ferrita en el límite de grano (FLG) así como ferrita en bloques, mientras que en la matriz del metal de aporte en su mayoría se encontró ferrita acicular, ferrita en bloques y FLG, las mismas microestructuras se presentan en las otras profundidades en diferentes porcentajes, también se observó en la probeta de 40 m la presencia de microgrietas en la ZAC, donde las fases presentes fueron ferrita Widmanstätten y martensita en bloques.

En la Tabla 4. 8 se muestra micrografías tomadas en el MEB, donde se observan las microestructuras en las zonas de la ZAC y el MA de cada una de las profundidades realizadas con soldadura húmeda.

Tabla 4. 7 Microestructuras representativas de los cordones de soldadura a profundidades de 10, 20, 30 y 40 m.

Profundidad	ZAC	Metal de aporte (MA)
10 m		
20 m		
30 m		

40 m



F: Ferrita

FW: Ferrita wimanstätten

FA: Ferrita acicular

M: Martensita en bloque

FLG: Ferrita en el limite de grano

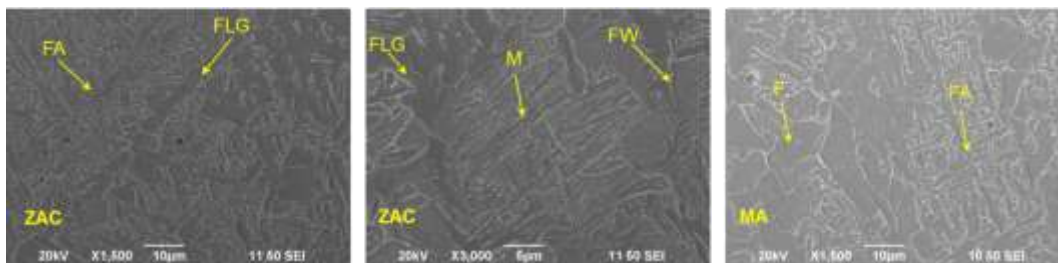
FP: Ferrita poligonal

BS: Bainita superior

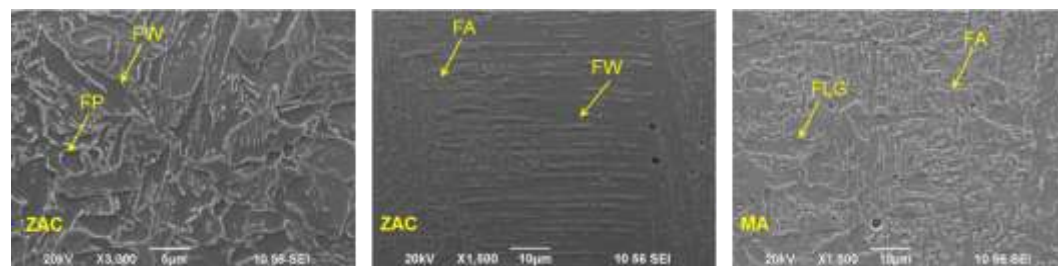
BI: Bainita inferior

Tabla 4. 8 Micrografías tomadas en el MEB, donde se muestran las microestructuras en la ZAC y el MA en cordones soldados a diferentes profundidades con soldadura húmeda MMAW.

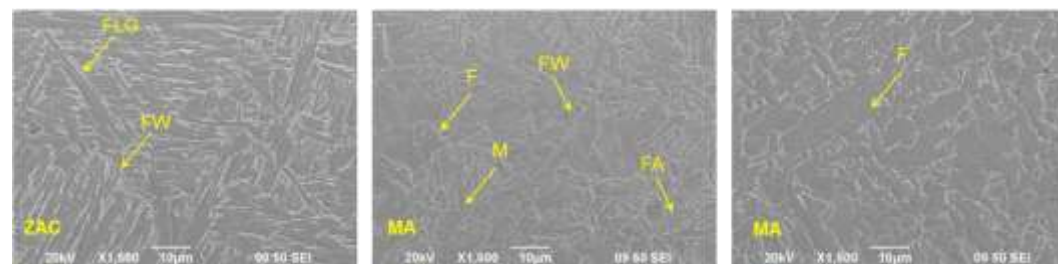
Micrografías a 10 m



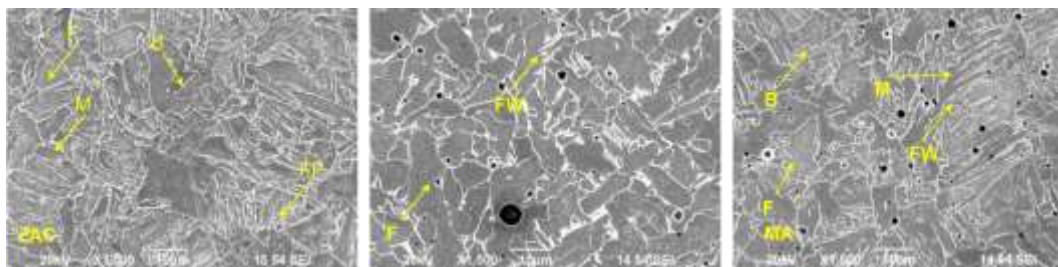
Micrografías a 20 m



Micrografías a 30 m



Micrografías a 40 m



Los resultados de la cuantificación de fases se muestran en las Figura 4. 24 y Figura 4. 25. En la Figura 4. 24 se muestra la variación del porcentaje de fases con respecto a la profundidad, las fase presentes en el metal de aporte del cordon de soldadura presentan un mayor porcentaje de ferrita en bloque y ferrita acicular, sin presencia de martensita y bainita.

La ferrita en bloques es una de la fases que presenta una mayor variación en funcióna la profundidad de soldadura, a los 10 m de profundidad se tiene un 75% y aumenta hasta 95% a los 30 m.

Mientras que a 20 m presenta un contenido de ferrita en bloque de 73% así como de ferrita acicular de un 17% y tan solo con un 3% de ferrita wimanstätten, siendo esta la profundidad con más contenido de ferrita acicular y FLG y menor contenido de ferrita wimanstätten.

Mientras que en la Figura 4. 25 se muestran las microestructuras presentes en la ZAC, donde se observa que existe un aumento de la ferrita wimanstätten conforme aumenta la profundidad. A 10 m el contenido de FW es de un 40% incrementando hasta un 65% a 40 m, asi como los contenidos de ferrita acicular se mantiene en la probeta de 20 y 40 m con un promedio de 9%.

La martensita en bloque y la bainita se hacen presentes en las probetas de 10, 30 y 40 m encontrando el valor máximo de 1.8% a la mayor profundidad cabe hacer destacar que estas fases fueron encontradas principalemnet en zonas entre pasos. En los contenidos de la ferrita en bloque se mantiene constante a profundidades de 10, 20 y 30 m con un 50% y disminuye a los 40 m hasta 26%. Mientras que la FLG a los 20 m presenta el mas alto contenido hasta un 6% y esta va en disminución hasta menos de 1% a los 40 m de profundidad.

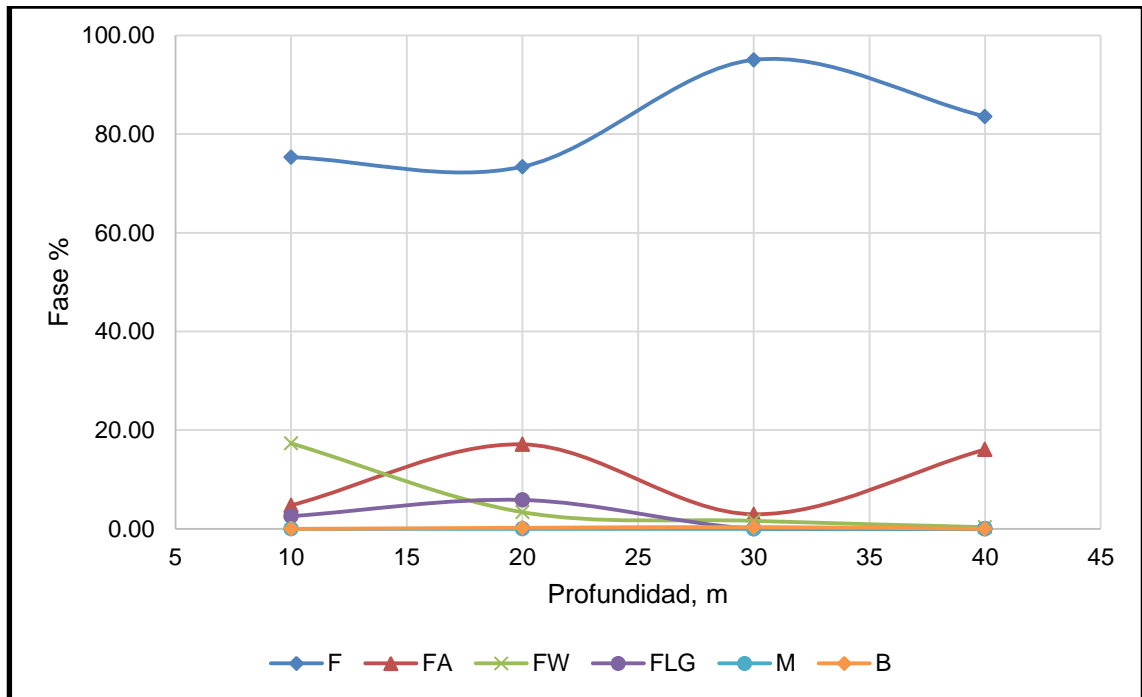


Figura 4. 24 Relación microestructura-profundidad presentado en el metal de aporte en soldadura húmeda.

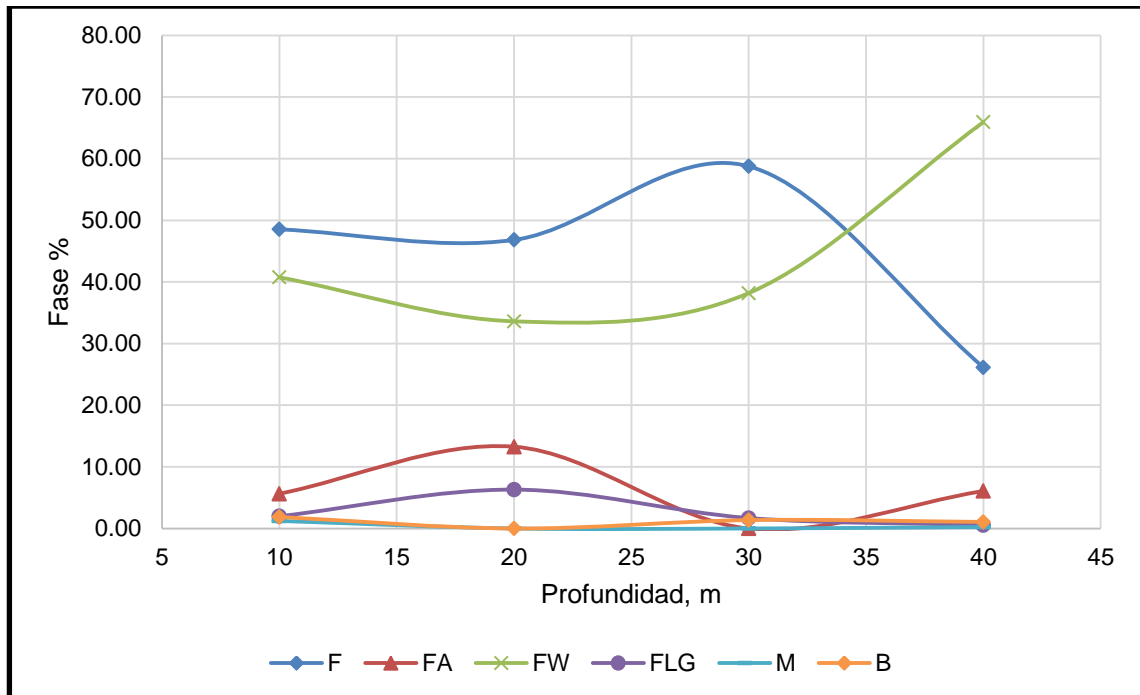


Figura 4. 25 Relación microestructura-profundidad presentado en la ZAC en soldadura húmeda.

4.7 Análisis de resultados

En la Tabla 4. 9 se muestra el resumen de los resultados obtenidos de las pruebas mecánicas, porosidad y la microestructura de cada una de las probetas soldadas a profundidades de 10, 20, 30 y 40 m con el proceso MMAW, donde se puede observar que conforme aumenta la profundidad la resistencia a la tensión así como la tenacidad en la ZAC de las uniones soldadas van en disminución lo cual concuerda con lo reportado por M. Rowe and S. Liu (4), dicho comportamiento se atañe a que conforme aumenta la profundidad el porcentaje de porosidad va en aumento tal como lo reporta E.A., Silva, Stephen Liu y otros investigadores (31) (32) (18) (4), este comportamiento es muy apreciable en las probetas de 30 y 40 m de profundidad, las cuales presentaron un deimiento en la resistecia a la tensión

debido al porcentaje de porosidad que presentaban de 1.72% y 1.82% respectivamente.

Este fenómeno puede ser asociado a la disociación del agua en H y O así como la formación de $\text{CO}_{(g)}$ y $\text{CO}_{2(g)}$ que quedan atrapados en el cordón de soldadura esto debido a la velocidad de enfriamiento de la soldadura (32), así mismo la inclusión de escoria observada en los cordones de soldadura debido a una mala limpieza por parte del buzo/soldador entre pase y pase de los cordones de soldadura, anuado a esto el tamaño del poro a estas profundidades es mayor que a las profundidades de 10 y 20 m.

De forma adicional, la tenacidad en el metal de aporte no tiene una variación significativa con el aumento de la profundidad, mientras que en la ZAC la variación es muy notable conforme aumenta la profundidad, este comportamiento se puede relacionar a los altos porcentajes de ferrita en bloques en la zona del metal de aporte y la presencia de ferrita wimansstätten en la ZAC la cual el porcentaje va en aumento con la profundidad.

Otra explicación para la disminución de las propiedades mecánicas conforme aumenta la profundidad es la relación microestructura-profundidad se obtiene de los resultados de la cuantificación de fases es que conforme aumenta la profundidad disminuye los contenidos de ferrita en bloque, FA y FLG y aumentan los contenidos de FW, martensita y bainita, estas últimas fases se encontraron en porcentajes menores a 1% y promueven la fragilidad por hidrógeno lo cual explica la presencia de microgrietas en el cordón de soldadura realizado a 40 m de profundidad, como lo señalo Pereira Pessoa y colaboradores.

Aunque se observo una mejoría en pruebas de tensión, impacto y dureza a los 20 m un comportamiento que no se esperaba con base a lo reportado por la literatura, tal comportamiento se debió a que presento altos contenidos de

ferrita en bloque hasta un 73% en el metal de aporte y un 48% en la ZAC, así como un 17% de FA en la ZAC y 13% en el metal de aporte, además de presentar un porcentaje de porosidad de 0.35% el cual es muy bajo con respecto a los porcentajes registrados a profundidades de 30 y 40 m. Por lo cual en un trabajo futuro sería imprescindible contar con más cupones de soldadura a 20 m para corroborar dicho comportamiento.

Tabla 4. 9 Tabla de resultados de las pruebas mecánicas y microestructura de las probetas soldadas por el proceso MMAW a 10, 20, 30 y 40 m.

Muestra	Clasificación AWS	Profundidad, M (ft)	% Porosidad	Microestructura ZAC*	Tensión (MPa)	Pruebas de impacto	
						Soldadura (Joule)	ZAC (Joule)
						M1	E7014
M2	E7014	20 (66)	0.35	F+FW	498	40.7	82.0
M3	E7014	30 (98)	1.72	F+FW	494	36.0	75.3
M4	E7014	40 (131)	1.82	FW	486	32.7	62.7

Además los resultados mostrados de la prueba de microdurezas realizadas a cada uno de los cordones de soldadura, muestra que la dureza no varía mucho con respecto a la del acero A36, pero se observó en la ZAC de 10 m presentó un incremento en la dureza y una resistencia a la tensión de 488 MPa así como una tenacidad de 23.7 J, esto se debió a que presentó altos contenidos de FW en la ZAC.

También se observaron algunos picos en las lecturas de las microdurezas lo cual se puede explicar que las indentaciones se ubicaron en zonas de entropas donde se observó la presencia de FW y martensita.

CAPÍTULO 5

CONCLUSIONES

En base al análisis de la revisión bibliográfica y el caso de estudio se puede concluir lo siguiente:

- En los procesos de reparación de componentes estructurales por excelencia usado en soldadura en ambiente marino es el proceso MMAW, debido a su eficiencia en el tiempo y bajo costo.
- La literatura indica que la soldadura húmeda en aceros estructurales con $CE < 0.37\%$ al variar la profundidad cerca de la superficie el metal de la soldadura presenta ferrita en límite de grano (GBF) con un 10 a 20% de bainita superior y martensita, con el aumento de la profundidad las cantidad de GBF decrece aprox. 50% e incrementa la bainita superior,

ferrita widmanstätten y martensita. Cabe indicar que en la cuantificación realizada en el caso de estudio esto no concuerda en su totalidad.

- La adición de elementos aleantes tales como boro, titanio y un control adecuado del contenido de oxígeno y manganeso se promueve la formación de ferrita acicular lo cual impacta en el incremento de la tenacidad del cordón de soldadura.
- Al usar electrodos con alto contenido de carbonato de calcio pueden promover un incremento de carbono en la superficie de la soldadura al ser aplicada a mayores profundidades.
- La porosidad, incremento de inclusiones de óxidos y atrapamiento de escoria, así como la pérdida de elementos aleantes como silicio y manganeso promovedores de ferrita acicular, son factores que impactan en la disminución de las propiedades mecánicas.
- Existe una relación profundidad-propiedades mecánicas en soldadura húmeda, al aumentar la profundidad las propiedades mecánicas van en disminuir, manteniéndose las propiedades del metal de aporte constante.
- En función del caso de estudio se mostró que la relación profundidad-microestructura en aceros estructurales con $CE < 0.37\%$, la ZAC presenta un incremento del contenido de FW conforme aumenta la profundidad. Mientras el contenido de ferrita en bloque y FLM no existe variación significativa y se observó la presencia de martensita en bloques y bainita en porcentajes $< 1\%$. La matriz tanto en el metal de aporte y en la ZAC es la ferrita en bloque.

- El comportamiento mecánico observado a los 20 m, es superior al resto de los componentes, sin embargo existe una amplia gama de variables que pudieron influir en su comportamiento principalmente los que se refieren a la sanidad de la unión. Se recomienda realizar algún tipo de diseño de experimento o análisis estadístico con su respectiva validación para enriquecer futuros trabajos.

BIBLIOGRAFÍA

1. **Ordóñez Jiménez, J. L.** *Soldadura subacuática la evolución del proceso.* s.l. : Metal actual, 2012.
2. **Chair , S. L. y Queiroz Bracarense, A.** *Underwater welding and cutting.* s.l. : AWS Welding Handbook 9.4, 2011. Chapter 10.
3. **E. Jentes, J. y Sea Grant, O.** *New electrode advanc underwater welding technology.* EUA : SEA GRANT, 1999.
4. **Rowe, M. D. y Reynolds, T. J.** *The Effect of Ferro-Alloy Additions and Depth on the Quality of Underwater Wet Welds.* s.l. : WELDING RESEARCH, 2002.
5. **Ballesteros Hinojosa, A.** *Analisis de la generacion de esfuerzos residuales en uniones soldadas en el acero API 5L-X65 aplicadas a diferentes profundidades en ambientes submarinos por el proceso de soldadura húmeda.* Saltillo, Coahuila : COMIMSA, 2012.
6. **Hérmendez Gutiérrez, P.** *Comportamiento microestructural de un acero API-5L-X52 soldados por el proceso MMAW en ambientes marinos.* Saltillo, Coahuila : COMIMSA, 2011.
7. **Berreda, A.** *Exploración petrolera en las aguas profundas del Golfo de México.* México : FTE México, 2007.
8. **CNNEXPANSION.** CNNEXPANCION. [En línea] 2012. 6. <http://www.cnnexpansion.com/economia/2012/10/05/aguas-profundas-proyecto-felipe-calderon>.
9. **Amit Mukund, J.** *Underwater Welding.*
10. **Medina, Juan M.** *Corte y Soldadura Subacuática.* Argentina : Textos compilados, 2000.
11. **Verman, K. y Garg, H. K.** *Underwater Welding-Recent Trands and Future Scope.* Mohali, India : International Journal on Emarging Technologies, 2012.
12. **Anand, A.** *Welding proceses in marine applications: a review.* India : IJMERR, 2013. VOL.2, N°1.
13. **O'Brien, R.L.** *American Welding Society, Manual de soldadura.* México : PRENTICE-HALL HISPANOAMERICANO, S.A., 1996. TOMO I.

14. **Keats, D. J.** *Underwater wet welding*. s.l. : Matador, 2007.
15. **Eyheralde, M.** *Inspeccion en soldadura*. México : UTU CETP, 2012.
16. **L. Johnson, R.** *The effect of water temperature on underbead cracking of underwater wet weldments*. Monterey, California : Naval postgraduate school, 1997.
17. **Chen, X., Yasuo, K. y Yoshito, I.** *Mechanical properties of fillet weld joints by underwater wet welding in repairing corrosion-damaged offshore steel structures*. s.l. : Journal of structural engineering, 2010. Vol 56A.
18. **Rowe, M. y Liu, S.** *Global-Jip Phase II final report*. Lafayette, Louisiana : Global Industries, Inc, 1999.
19. **PEMEX.** *Acero estructural para plataformas marinas*. México. : s.n., 2013. NRF-175-PEMEX-2013.
20. **American Welding Society (AWS).** *Guide for strengthening and repairing existeng structures*. E.U. : AWS, 2009.
21. **Standard, American National.** *Underwater welding code D3.6M*. E.U. : AWS, 2010. 5th edición.
22. **Harper.** 2001.
23. **ASCAMM.** *Soldadura de acero para matrices*.
24. **Manning, R. D.** *ANALYSIS OF UNDERBEAD CRACKING IN UNDERWATER WET WELDMENTS ON A516 GRADE 70 STEEL*. Monterey, California : United State Navy, Naval Postgraduate School, 1998.
25. **Ozaki, H., Naiman, J. y Masubuchi, K.** *A Study of Hydrogen Cracking in Underwater Steel Welds*. EUA : s.n., 1977.
26. **Fukuoka, T. y Fukui, S.** *Analysis for cooling process of underwater welding comparison with welding in air*. Kobe, Japan : Kobe University of Mercantile Marine, 1994.
27. **Sindo, K.** *Welding Metallurgy*. United States of America : WILEY_INTERCIENCE a jhon wiley & sons, inc. publication, 2003.

28. **Hannes, G. y Wegerner, A.** *Hydrostatic pressure in professional diving*. s.l. : Institute for Polar and Marine Research, 2011.
29. **PEMEX.** *Diseño de líneas submarinas en el Golfo de México*. 2009.
30. **Silva, E. A.** *Underwater welding and cutting, Metals Handbook*. E.U. : American Welding Society of Metals, 1983. 9th Edition, vol. 6.
31. **Pérez Guerrero, F. y Stephen, L.** *The mechanism of porosity formation in underwater steel welds using SMAW process*. Colorado : s.n., 2007.
32. **Dias Da Silva, W. C., y otros.** *Effect of the Hydrostatic Pressure in the Diffusible*. Rio de Janeiro, Brazil : ASME 2012 31st International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering, 2012.
33. **Sanchez Osio, A., Liu, S. y Ibarra, S.** *Designing shielded metal arc consumables for underwater wet welding in offshore applications*. s.l. : Journal of Offshore Mechanics and Arctic Engineering, 1995. CITADO POR M. D. ROWE, S. LIU, AND T. J. REYNOLDS.
34. **S. Mendeiros, R. L.** *A predictive electrochemical model for weld metal hydrogen pickup in underwater wet welds*. s.l. : Journal of Offshore Mechanics and Arctic Engineering. citado por Mark Rowe and Stephen Liu.
35. **Albístur, A. y Fernández, J.** *Influencia del hidrógeno en las propiedades mecánicas de los aceros micro 1000 y formax*. Pamplona, España : s.n., 2005.
36. **Dias Da Silva, W. C., y otros.** *Efecto de la presión hidrostática en el hidrógeno difusible en el Submarino Wet Welding*. Río de Janeiro, Brasil : ASME 2012 31^a Conferencia Internacional sobre el mar, la costa y la Ingeniería del Ártico, 2012. Volumen 6.
37. *Mecanismos de fisuración de soldadura*.
38. **Kononenko, V.Y.** *Effect of water salinity and mechanized underwater welding parameters on hydrogen and oxygen content of weld metal*. New York : s.n., 2005.
39. **Hoffmeister, H. y Kuster, K.** *Process variables and properties of underwater wet shielded metal arc laboratory welds, underwater welding*. New York : IIW conference .
40. **Christensen, N.** *The Metallurgy of Underwater Welding*. New York : s.n., 2005.

41. **Liu, S., y otros.** *Underwater welding of marine structures*. New Orleans, Louisiana, U.S.A. : s.n.
42. **L., Elsevier.** *The mechanism of acicular ferrite in weld deposits*. USA : ELSEVIER, 2004.
43. **Thewlis, G.** *Classification and quantification of microstructures in steels*. Moorgate, Rotherham : Published by Maney for the Institute of Materials, Minerals and Mining., 2004.
44. **García Mendoza, F. J.** *Caracterización del efecto del ángulo y el amperaje sobre la microestructura, sanidad y geometría de cordones de soldadura submarina aplicados in-situ, en la reparación de tubería api 5l-x42 mediante parches* . Saltillo, Coahuila : COMIMSA, 2012.
45. **D. Verhoeven, J.** *Fundamentos físicos de la metalurgia física*. México : Limusa, 1987.
46. *Estructura y Propiedades de las Aleaciones-Facultad de Ingeniería-UNLP, Cap. 4 Bainita*.
47. **H. Bhadeshia, H. K. D.** *Bainite in Steels: Transformations, Microstructure and Properties*. s.l. : The Institute of Materials.
48. **Okamoto, H. y Oka, M.** *Coger bainite with Midrib in hypereutectoid steel*. 1986. Vol. 17A.
49. **Yasuo, S.** *Study on mechanisms of blowhole formation by hydrogen- on formation of porosity in underwater weld metal*. Japan : s.n. Japan welding society.
50. **EPereira Pessoa, E. C., y otros.** *Porosity variation along multipass underwater wet welds and its influence on mechanical properties*. Belo Horizonte, Brazil : Journal of Materials Processing Technology, 2006.
51. **Perdomo González, L., y otros.** *Consideraciones Termodinámicas Entre la Formación de Poros y la Presión Hidrostática Durante la Soldadura Subacuática Mojada*. Sao Paulo, Brasil : s.n., 2009.
52. **Duffus Scott, A., y otros.** *Caracterización metalográfica de depósitos de soldadura subacuática mojada*. CUBA : Centro de Investigaciones de Soldadura (CIS).
53. **ASTM.** *ASTM A36: Standard Specification for carbon structural steel*. United States. : ASTM, 1998.
54. **AWS.** *Specification for carbon steel electrodes for shielded metal arc welding ANSI/AWS A5.1*. Miami, Florida : American Welding Society, 2004. ANSI/AWS A5.1.

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 2. 1 Diámetros de los cables recomendados para soldar bajo el agua (10).	¡Error! Marcador no definido.
Tabla 2. 2 Grupo de aceros estructurales conforme con el límite mínimo de cedencia especificado (19).....	¡Error! Marcador no definido.
Tabla 2. 3 Requerimientos mínimos de tenacidad de aceros estructurales (19).	¡Error! Marcador no definido.
Tabla 2. 4 Efecto de los elementos aleantes en aceros estructurales (22)...	¡Error! Marcador no definido.
Tabla 2. 5 Variación de la temperatura con respecto de la profundidad en el Golfo de México (29).	¡Error! Marcador no definido.
Tabla 2. 6 Punto de ebullición del agua a diferentes profundidades del mar (2).	¡Error! Marcador no definido.
Tabla 2. 7 Basicidad de la escoria, con electrodos recubiertos con Fe-Mn, Fe-Ti-Br y REM a 61 m (200 ft) (23).	¡Error! Marcador no definido.
Tabla 2. 8 Resumen de la difusión del contenido de hidrógeno en la soldadura húmeda con el proceso MMAW (25).	¡Error! Marcador no definido.
Tabla 2. 9 Tabla generada por el programa Reaction Equations, donde muestra valores para K, para la reacción química de H ₂ O, cortesía de COMIMSA.	¡Error! Marcador no definido.
Tabla 2. 10 Tabla generada por el módulo Reaction Equations, donde muestra valores para K, para la reacción química CO, cortesía de COMIMSA.	¡Error! Marcador no definido.
Tabla 4. 1 Parámetros utilizados para la realización de los cupones de soldadura húmeda.....	95
Tabla 4. 3 Composición química del acero ASTM A36 de acuerdo a las especificaciones ASTM (53).	96

Tabla 4. 4 Composición química de acuerdo a los resultados del análisis químico realizado a la placa del acero ASTM A36.	97
Tabla 4. 5 Propiedades mecánicas del ASTM A36 de acuerdo a las especificaciones ASTM (53).	97
Tabla 4. 6 Composición química del electrodo revestido Broco Underwater Souft Touch E7014.	98
Tabla 4. 7 Propiedades mecánicas del electrodo revestido Broco Underwater Souft Touch E7014 (54).	98
Tabla 4. 8 Microestructuras representativas de los cordones de soldadura a profundidades de 10, 20, 30 y 40 m.	115
Tabla 4. 9 Micrografías tomadas en el MEB, donde se muestran las microestructuras en la ZAC y el MA en cordones soldados a diferentes profundidades con soldadura húmeda.	117
Tabla 4. 10 Tabla de resultados de las pruebas mecánicas y microestructura de las probetas soldadas por el proceso MMAW a 10, 20, 30 y 40 m.	122

ÍNDICE DE FIGURAS

- Figura 1. 1 Buzos soldadores de las fuerzas navales de la Segunda Guerra Mundial. Foto: malevomedina.com.ar (1). **¡Error! Marcador no definido.**
- Figura 2. 1 Soldadura húmeda (10). **¡Error! Marcador no definido.**
- Figura 2. 2 Soldadura húmeda del refuerzo del anillo de una estructura tubular (2). **¡Error! Marcador no definido.**
- Figura 2. 3 Soldadura seca: a) muestra el hábitat seco b) se muestra el interior del hábitat seco (2). **¡Error! Marcador no definido.**
- Figura 2. 4 Esquema del proceso de soldadura MMAW (14). **¡Error! Marcador no definido.**
- Figura 2. 5 Vista vertical de una plataforma marina fija, donde se muestran sus secciones así como los materiales de los que se fabrican (19). **¡Error! Marcador no definido.**
- Figura 2. 6 Relación entre el tiempo de enfriamiento crítico de 800 °C a 500 °C y la resistencia última a la tensión de varios aceros estructurales (25). **¡Error! Marcador no definido.**
- Figura 2. 7 Curvas de enfriamiento (efecto del espesor de la placa) (26). **¡Error! Marcador no definido.**
- Figura 2. 8 Cuervas de enfriamiento (efecto de la velocidad de avance de la soldadura) (26). **¡Error! Marcador no definido.**
- Figura 2. 9 Esquema que muestra el crecimiento dendrítico de una aleación en una posición fija en diversas etapas de la solidificación (27). **¡Error! Marcador no definido.**
- Figura 2. 10 Efecto del gradiente de temperatura G y la velocidad de crecimiento R sobre el tipo de solidificación (4). **¡Error! Marcador no definido.**

- Figura 2. 11 Crecimiento competitivo en la zona de fusión. Las flechas en los granos del metal base indican la dirección de fácil crecimiento de $\langle 100 \rangle$ (27). **¡Error! Marcador no definido.**
- Figura 2. 12 Representación gráfica de la variación de la presión respecto de la profundidad (28). **¡Error! Marcador no definido.**
- Figura 2. 13 Efecto de la profundidad sobre la porosidad en uniones soldadas en ambiente marino (18). **¡Error! Marcador no definido.**
- Figura 2. 14 Macrografías de A) superficie, B) soldadura seca hiperbárica y C) soldadura húmeda (2). **¡Error! Marcador no definido.**
- Figura 2. 15 Efecto de la basicidad de la escoria sobre la difusión del hidrógeno en función del contenido de hidrógeno en la escoria (18). **¡Error! Marcador no definido.**
- Figura 2. 16 Porosidad en el metal de soldadura en función de la profundidad y la adición de titanio y boro (4). **¡Error! Marcador no definido.**
- Figura 2. 17 Porosidad en el metal de soldadura en función de la profundidad y la adición de REM (4). **¡Error! Marcador no definido.**
- Figura 2. 18 Porosidad del metal de soldadura en función de la basicidad de la escoria (4). **¡Error! Marcador no definido.**
- Figura 2. 19 Difusión del hidrógeno desde el metal base a la ZAC durante la soldadura (27). **¡Error! Marcador no definido.**
- Figura 2. 20 Grieta en la ZAC de una soldadura bajo el agua con electrodo E7018 en un acero ST52, atacado con Nital a 128X (25). **¡Error! Marcador no definido.**
- Figura 2. 21 Graficas del comportamiento del hidrógeno a) La curva muestra como varía la cantidad de H en el metal depositado en función del hidrógeno en la atmósfera del arco b) Muestra la solubilidad del hidrógeno en el Fe a distintas temperaturas (37). **¡Error! Marcador no definido.**
- Figura 2. 22 Efecto de los parámetros de soldadura sobre el contenido de hidrógeno en el metal de soldadura, en soldadura húmeda, en a) se muestra la influencia del voltaje y en b) la influencia del amperaje (38). **¡Error! Marcador no definido.**
- Figura 2. 23 Efecto del calor de entrada sobre la difusión del hidrogeno, para el proceso MMAW (39). **¡Error! Marcador no definido.**
- Figura 2. 24 Efecto de la adición de las ferroaleaciones en el electrodo base rutilo en el contenido de oxígeno en el metal de soldadura, de una soldadura de ranura en V (4). **¡Error! Marcador no definido.**
- Figura 2. 25 Contenidos de manganeso y silicio en función de la profundidad de la soldadura húmeda (2). **¡Error! Marcador no definido.**
- Figura 2. 26 Variación de los elementos de aleación en la soldadura húmeda con la profundidad del agua (40; 41). **¡Error! Marcador no definido.**
- Figura 2. 27 Variación del contenido del oxígeno y el manganeso con la profundidad en la soldadura marina (16). **¡Error! Marcador no definido.**
- Figura 2. 28 Contenido de carbono del metal de soldadura agua en función de la profundidad (41). **¡Error! Marcador no definido.**
- Figura 2. 29 Diagrama de transformación hipotético donde se observan las diferentes fases de transformación hasta llegar a temperatura ambiente (42). **¡Error! Marcador no definido.**
- Figura 2. 30 Ferrita primaria idiomórfica y alotriomórfica (43). **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 2. 31 Ferrita widmanstätten primaria y secundaria (43). ... **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 2. 32 Ferrita acicular (AF) nucleando en las inclusiones del grano austenítico y ferrita alotromorfa (FA) observada a 50X (44)..... **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 2. 33 Bainita creciendo en el límite de grano austenítico e inclusiones (43). **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 2. 34 Esquema de la morfología de la microestructura de la bainita superior e inferior (46)..... **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 2. 35 Ferrita superior en un acero 4360 transformada a 495 °C, micrografía electrónica de barrido (46)..... **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 2. 36 Bainita inferior en un acero al carbono con 1.10% C transformada a 190 °C por 5 horas a) micrografía óptica b) micrografía electrónica de transmisión (48). **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 2. 37 a) Martensita en listón en acero recién templado Fe-0.09C a 500 X, b) Martensita de placas en una aleación Fe-22.5 Ni-4C a 150 X (45)..... **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 2. 38 Algunas microestructuras del depósito de soldadura húmeda (2). **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 2. 39 Acero bajo carbono con depósito de soldadura de 80% de ferrita acicular AF, soldado a 13 m (140 ft) (2)..... **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 2. 40 Influencia de los contenidos oxígeno y manganeso en el metal de soldadura sobre la templabilidad del metal de soldadura (41). **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 2. 41 Diagrama CCT hipotético e influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la microestructura del metal de soldadura para aceros ferrítico (16). **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 2. 42 Porcentaje constituyente de la microestructura del metal de soldadura en función de la profundidad, para soldadura húmeda (41)..... **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 2. 43 Diagrama predictivo de la microestructura del metal de soldadura para soldadura húmeda (33)..... **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 2. 44 Fracción de volumen de microestructura constituyente en función del carbonato de calcio, en soldadura húmeda (33)..... **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 2. 45 a) Resistencia a la tensión y b) la tenacidad a diferentes profundidades (18). **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 2. 46 Resistencia a la tensión a diferentes profundidades en función de la adición de tres diferentes ferro-aleaciones en el fundente del electrodo base-rútílico: Fe-Mn, Fe-Ti-B y Fe-Si-REM (4). **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 2. 47 Dureza del metal de soldadura de acuerdo con el contenido de carbonato de calcio en soldadura húmeda (33)..... **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 2. 48 Resultados de la pruebas de impacto Charpy en función del contenido de níquel en el metal de soldadura (2). **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 4. 1 Metodología del desarrollo experimental..... 94

Figura 4. 2 Cámara hiperbárica presurizada con capacidad de 300 m de profundidad, desarrollada para realizar soldadura húmeda, Cd. Del Carmen, Campeche, México. 95

Figura 4. 3 Diseño de la junta con bisel en “V” con respaldo, para la realización de los cupones de soldadura en acero ASTM A36.	96
Figura 4. 4 Macrografías de cada una de las probetas soldadas a profundidades de a) 10 m b) 20 m c) 30 m y d) 40 m.	99
Figura 4. 5 Cuantificación de porosidad de cada una de las probetas con la ayuda del software AxionVision rel 4.8 en a) probeta de 10 m b) probeta de 30 m c) probeta de 30 m y d) probeta de 40 m.	101
Figura 4. 6 Representación esquemática del seccionamiento del cupón realizado con soldadura húmeda utilizando el proceso MMAW.	102
Figura 4. 7 Microdurezas realizadas a la probeta de 30 m y sus micrografías asociadas a los valores mas criticos.....	103
Figura 4. 8 Esquema representativo de las dimensiones de las probetas de impacto.	104
Figura 4. 9 Maquina de prueba de impacto.	104
Figura 4. 10 Esquema representativo de las dimensiones de las probetas de tensión.	104
Figura 4. 11 a) maquina utilizada para realizar las pruebas de tensión con capacidad de 600 KN y b) Probetas de tensión.	105
Figura 4. 12 Porcentaje de porosidad en relación con la profundidad, en soldadura húmeda realizada a profundidades de 10 m, 20 m, 30 m y 40 m en acero ASTM A36 con Broco Underwater Souft Touch E7014.....	106
Figura 4. 13 Macrografías donde se muestra la morfología de los poros a diferentes profundidades.	107
Figura 4. 14 Relación profundidad-radio del poro.	107
Figura 4. 15 Inclusión de escoria vista a 50X, en la probeta de 40 m.	108
Figura 4. 16 Resultados de las pruebas de tensión en relación con la profundidad en cupones soldados con el proceso MMAW.	109
Figura 4. 17 Resultados de las pruebas de impacto en el metal de aporte de la soldadura, en relación con la profundidad en cupones soldados con el proceso MMAW.	110
Figura 4. 18 Resultados de las pruebas de impacto en la ZAC de la soldadura en relación con la profundidad en cupones soldados con el proceso MMAW.....	110
Figura 4. 19 Perfil de microdurezas realizadas a la probeta de 10 m.	111
Figura 4. 20 Perfil de microdureza en la ZAC en soldadura húmeda a diferentes profundidades.	112
Figura 4. 21 Perfil de microdureza en el metal de aporte en soldadura húmeda a diferentes profundidades.	113
Figura 4. 22 Identación realizada a 40 m de profundidad en el metal de aporte.	113
Figura 4. 23 Micrografías obtenidas del acero A36 en a) microscopio óptico a 50X atacada con Klemm´s y en b) en el MEB a 1500X atacado con Nital al 5%, en el cual se puede apreciar una matriz ferrita (F)-perlita (P).....	114
Figura 4. 24 Relación microestructura-profundidad presentado en el metal de aporte en soldadura húmeda.	119