

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**  
**FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**



**TESIS**

**SOLDABILIDAD DE TUBERÍA DE ACERO PARA LA APLICACIÓN DE  
GAS Y PETRÓLEO**

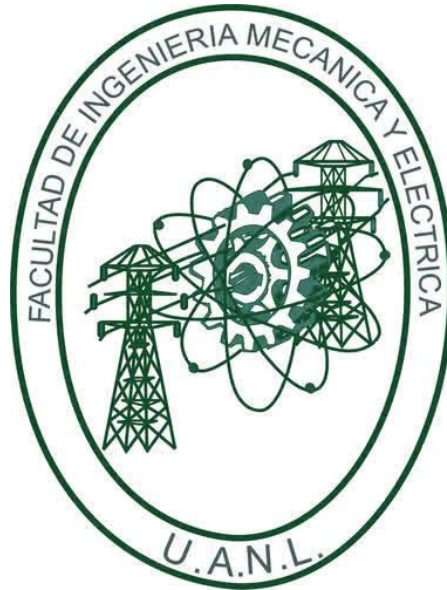
**POR**

**ANDRÉS SALOMÓN SÁNCHEZ**

**COMO REQUISITO PARCIAL PARA OBTENER EL GRADO DE  
MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA MECÁNICA CON  
ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

**ABRIL, 2018**

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**  
**FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**  
**SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**



**TESIS**

**SOLDABILIDAD DE TUBERÍA DE ACERO PARA LA APLICACIÓN DE  
GAS Y PETRÓLEO**

**POR**

**ANDRÉS SALOMÓN SÁNCHEZ**

**COMO REQUISITO PARCIAL PARA OBTENER EL GRADO DE  
MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA MECÁNICA CON  
ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

**SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, NUEVO LEÓN, MÉXICO**

**ABRIL, 2018**

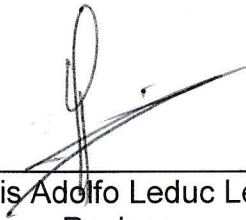
**UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON**  
**FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA**  
**SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**

Los miembros del Comité de Tesis recomendamos que la tesis "Soldabilidad de tubería de acero para la aplicación de gas y petróleo" realizada por el alumno(a) "Andrés Salomón Sánchez", con número de matrícula 1696251, sea aceptada para su defensa como opción al grado de "Maestro en ciencias de la ingeniería mecánica con especialidad en materiales"

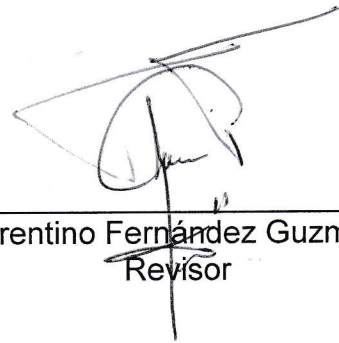
El Comité de Tesis



\_\_\_\_\_  
Dra. Martha Patricia Guerrero Mata  
Director



\_\_\_\_\_  
Dr. Luis Adolfo Leduc Lezama  
Revisor



\_\_\_\_\_  
Dr. Florentino Fernández Guzmán  
Revisor

Vo. Bo.



\_\_\_\_\_  
Dr. Simón Martínez Martínez  
Subdirector de Estudios de Posgrado



San Nicolás de los Garza, Nuevo León, Abril del 2018

# **DEDICATORIA**

**Especialmente a mis padres**

**Carina Sánchez y Andrés Salomón**

**A mis hermanos Rafael y Ángel**

# Agradecimientos

*Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología por el apoyo económico otorgado.*

*A la Facultad de Ingeniería Mecánica Eléctrica y a la Universidad Autónoma de Nuevo León por darme la oportunidad de realizar mis estudios de maestría y brindarme el apoyo para lograrlo.*

*A mi familia, que siempre me ha apoyado en las decisiones que he tomado y por los consejos que me han ayudado a crecer personal y profesionalmente.*

*A la Dra. Martha Patricia Guerreo, el Dr. Luis Leduc y al Dr. Florentino Fernández, por compartir sus conocimientos y apoyo en la realización de la presente tesis.*

# INDICE

Resumen

## **1. INTRODUCCIÓN**

- 1.1 Objetivo general
- 1.2 Objetivos específicos
- 1.3 Hipótesis

## **2. MARCO TEÓRICO**

- 2.1 Acero
- 2.2 Clasificación de los aceros
- 2.3 Aceros API 5L
- 2.4 Acero 4130
- 2.5 Efecto de los elementos de aleación en su soldabilidad
- 2.6 Carbono equivalente
- 2.7 Procesos de soldadura por arco eléctrico
- 2.8 Defectos y discontinuidades
  - 2.8.1 Agrietamiento en caliente
    - 2.8.1.1 Factores metalúrgicos del agrietamiento en caliente
    - 2.8.1.2 Factores mecánicos
- 2.9 Solidificación de soldaduras
- 2.10 Esfuerzos residuales
  - 2.10.1 Tipos de esfuerzos residuales
  - 2.10.2 Esfuerzos residuales en soldaduras
- 2.11 Simulación numérica con la plataforma Sysweld

## **3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL**

- 3.1 Análisis de falla
  - 3.1.1 Descripción de las piezas
  - 3.1.2 Análisis químico
  - 3.1.3 Caracterización macro y micro estructural
  - 3.1.4 Microdureza
- 3.2 Pruebas de soldabilidad
  - 3.2.1 Materiales utilizados
  - 3.2.2 Equipos para el secado y almacenaje de electrodos
  - 3.2.3 Equipos para realizar pruebas de soldabilidad
  - 3.2.4 Descripción de las pruebas
  - 3.2.5 Pruebas no destructivas
  - 3.2.6 Análisis químico
  - 3.2.7 Preparación de las muestras

## **4. SIMULACIÓN DE SOLDADURAS**

- 4.1 Introducción
- 4.2 Propiedad de los materiales empleados
- 4.3 Geometría y malla de los modelos empleados
- 4.4 Parámetros
- 4.5 Condiciones frontera

## **5. DISCUSION Y RESULTADOS**

- 5.1 Resultados y discusiones del análisis de falla
  - 5.1.1 Análisis químico
  - 5.1.2 Análisis macro estructural
  - 5.1.3 Análisis micro estructural
  - 5.1.4 Microdureza
- 5.2 Resultados y discusiones de las pruebas de soldabilidad
  - 5.2.1 Análisis macro estructural
  - 5.2.2 Análisis micro estructural
  - 5.2.3 Microdureza
- 5.3 Resultados y discusiones de las simulaciones
  - 5.3.1 Resultados del modelo de placas
  - 5.3.2 Resultados del modelo de soldadura de anillos y Soldadura de anillos con agrietamiento

## **6. CONCLUSIONES**

- 6.1 Conclusiones del análisis de falla
- 6.2 Conclusiones de las pruebas de soldabilidad
- 6.3 Conclusiones de las simulaciones
- 6.4 Recomendaciones a la industria
- 6.5 Trabajo a futuro

## **REFERENCIAS**

## **LISTA DE TABLAS**

## **LISTA DE FIGURAS**

## **ANEXO I**

## RESUMEN

El proceso de soldadura y debido al efecto térmico que produce, trae consigo la generación de esfuerzos residuales. Los esfuerzos residuales son uno de los factores más importantes para evaluar la integridad mecánica de estructuras soldadas debido a que pueden producir fallas en la unión por soldadura. En conjunto con otros factores, los esfuerzos residuales pueden producir agrietamiento en frío, caliente o corrosión bajo tensión. Cualquier tipo de agrietamiento es inadmisible por lo que es importante conocerlos.

En el presente trabajo se realizó un análisis de fallas en soldaduras circunferenciales en donde se observaron fisuras en la unión. Análisis por microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido revelaron agrietamiento en caliente. Estas soldaduras fueron realizadas por un cliente de una empresa de la localidad, de ahí el interés de entender las causas del defecto encontrado.

Fue de especial atención la modelación numérica de esfuerzos residuales en soldaduras ya que es un requisito para la generación de este tipo de defectos. También se llevaron a cabo pruebas experimentales para la validación de los modelos numéricos.



# 1. INTRODUCCION

La industria petrolera en el mundo exige altos estándares en la fabricación, reparación y mantenimiento de estructuras mediante el proceso de soldadura, lo cual nos lleva al uso de nuevos materiales y desarrollo de nuevas tecnologías.

## **Objetivo general**

El objetivo del presente proyecto es realizar modelos numéricos para entender la distribución de esfuerzos residuales de múltiples cordones de soldaduras y su relación con el agrietamiento

## **Objetivos específicos**

Determinar el tipo de agrietamiento presente en las soldaduras realizadas por el cliente de una empresa de la localidad, así como la microestructura y composición química.

Elaborar un modelo numérico que simule las soldaduras que presentan agrietamiento y así determinar su distribución de esfuerzos residuales.

Desarrollar pruebas experimentales registrando parámetros de soldaduras y realizando mediciones con termopares de la prueba para así elaborar un modelo numérico que determine su distribución de esfuerzos residuales

Comparar los resultados de los modelos numéricos y determinar cuál es más susceptible al agrietamiento.

## **2. MARCO TEÓRICO**

### **2.1 Acero**

De acuerdo al diagrama de fase hierro carbono, todas las aleaciones binarias Fe-C que tienen contenidos de carbono menores al 2.11% en peso son clasificadas como acero, y aquellas que tienen contenidos superiores se denominan fundiciones de hierro [9].

Los aceros son los materiales de ingeniería más complejos y ampliamente usados debido a la abundancia del hierro en la corteza terrestre, el elevado punto de fusión del hierro (1534°C), amplia variedad de propiedades mecánicas, etc. Los aceros típicamente se producen de 2 formas: refinando el mineral de hierro o mediante el reciclaje de chatarra [9,14].

### **2.2 Clasificación de los aceros**

De acuerdo a la American Iron and Steel Institute (AISI) y la Society of Automotive Engineers (SAE), la designación de los aceros consta de 4 cifras: En donde el contenido de aleantes se indican por los 2 primeros dígitos, mientras que los 2 últimos nos indican el contenido de carbono. Las primeras 2 cifras de los aceros al carbono son 1 y 0; mientras que 13, 41, 43 es para los aceros aleados [13,14].

Los aceros más comunes se clasifican según el contenido de carbono como hipoeutectoides (0-0.87%C), eutectoides (0.88%C), hipereutectoides (0.88-1.7%C); o bien de bajo, medio y alto carbono. Además en cada grupo existen subclases de acuerdo con la concentración de otros elementos de aleación [29].

**Aceros de bajo carbono.** La mayor parte de todo el acero fabricado es bajo en carbono. Contiene menos del 0.25% de carbono. La microestructura consiste en ferrita y perlita. Como consecuencia, estos aceros son relativamente blandos y poco resistentes, pero con excelente ductilidad y tenacidad; además, son de fácil mecanizado, soldables y baratos. Se utilizan para fabricar carrocerías de automóviles, vigas y láminas para construir tuberías, edificios, puentes [13].

**Aceros de medio carbono.** Tienen porcentajes en carbono comprendidos entre 0.25% y 0.6%. Estos aceros pueden ser tratados térmicamente mediante austenización, temple y revenido para mejorar sus propiedades mecánicas. Las adiciones de cromo, níquel y molibdeno mejoran la capacidad de estas aleaciones para ser tratadas térmicamente, generando así gran variedad de combinaciones resistencia-ductilidad [13].

**Aceros altos en carbono.** Contienen entre 0.6 y 1.4% y son más duros, resistentes y menos dúctiles que los otros aceros al carbono. Casi siempre se utilizan en la condición templada y revenida, en la cual son especialmente resistentes al desgaste y capaces de adquirir la forma de herramienta de corte. Elementos de aleación como el cromo, vanadio, tungsteno y molibdeno se combinan con el carbono para formar carburos muy duros y resistentes al desgaste. Estos aceros se utilizan como herramientas de corte y matrices para hechurar materiales, así como cuchillos, navajas, hojas de sierra, muelles e hilos de alta resistencia [13].

Los aceros pueden clasificarse por diferentes sistemas dependiendo de [9]:

- Composición química; tal como acero al carbono, de baja aleación, o aceros aleados, etc.
- Métodos de manufactura; fabricados en horno eléctrico, etc.
- Aplicaciones o principales características; como estructural, aceros inoxidable, aceros para herramientas, etc.
- Métodos finales; como rolado en frío, rolado en caliente, etc.
- Forma del producto; como barras, tubos, laminado, etc.

- Prácticas empleadas de oxidación; aceros calmados al aluminio, aceros efervescentes, etc.
- Microestructura; tal como aceros ferríticos, austeníticos, martensíticos.
- Nivel de resistencia requerido; especificados en el estándar ASTM (American Society for Testing and Materials).
- Tratamiento térmico; como templado, normalizado, procesos termomecánicos, etc.
- Descriptores de calidad; como calidad en la forja

## 2.3 Aceros API 5L

API, por sus siglas en inglés se refiere a American Petroleum Institute (Instituto Americano del petróleo). Son aceros de bajo contenido en carbono y se aplican para líneas de conducción de productos químicos, petróleo, gas, agua potable, aguas residuales [5,17].

La especificación API se introdujo en 1948 y en ese entonces sólo incluía el grado X-42 con un esfuerzo de cedencia de 42 Ksi. A través de los años se desarrollaron aceros de mayor resistencia por lo que la especificación ahora incluye grados de acero X-80 con su esfuerzo de cedencia de 80 Ksi. La especificación para diferentes grados de acero se presenta en la Tabla I [17].

Tabla I. Especificación de distintos grados de acero de acuerdo a API 5L [5].

Grado	Composición química % (max)				Esfuerzo de Cedencia Psi (min)	Resistencia a la tensión Psi (min)
	C	Mn	S	P		
B	0.22	1.2	0.03	0.03	35000	60000
X42	0.22	1.2	0.03	0.03	42000	60000
X46	0.22	1.3	0.03	0.03	46000	63000
X52	0.22	1.4	0.03	0.03	52000	66000
X56	0.22	1.4	0.03	0.03	56000	71000
X60	0.22	1.4	0.03	0.03	60000	75000
X65	0.22	1.4	0.03	0.03	65000	77000
X70	0.22	1.65	0.03	0.03	70000	82000
X80	0.22	1.85	0.03	0.03	80000	90000

Nota: Niobio, vanadio, titanio o combinaciones pueden ser usadas por mutuo acuerdo entre el fabricante y el cliente.

## 2.4 Acero 4130

Es un acero microaleado de medio contenido de carbono, cuyos principales elementos de aleación son el Cromo y el molibdeno este último le brinda al acero una resistencia a la fragilidad causada por el temple. Estos aceros se utilizan para engranajes, trenes de aterrizaje de aeronaves, partes del fuselaje, recipientes a presión, tornillos, resortes, ejes, pernos, sujetadores, piezas de maquinaria, cigüeñales, bielas, barrenas de perforación de pozos petroleros, tuberías de alta presión, bridas, llaves, ruedas dentadas, etc. La composición química del acero 4130 se presenta en la Tabla II y en la Tabla III sus propiedades.

Tabla II. Composición química del acero AISI 4130 [25].

Elemento	C	Mn	P	S	Si	Mo	Cr
% Peso	0.28-0.33	0.4-0.6	Max. 0.035	Max. 0.04	0.15-0.35	0.15-0.25	0.8-1.1

Tabla III. Propiedades mecánicas, eléctricas y térmicas del acero 4130 [25].

Módulo de elasticidad	205 Gpa
Módulo de corte	80 Gpa
Densidad	7.85 Kg/cm <sup>3</sup>
Resistencia a la tensión	670 MPa
Resistencia a la cedencia	435 MPa
Elongación	25%
Conductividad térmica	42.7 W/mK
Calor específico	0.477 j/g °C
Temperaturas críticas	Ac1= 738°C Ac3= 811 °C
Relación de Poisson	0.29
Punto de fusión	1432°C-1535°C
Resistividad eléctrica	2.23e-005 ohm-cm

## 2.5 Efectos de los elementos de aleación del acero en su soldabilidad

Los efectos combinados de los elementos de aleación y tratamientos térmicos producen una variedad de microestructuras y propiedades. A continuación se describen los efectos producidos por los diferentes elementos de aleación de los aceros en su soldabilidad [12,28].

**Carbono.** Es el principal elemento endurecedor, al aumentar el contenido de carbono en los aceros, la dureza y la resistencia a la tracción es incrementada. Por otro lado al elevar el porcentaje de carbono en el acero, se eleva la templabilidad y se reduce la soldabilidad proporcionando una unión frágil o para formar carburos complejos con los elementos aleantes del metal base.

**Silicio.** Es un elemento no metálico que se agrega durante la fabricación del acero como desoxidante. La soldadura con contenido de silicio incrementa la resistencia mecánica de la soldadura reduciendo su ductilidad, aumentando la tendencia al agrietamiento. Aceros aleados con cantidades considerables de silicio son soldados satisfactoriamente por soldadura oxiacetilénica o por arco eléctrico.

**Manganeso.** Elemento metálico duro y frágil, se oxida como el hierro, no es magnético. El manganeso actúa como desoxidante y al combinarse con el azufre previene el agrietamiento a elevadas temperaturas. Aceros con contenidos de carbono superiores al 20% se pueden endurecer al agregar manganeso para formar martensita. La presencia del manganeso en el acero mejora la soldabilidad y constituye un elemento importante en los electrodos y varillas de aporte por sus reacciones favorables con el metal líquido.

**Azufre.** Se agrega al acero al carbono para mejorar su maquinabilidad. Los aceros al carbono a los que se ha agregado azufre con este propósito se conocen como aceros de maquinado libre. Estos aceros tienen tendencia a ser quebradizos en caliente. Por esta razón, el depósito de soldadura tiende a agrietarse, al no tener la suficiente resistencia para soportar los esfuerzos de contracción durante la solidificación de soldaduras. El contenido de azufre se

mantiene por debajo del 0.05%. Se adiciona manganeso para eliminar de manera parcial el azúfre, formando sulfuros de manganeso (MnS).

**Fósforo.** Usualmente el contenido de fósforo se mantiene por debajo del 0.04%, debido a que tiende a segregar y reducir la ductilidad del acero cuando aumenta el contenido de fósforo. La soldadura de aceros es satisfactoria si el contenido de fósforo no excede el 0.15%.

**Cromo.** Es un elemento endurecedor. Es un refinador de grano, por lo que mejora la tenacidad. Aunque el cromo tiende a oxidar, las soldaduras se pueden lograr con contenidos de cromo de hasta 30%.

**Aluminio.** Desoxidante y refinador de grano. La austenita es refinada cuando el aluminio es utilizado como elemento aleante, debido a que retarda el crecimiento de grano. El soldador puede encontrar una escoria difícil de fundir lo cual provoca porosidades en aceros con alto contenido de aluminio. Aceros con contenidos de aluminio de hasta el 0.2% pueden ser soldados satisfactoriamente con electrodos de celulosa.

**Molibdeno.** Es un desoxidante y ayuda a prevenir inclusiones de sulfuro de hierro. En los aceros aleados la concentración del molibdeno no debe ser mayor del 0.35% ya que aumenta la templabilidad del acero disminuyendo su soldabilidad.



## 2.6 Carbono equivalente

Es una expresión que describe la tendencia de los aceros a endurecerse o fisurarse. La idea es convertir el porcentaje de los elementos de aleación diferentes al carbono en su equivalente en carbono. Este concepto es ampliamente utilizado en soldaduras para determinar la soldabilidad de un acero, es decir el grado de endurecimiento y su susceptibilidad al agrietamiento. La siguiente fórmula que determina el carbono equivalente de un acero, fue propuesta por Dearden y O'Neill y posteriormente aceptada por el instituto internacional de soldadura (IIW, International Institute of Welding) [31]:

$$IIW > 0.18\% C$$

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad (1)$$

La fórmula anterior es utilizada para aceros cuyo contenido de carbono es igual o superior a 0.18 % de carbono en peso. La soldabilidad de los aceros según la fórmula internacional se describe en la Tabla IV.

Tabla IV. Soldabilidad de los aceros para diferentes valores de  $C_{eq}$  (IIW) [26,27].

<b>Carbono equivalente <math>C_{eq}</math> (IIW)</b>	<b>Soldabilidad</b>
0.35 o menor	Excelente
0.36-0.40	Muy buena
0.41-0.45	Buena
0.46-0.50	Razonable
Mayor a 0.50	Pobre

Para aceros de menor contenido de carbono se utiliza el parámetro crítico ( $P_{cm}$ , parameter of crack measurement) propuesto por Ito y Bessyo [31].

$$Ito \text{ y Bessyo } < 0.18 \% C$$

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (2)$$

## 2.7 Procesos de soldadura por arco eléctrico

La American Welding society (AWS, sociedad Americana de soldadura), define a la soldadura como una coalescencia localizada de metales o no metales producida por el calentamiento de materiales a la temperatura de soldadura, con o sin la aplicación de presión y con o sin el uso de un material de aporte [4].

**Soldadura por arco.** Es un grupo de procesos de soldadura que producen la coalescencia de piezas llevándolas a la fusión mediante un arco. Los procesos son utilizados con o sin la aplicación de presión y con o sin un material de aporte. Del diagrama maestro de los procesos de soldadura de la AWS, a continuación se presentan los procesos de soldadura por arco más relevantes [4,12]:

**CAW (Carbon Arc Welding).** Proceso de soldadura que emplea un arco entre un electrodo de carbón y la piscina de soldadura. Se utiliza con o sin protección del arco y no aplica presión. Es la primera técnica de soldadura moderna.

**GTAW (Gas Tungsten Arc Welding).** También conocido como TIG, con tungsteno o gas inerte. Emplea un arco entre un electrodo de tungsteno no consumible y la piscina de soldadura. Utiliza un gas de protección y no aplica presión.

**GMAW (Gas Metal Arc Welding).** Proceso de soldadura por arco que emplea un arco entre un electrodo continuo de metal de aporte y la piscina de soldadura. La protección del arco se lleva a cabo mediante un gas que es suministrado de manera externa y el proceso no utiliza presión.

**PAW (Plasma Arc Welding).** Emplea un arco restringido entre un electrodo no consumible y la piscina de soldadura. La protección se obtiene de un gas ionizado que proviene de la torcha, la cuál puede ser complementada por una fuente auxiliar de gas de protección. Este proceso no utiliza presión.

**SMAW (Shielded Metal Arc Welding).** Arco metálico protegido, es un proceso de soldadura por arco que establece un arco entre un electrodo recubierto y la

piscina de soldadura. El proceso no aplica presión y el electrodo proporciona metal de aporte. El recubrimiento desempeña las siguientes funciones:

1. Creación de una atmósfera inerte que protege al metal fundido del contacto del oxígeno con el nitrógeno (u otros contaminantes) del aire.
2. La adición de desoxidantes o limpiadores para refinar la estructura granular del metal de la soldadura.
3. Provee de estabilizadores del arco eléctrico que ayudan a mantener estable el arco. El arco es un gas iónico (plasma) que conduce la corriente eléctrica. Los estabilizadores del arco son compuestos que se descomponen fácilmente en iones en el arco, por ejemplo el oxalato de potasio y el carbonato de litio incrementan la conductividad eléctrica del arco y ayudan al arco a conducir la corriente eléctrica de manera más suave.
4. Provee de elementos de aleación y/o de polvos metálicos a la piscina de soldadura que ayudan a controlar la composición del metal de soldadura o aumentar la tasa de deposición.

Los electrodos empleados en soldadura manual se presentan en la Tabla V. Consisten en un alambre sólido cuya composición típica es de 0.2% C, 0.5% Mn, 0.02% Si. El recubrimiento de los electrodos consiste en diferentes tipos de polvos compactados (rutilo, celulósico, básico y ácido) que dependen de las propiedades requeridas.

Tabla V. Recubrimientos de electrodo [12].

Tipo	Contenido	Comentarios
Celulósicos	20-60% rutilo, 10-20% celulosa, 15-30% cuarzo, 0-15% carbonatos, 5-10% ferro-manganeso	La celulosa promueve la protección de gas en la región del arco. El hidrógeno aumenta el calor en la soldadura. Alto contenido de hidrógeno (30-100ppm). Buena penetración y elevada velocidad de enfriamiento de soldadura
Rutilo	40-60% rutilo, 15-20% cuarzo, 0-15% carbonatos, 10-14% ferromanganeso, 0-5% orgánicos	Contenido de hidrógeno de 15-20ppm. Alto contenido de inclusiones.
Ácidos	Mineral de hierro y manganeso, cuarzo, silicatos complejos, carbonatos, ferromanganeso	Elevado contenido de hidrógeno. Alto contenido de escoria en la soldadura
Básicos	20-50% carbonato de calcio, 20-40% fluorita, 0-5% cuarzo, 0-10% rutilo, 5-10% ferroaleaciones	Bajos niveles de hidrógeno ( $\leq 10$ ppm). Los electrodos deben de mantenerse secos. Bajo contenido de inclusiones en el depósito de soldadura.

La Figura 1, muestra la zona de fusión del proceso de soldadura por arco metálico protegido. El proceso inicia cuando la punta del electrodo hace contacto con la pieza de trabajo y a continuación, se retira ligeramente formando el arco eléctrico que suministra el calor necesario que funde el material base y el electrodo para lograr la coalescencia. El tipo de transferencia de la punta del electrodo a la pieza de trabajo es en forma de glóbulos.

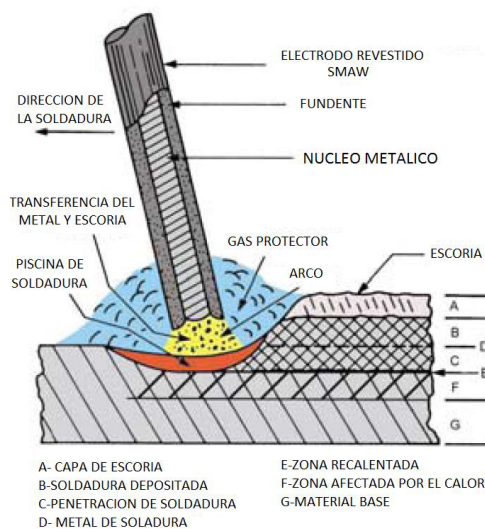


Figura 1. Zona de fusión del proceso SMAW [16].

**SAW (Submerged Arc Welding).** La soldadura por arco sumergido o en inglés Submerged Arc Welding (SAW), es un proceso que funde y une metales calentándolos mediante un arco eléctrico establecido entre un electrodo metálico desnudo y los metales. El arco y el metal líquido son protegidos del medio ambiente por la escoria fundida y un fundente granular llamado flux, es por esta razón que no requiere de un gas protector. El flux es suministrado desde una tolva la cual viaja con la torcha. Lo anterior lo podemos observar en la Figura 2 [30].

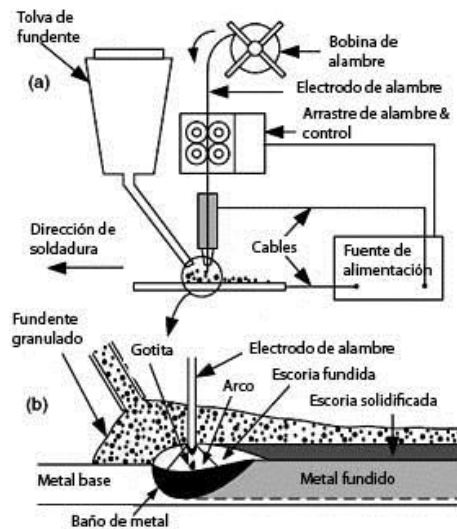


Figura 2. Soldadura por arco sumergido. a) Proceso general, b) área de soldadura ampliada [30].

La acción protectora y refinadora de la escoria ayuda a producir soldaduras limpias en el proceso por arco sumergido. Como el arco está sumergido o aislado de la atmósfera, las salpicaduras y pérdidas de calor son eliminadas aun utilizando corrientes elevadas. Elementos de aleación y polvos metálicos pueden ser agregados al flux granular para controlar la composición del metal de soldadura e incrementar la tasa de deposición. Se pueden usar 2 o más electrodos en tándem para aumentar aún más la tasa de deposición. Gracias a su alta tasa de deposición, se pueden soldar piezas de mayor espesor que aquellas usadas por procesos como GTAW y GMAW. Sin embargo, los volúmenes relativamente grandes de escoria fundida y metal líquido, limitan con

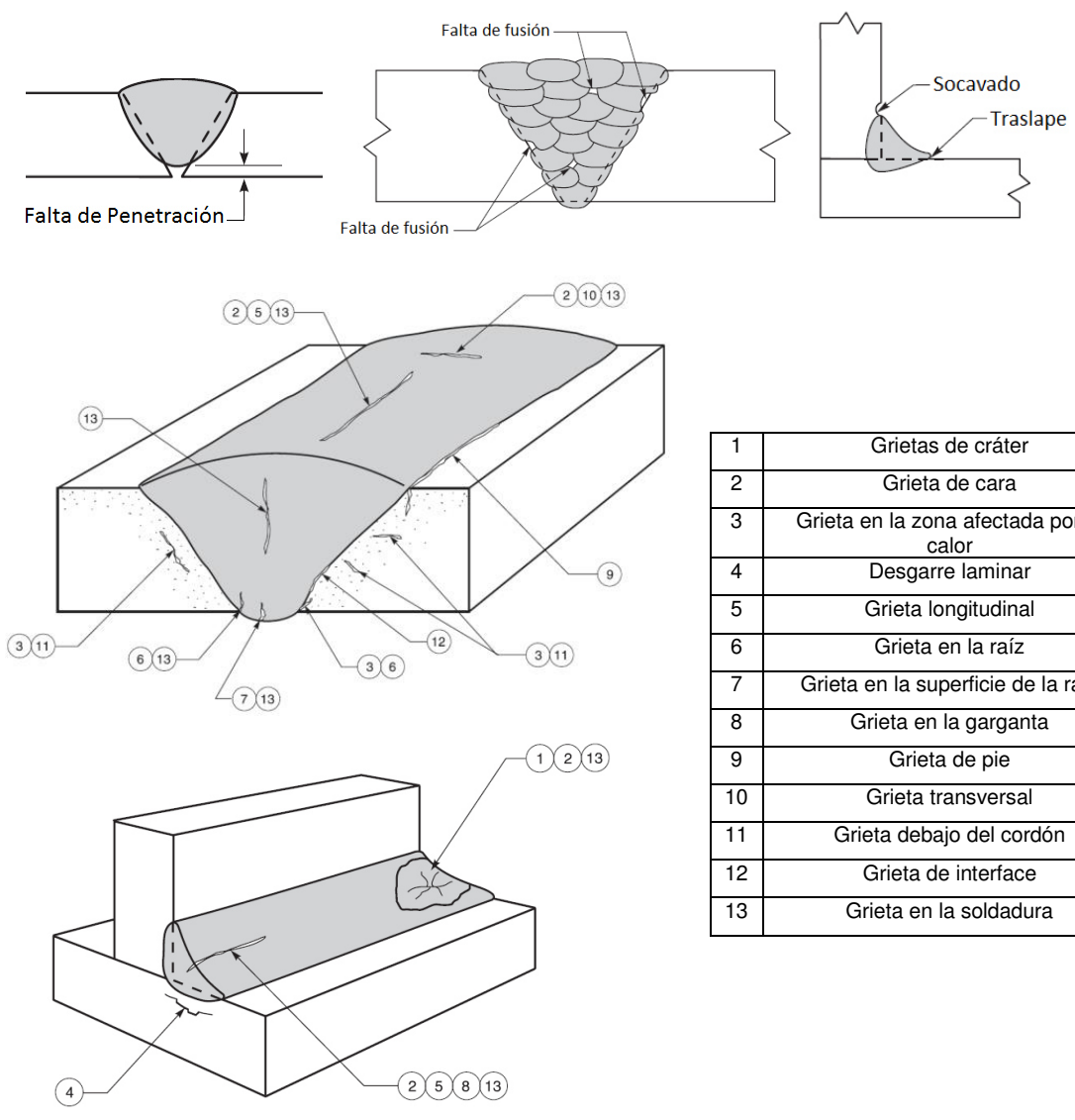
frecuencia al arco sumergido a posiciones planas y soldaduras circunferenciales (tuberías). El calor de entrada relativamente elevado empleado en este proceso puede reducir la calidad de la soldadura e incrementar las distorsiones [16, 30].

## **2.8 Defectos y discontinuidades**

La razón principal del rechazo o fallas en soldaduras es la presencia de defectos o discontinuidades que se producen en la unión soldada. Las discontinuidades son una falta de homogeneidad en las características mecánicas, metalúrgicas o físicas de la soldadura. Una discontinuidad no necesariamente es un defecto. Un defecto es una discontinuidad o discontinuidades que no cumplen con los criterios de aceptación de un estándar o especificación [4].

Las discontinuidades se pueden producir al no contar con los parámetros adecuados o por errores operacionales. Lo más importante es determinar si su presencia afectara o no el desempeño de la soldadura en servicio. Existen normas como las API (American Petroleum Institute), AWS (American Welding Society) y ASME (American Society of Mechanical Engineers) que podemos utilizar para su evaluación [4].

El agrietamiento es el defecto más severo en el acero y uniones por soldadura. Las grietas pueden ser clasificadas como en caliente o frías. Las grietas en caliente se desarrollan a elevadas temperaturas. Comúnmente se forman durante la solidificación del metal de soldadura. Mientras que el agrietamiento en frío se presenta posterior a la solidificación de una soldadura por fusión como resultado de los esfuerzos. El agrietamiento en frío es asociado con la fragilización por hidrógeno. Las grietas pueden ser longitudinales o transversales a la línea de soldadura. La Figura 3 muestra las discontinuidades en soldaduras y la Tabla VI los efectos que pueden tener en el desempeño de la unión así como las posibles soluciones [4,10,11].



1	Grietas de cráter
2	Grieta de cara
3	Grieta en la zona afectada por el calor
4	Desgarre laminar
5	Grieta longitudinal
6	Grieta en la raíz
7	Grieta en la superficie de la raíz
8	Grieta en la garganta
9	Grieta de pie
10	Grieta transversal
11	Grieta debajo del cordón
12	Grieta de interface
13	Grieta en la soldadura

Figura 3. Discontinuidades y defectos en soldaduras [4].

Tabla VI. Efectos de los defectos de soldaduras [11].

Defecto	Posibles Efectos	Solución
Falta de penetración	Reduce resistencia mecánica	Es necesario la remoción completa
Falta de fusión	Reduce la resistencia a la fatiga e impactos	Remover y volver a soldar
Socavados	Reduce la resistencia a la fatiga	Agregar soldadura
Traslape	Reduce la resistencia a la fatiga	Remover por abrasión
Incrustación de escoria	Las inclusiones irregulares pueden reducir la resistencia y actuar como sitios para iniciar la fractura frágil	Limpiar y volver a soldar
Porosidad	Una elevada concentración de poros reduce el área de carga y actúa como concentrador de esfuerzos	Un exceso de poros requiere remover y volver a soldar
Tamaño y perfil incorrecto de soldadura	La resistencia a cargas estáticas y en fatiga puede ser afectada,	Volver a soldar si es necesario
Pobre acabado superficial	Actúa como concentrador de esfuerzos y afecta la resistencia a la fatiga	Remover por abrasión y si es necesario volver a soldar
Agrietamiento en soldadura o zona afectada	Se pueden propagar hasta llegar a la fractura frágil	Remover por abrasión y volver a soldar



### 2.8.1 Agrietamiento en caliente

El agrietamiento en caliente ocurre cuando el metal de soldadura ha solidificado casi por completo, es decir, cuando la fracción sólida es aproximadamente igual a 1. Entonces, las películas líquidas formadas por compuestos de bajo punto de fusión ubicadas en los bordes de granos son separadas por los esfuerzos de tracción. Esta separación provoca el agrietamiento en caliente cuya superficie presenta una morfología dendrítica que se puede apreciar en la Figura 4A. La Figura 4B muestra otro ejemplo de agrietamiento en caliente en el metal de soldadura de una aleación base níquel. El agrietamiento es intergranular y/o interdendrítico. [30]

Los esfuerzos de tracción anteriormente mencionados se generan debido al gradiente térmico provocado por el proceso de soldadura que a su vez provocan contracciones térmicas desiguales durante la solidificación del metal de soldadura. [30]

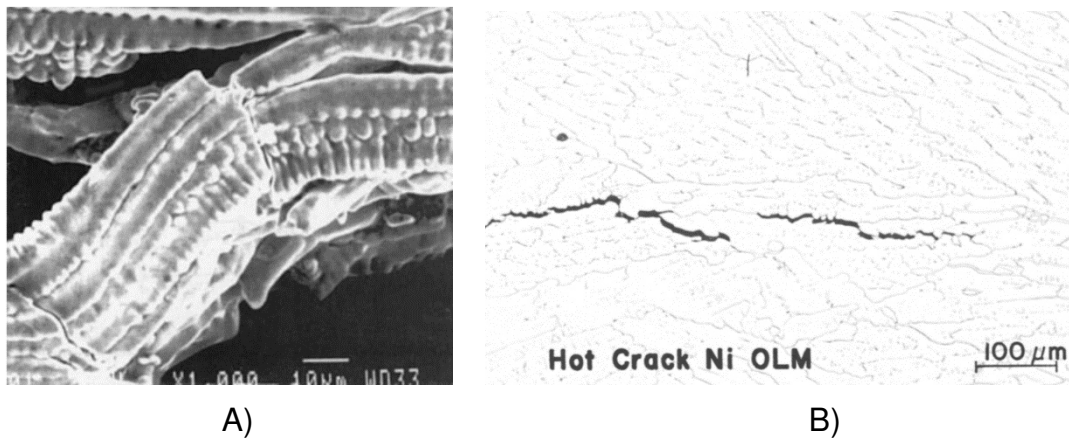


Figura 4. A) Superficie de fractura de soldadura de acero inoxidable 308. B) Agrietamiento en caliente de aleación base níquel [10,30].

### 2.8.1.1 Factores metalúrgicos del agrietamiento en caliente

- **Rango de solidificación.** El rango de solidificación es la temperatura en la cual el metal de soldadura comienza a solidificarse y la temperatura en la cual está completamente en estado sólido. A mayor rango de solidificación, mayor es el área susceptible al agrietamiento en caliente. Impurezas como el azufre (S) y el fósforo (P) tienden a formar compuestos de bajo punto de fusión que segregan en los bordes de grano que en consecuencia amplían el rango de solidificación. El rango de solidificación también se puede ampliar por reacciones eutécticas que se forman cuando la soldadura ha solidificado casi por completo. La Figura 5A. muestra el efecto de diferentes elementos en el rango de solidificación. También se puede observar en la Figura 5B. que la longitud máxima de la grieta generada en un ensayo de susceptibilidad a la fisuración, se incrementa al ampliar el rango de solidificación [30].

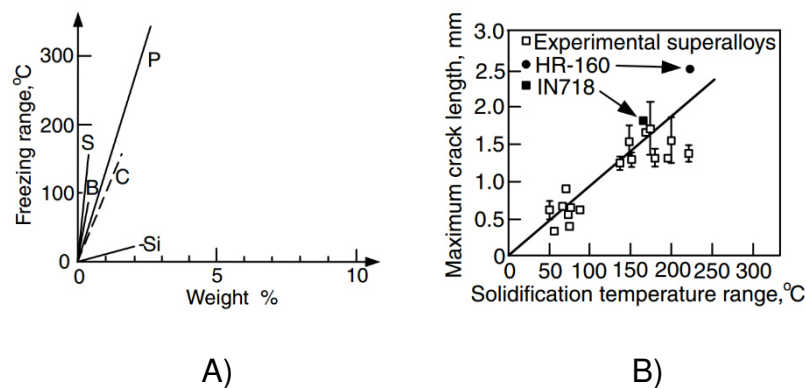


Figura 5. A) Efectos de elementos de aleación en el rango de solidificación de aceros al carbono y de baja aleación. B) Longitud máxima de la grieta en función del Rango de solidificación [30].

- **Cantidad y distribución del líquido.** Si hay suficiente cantidad y distribución de líquido en el borde grano, cualquier grieta que se forme durante la solidificación puede ser curada o sanada. La Figura 6 muestra soldaduras de aluminio con 3 diferentes cantidades de cobre, que se explica a continuación [30]:

- Figura 6A. Aleación de aluminio 1100 soldada mediante el proceso GMAW con consumible 1100. No se observa agrietamiento. Debido a la baja cantidad de cobre la posibilidad de que se generen reacciones eutécticas es baja o nula por lo que esta condición no es susceptible al agrietamiento en caliente.
- Figura 6B. Aleación de aluminio 2219 soldada mediante el proceso GMAW con consumible 1100. Se observa agrietamiento con un 4% de cobre (Cu). En esta condición se forman películas líquidas finas en los bordes de granos que en combinación con los esfuerzos de tracción dan lugar al agrietamiento. No hay suficiente cantidad de líquido para curar o sanar la grieta.
- Figura 6C. Aleación de aluminio 2219 soldada mediante el proceso GMAW con consumible 2319. Con 8% de cobre (Cu) se forma suficiente cantidad de líquido eutéctico para sanar o curar el agrietamiento. Una estructura fina dendrítica equiaxida con abundante cantidad de líquido entre los granos tiene menor rigidez, por lo tanto es menos susceptible al agrietamiento.

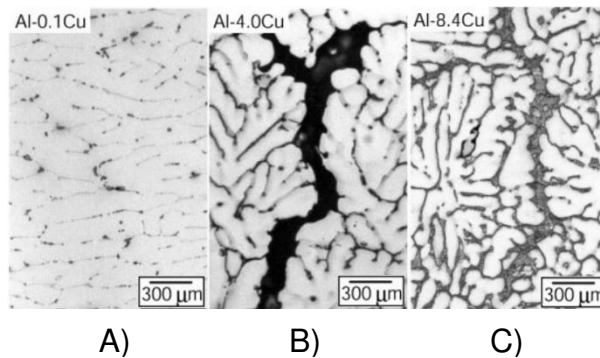


Figura 6. Soldaduras de aluminio con 3 diferentes cantidades de cobre (Cu): A) 0.1% Cu; B) 4% Cu, C) 8% Cu [30].

- **Ductilidad de la soldadura durante la solidificación.** Entre menos dúctil es la soldadura durante la solidificación, mayor es la susceptibilidad al agrietamiento en caliente.

- Primera fase en solidificar.** Se sabe que en aceros inoxidables austeníticos cuando el metal de soldadura solidifica inicialmente con la fase ferrita es menos susceptible a la fisuración que en la fase austenita. Al aumentar la relación de  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  se promueve la solidificación de la fase ferrítica reduciendo el agrietamiento, esto se apreciar en la Figura 7 en donde [30]:

$$Cr_{eq} = Cr + 1.37Mo + 1.5Si + 2Nb + 3Ti \text{ y } Ni_{eq} = Ni + 0.3Mn + 22C + 14.2N + Cu. \quad (3)$$

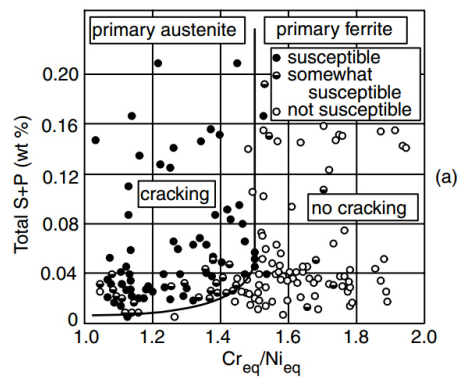


Figura 7. Susceptibilidad a la fisuración de aceros inoxidables austeníticos de soldaduras por arco eléctrico [30].

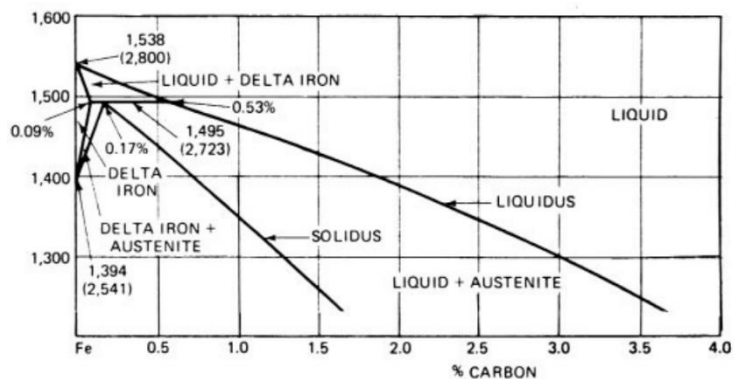


Figura 8. Diagrama hierro carbono [30].

La fase primaria en solidificar también puede incrementar la susceptibilidad al agrietamiento en caliente en los aceros al carbono. De acuerdo al diagrama de fase hierro-carbono de la Figura 8, cuando el contenido de carbono es mayor a

0.53, la austenita se convierte en la primera fase en solidificar y el agrietamiento en caliente es más probable de que ocurra. Entre más amplio sea el rango de solidificación a mayor contenido de carbono aumenta la probabilidad de que el agrietamiento en caliente ocurra [30].

- **Estructura granular.** Los granos equiaxiados de tamaño fino se deforman y reacomodan las contracciones más fácilmente que los granos columnares de tamaño grueso, por lo que son más dúctiles y menos susceptibles al agrietamiento en caliente [30].

### 2.8.1.2 Factores mecánicos

- **Esfuerzos.** Para que ocurra el agrietamiento es necesario la presencia de los esfuerzos durante la solidificación de la soldadura. Estos esfuerzos se producen debido a contracciones térmicas o contracciones por solidificación o ambas [30].
- **Grado de restricción.** Para un mismo material y diseño de la unión, si se aumenta el grado de restricción de la pieza de trabajo, mayor es la susceptibilidad al agrietamiento en caliente. La Figura 9 muestra el efecto del grado de restricción sobre la pieza de trabajo en la susceptibilidad al agrietamiento en caliente. El agrietamiento se presentó en el segundo cordón de soldadura depositado (lado izquierdo) en una unión en “T” debido a que el grado de restricción aumentó significativamente después de que el primer cordón de soldadura fue depositado (lado derecho) [30].

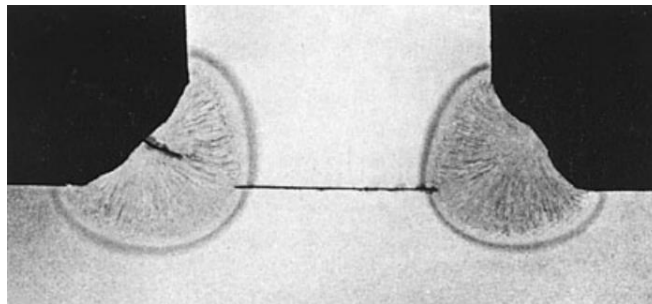


Figura 9. Agrietamiento en caliente en una unión en “T” [30].

## 2.9 Solidificación de soldaduras

La transformación del metal de soldadura fundido desde el estado líquido al sólido se llama solidificación y ocurre debido a la pérdida de calor del baño de fusión. Los granos de la zona afectada por el calor que se encuentran en la interfase sólido-líquido sirven como sustrato para la solidificación de la soldadura. Existen ciertas direcciones cristalográficas en las que el metal crece rápidamente. Por lo tanto, los granos mejores orientados crecen distancias considerables, mientras que el crecimiento de los granos que se orientan de manera menos favorable es bloqueado por los granos de más rápido crecimiento. Por esta razón, la soldadura presenta una macroestructura columnar con granos alargados y paralelos a la dirección del flujo de calor. Esta estructura es un resultado natural de la influencia de los cristales con orientaciones favorables, dada la naturaleza competitiva del crecimiento de los granos durante la solidificación. Dependiendo de la composición y la velocidad de solidificación, la soldadura solidifica de manera celular o dendrítica, estos modos de crecimiento se ilustran en la Figura 10 [18,32].

Para la mayoría de los metales comerciales la solidificación del metal de soldadura implica la microsegregación de los elementos residuales de aleación. Esto se relaciona con la formación de dendritas. Una dendrita es una característica estructural que presenta la interfaz sólido-líquido durante la solidificación, como se puede observar en la Figura 10 [18,32].

Cuando las primeras dendritas solidifican, los solutos que son más solubles en el líquido son expulsados por el material sólido y se difunde en el líquido restante, reduciendo el punto de fusión. Mientras el soluto se concentra cerca de la interface sólido-líquido, el crecimiento de los cristales es detenido en esa dirección. Entonces los granos crecen lateralmente produciendo los característicos brazos dendríticos. Las dendritas pueden crecer de manera simultánea en el líquido a partir de un simple grano durante la solidificación. Cada una de esas dendritas tiene la misma orientación y son parte del mismo grano. Existe una matriz rica en soluto entre las dendritas en la estructura final

(Figura 10). El metal de soldadura muestra una estructura grosera a bajas magnificaciones debido a que sólo la estructura granular es visible. A mayor magnificación una fina estructura dendrítica es observada [18, 32].

El espacio interdendrítico es una medida de la segregación de los elementos de aleación. El espacio es definido por la tasa de solidificación. A mayor velocidad de solidificación, habrá menor espacio interdendrítico. La tendencia general es que el tamaño de grano del metal de soldadura se incrementa con el calor de entrada, sin embargo no existe una relación fija. El tamaño de grano puede ser influenciado por agentes nucleantes, vibración u otras variables de proceso, mientras que el espacio interdendrítico es exclusivamente una función de la velocidad de solidificación, la cual es controlada por el calor de entrada [18,32].

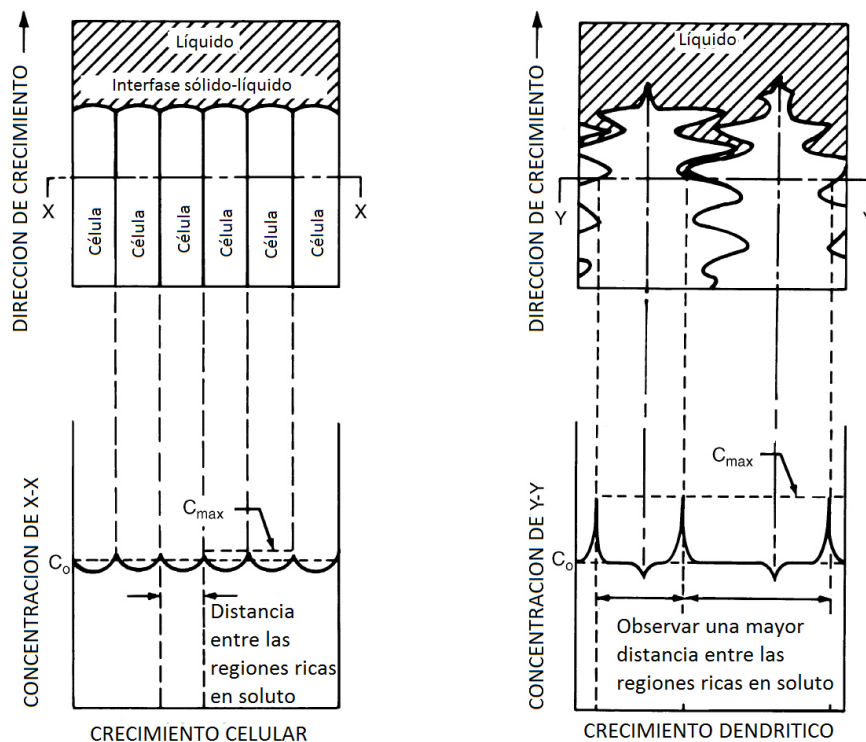


Figura 10. Distribución del soluto para el crecimiento celular y dendrítico [18].

## **2.10 Esfuerzos residuales**

Los esfuerzos residuales son aquellos que están presentes en componentes de ingeniería en ausencia de cargas externas y estos son generados por cambios volumétricos no uniformes. Sin embargo, los valores máximos de esfuerzos residuales no son mayores al límite elástico del metal ya que los esfuerzos superiores al límite elástico son acomodados mediante la distorsión de componentes. Los esfuerzos residuales pueden ser de tensión o de compresión dependiendo de la localización en el componente y el tipo de cambio volumétrico no uniforme generado por los gradientes de calentamiento y enfriamiento como los observados en soldaduras, tratamientos térmicos, etc [1,30].

### **2.10.1 Tipos de esfuerzos residuales**

Dependiendo de la escala de los esfuerzos residuales, estos pueden clasificarse de la siguiente manera [1]:

Tipo I. Ocurren a nivel macroscópico abarcando largas distancias. Se pueden producir al deformar plásticamente una barra al flexionarla o por los gradientes térmicos en soldaduras y tratamientos térmicos, como se mencionó anteriormente. Este tipo de esfuerzos son los calculados en programas de elemento finito.

Tipo II. Ocurren a nivel microscópico y varían a nivel granular. Se presentan en materiales policristalinos debido a la diferencia de propiedades elásticas y térmicas entre granos vecinos.

Tipo III. Se presentan a nivel atómico. Ocurren en el interior de un grano debido a la presencia de dislocaciones u otros defectos cristalinos.



## 2.10.2 Esfuerzos residuales en soldaduras

Los esfuerzos residuales en uniones soldadas son primeramente desarrollados debido a la diferencia de ciclos térmicos de soldadura (calentamiento, temperatura máxima, enfriamiento) que experimenta el metal de soldadura y la zona afectada por el calor. El tipo y la magnitud de los esfuerzos residuales varían en cada etapa del ciclo térmico de soldadura. Durante el calentamiento los esfuerzos compresivos son desarrollados en la región del material base que es calentado por la zona fundida debido a la expansión térmica y esta expansión es restringida por el material base adyacente de menor temperatura. Después de alcanzar un valor máximo de esfuerzo compresivo, este se reduce de manera gradual debido al ablandamiento del metal que es calentado. Los esfuerzos residuales compresivos cerca de las superficies de contacto se reducen a cero cuando inicia la fusión. Durante el enfriamiento el metal comienza a contraerse desarrollando esfuerzos residuales de tensión y la magnitud de estos esfuerzos continúan incrementándose hasta alcanzar la temperatura ambiente. [3,30]

Para comprender el desarrollo de los esfuerzos residuales en soldaduras, a continuación se explica el sistema empleado por Koichi Masubuchi. La Figura 11 muestra 3 barras metálicas de la misma longitud unidas por 2 bloques rígidos. Inicialmente las barras están a la temperatura ambiente, entonces la barra central es calentada hasta el punto "B" (340°F). Su expansión es restringida por las barras laterales y en consecuencia se producen esfuerzos residuales compresivos alcanzando el esfuerzo de cedencia del material. Al continuar calentándose por encima de "B" el esfuerzo en la barra central es limitado por el esfuerzo de cedencia el cual se reduce al aumentar la temperatura, como se ilustra en la curva BC. La barra central termina de calentarse en el punto C (1100°F). Entonces comienza a enfriarse y contraerse. Debido a esto, los esfuerzos de compresión disminuyen rápidamente y cambian a esfuerzos de tensión que aumentan a medida que disminuye la temperatura hasta alcanzar el esfuerzo de cedencia en tensión en el punto "D". La barra central continua enfriándose manteniendo el mismo valor de esfuerzo

de cedencia de tensión hasta lograr la temperatura ambiente (curva DE). Para satisfacer las condiciones de equilibrio las barras laterales estarán en compresión y su valor será la mitad de la tensión residual de la barra central. Si calentamos la barra central a una temperatura que se encuentra entre los puntos B y C, y enfriamos hasta la temperatura ambiente, se producirán esfuerzos residuales compresivos igual al límite de fluencia del material (curva B'E) [3,30].

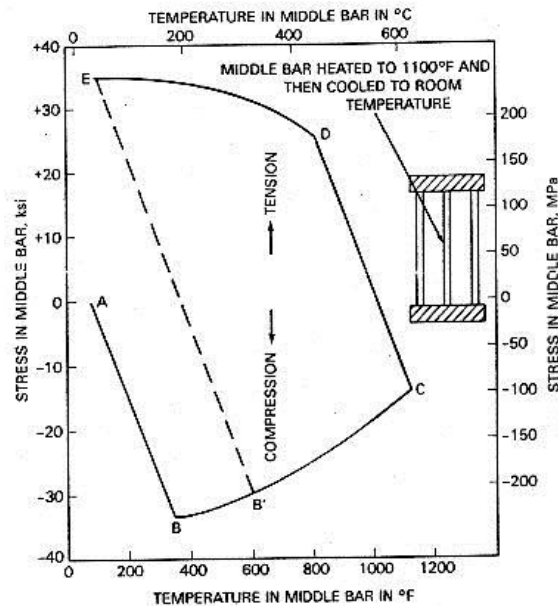


Figura 11. Esfuerzos térmicamente inducidos [3].

Cuando se unen dos o más piezas mediante un cordón de soldadura ocurren fenómenos similares a los explicados mediante el clásico sistema de las tres barras, donde coincide el cordón con la barra central y el metal base con las barras laterales. El curso de los acontecimientos térmicos y movimientos de expansión contracción se puede dividir en 4 secciones lo cual Koichi Masubushi analiza, según la Figura 12 [3,30].

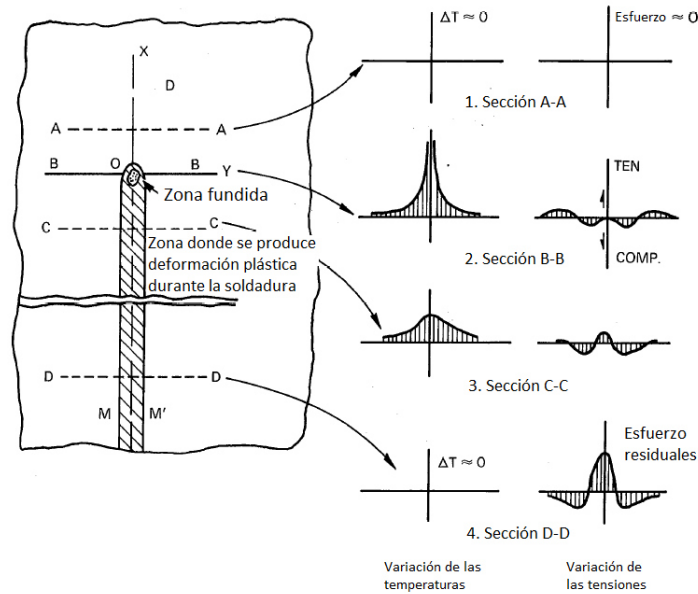


Figura 12. Distribución de esfuerzos y temperatura [3].

La sección A-A no es afectada por el calor y por lo tanto se encuentra libre de tensiones residuales [3,30].

La sección B-B alcanza la máxima temperatura en el centro del arco elevando la temperatura de las zonas adyacentes. Los esfuerzos longitudinales a la dirección de la soldadura que son producidos por este cambio de temperatura, son aproximadamente igual a cero cerca de la zona fundida debido a que esta no ofrece resistencia mecánica. A medida que nos alejamos de la zona fundida aparecen esfuerzos residuales compresivos debido a que la expansión de estas áreas son restringidas por las áreas de menor temperatura. En las áreas más alejadas y frías se producen esfuerzos de tensión los cuáles mantienen el equilibrio de la pieza [3,30].

A lo largo de la sección C-C la soldadura y el metal base se estarán enfriando y contrayéndose, desarrollando esfuerzos de tensión. Estos esfuerzos son equilibrados por el material base de menor temperatura [3,30].

En la sección D-D la soldadura y el metal base se habrá enfriado y la contracción es mayor produciendo la distribución de esfuerzos residuales de la pieza. Los esfuerzos residuales cerca del metal de soldadura son de tensión mientras que en el metal más alejado son de compresión [3,30].

## **2.11 Simulación numérica con la plataforma Sysweld**

Para el análisis de los procesos de soldadura, modelos termo-elasto-plásticos de elemento finito son empleados. El software comercial utilizado en el presente proyecto es el “SYSWELD”, el cuál realiza cálculos térmicos, metalúrgicos, y cálculos mecánicos que dependen no sólo de la historia térmica sino también de la historia metalúrgica de los elementos. El presente software simula los procesos de soldadura por arco ampliamente usados como SAW, SMAW, TIG y procesos como láser, electron beam y por puntos. Los resultados que podemos analizar en sysweld son: distorsiones, esfuerzos, dureza, deformaciones, tensiones residuales, durante la aplicación de la soldadura y al término. La vida a la fatiga también puede ser calculada. Gracias a esto podemos optimizar el proceso minimizando costos y aumentando la calidad de la unión.

### **2.11.1 Modelación de procesos de soldadura**

Los fenómenos físicos que se desarrollan durante una soldadura involucran aquellos que interactúan con la piscina de soldadura, solidificación, evolución de la microestructura en la zona afectada por el calor, transferencia de calor, fenómenos eléctricos-térmicos-mecánicos, etc. Algunas interacciones físicas se pueden observar en la Figura 13. En la modelación numérica de soldaduras los fenómenos producidos por la complejidad del arco eléctrico y la piscina de soldadura generalmente no son considerados por lo que se recurre a la implementación de modelos de fuentes de calor pragmáticas. [33]

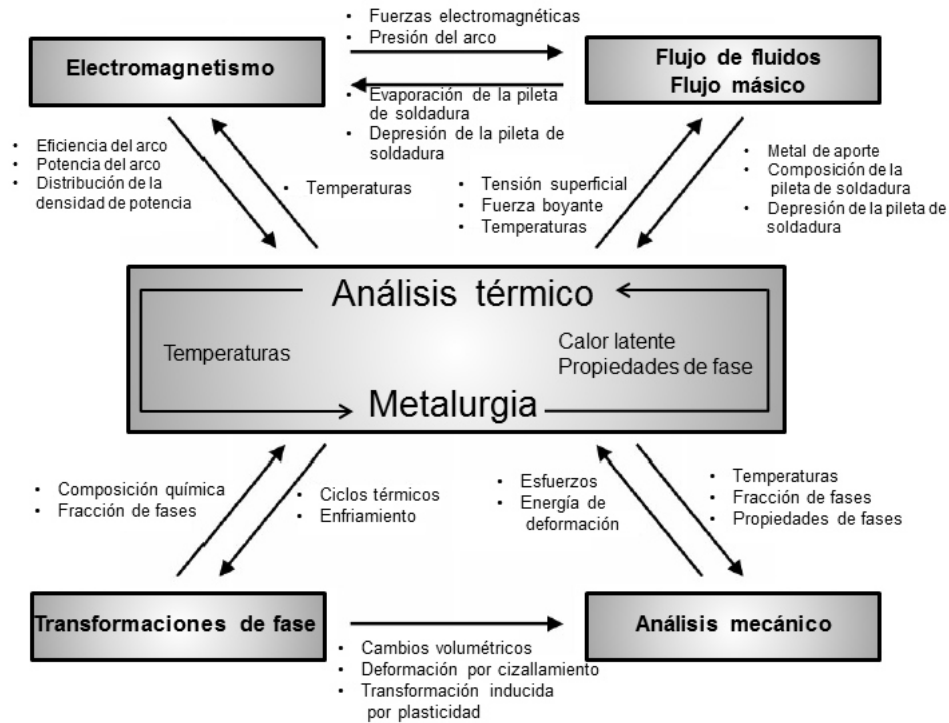


Figura 13. Fenómenos presentes en la soldadura [33].

Con el desarrollo de los sistemas de cómputo, la modelación numérica y en especial el análisis de elemento finito permiten obtener excelentes resultados para satisfacer problemas de ingeniería. [33]

### 2.11.2 Modelo térmico

En el presente proyecto se utilizó la fuente de calor doble elipsoidal de Goldak (Figura 14), la cual es ampliamente usada para describir procesos de soldadura por arco eléctrico. Es una combinación de 2 elipsoides, en donde la mitad delantera está constituida por el cuadrante de una elipse y la mitad trasera por el cuadrante de otra. Este modelo asume una distribución Gaussiana del flujo de calor a lo largo del eje longitudinal. Hasta el momento, este modelo ofrece la mejor descripción de la situación real de los procesos de soldadura por arco y se describe mediante 2 ecuaciones de forma individual para cada elipsoide. [34]

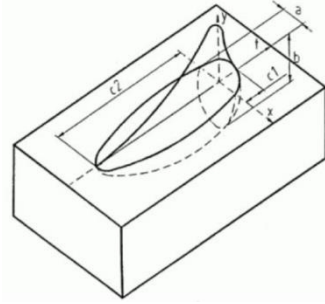


Figura 14. Modelo de la fuente de calor de Goldak y Akhlaghi [34,44].

$$q_f(x, y, z, t) = \frac{6\sqrt{3}Qf_f}{abc_1\pi\sqrt{\pi}} e^{-\left(\frac{3x^2}{a^2} + \frac{3y^2}{b^2} + \frac{3[z+v_w(\tau+t)]^2}{c^2}\right)} \quad (4)$$

$$q_r(x, y, z, t) = \frac{6\sqrt{3}Qf_r}{abc_2\pi\sqrt{\pi}} e^{-\left(\frac{3x^2}{a^2} + \frac{3y^2}{b^2} + \frac{3[z+v_w(\tau+t)]^2}{c^2}\right)} \quad (5)$$

En donde:

- $q_f$  y  $q_r$  son el flujo de calor delantero y trasero o tasa interna de generación de calor ( $\frac{w}{m^3}$ ).
- $v_w$ : velocidad de la soldadura ( $\frac{m}{s}$ ).
- $\tau$ : factor de retraso necesario para ubicar la fuente de calor en el tiempo  $t=0$ .
- $Q$ : Energía eléctrica del arco en la elipsoide que se transfiere a la pieza a soldar.
- $f_f$ : fracción de calor depositado en el cuadrante delantero de la fuente de calor.
- $f_r$ : fracción de calor depositado en el cuadrante trasero de la fuente de calor.
- $a, b, c_1, c_2$  son parámetros dimensionales de la fuente de calor.

De la ecuación anterior,  $Q$  se define como [34]:

$$Q = \eta VI \quad (6)$$

Donde  $\eta$  es la eficiencia de la fuente de calor,  $V$  es el voltaje e  $I$  la intensidad de corriente del arco.

Los parámetros de soldadura, tales como la velocidad de avance, la intensidad de corriente eléctrica, tienen una influencia significativa en la piscina de soldadura. Una vez que se calcula la fuente de calor en movimiento, el historial térmico puede determinarse con la ecuación 6 para el análisis transitorio de transferencia de calor no lineal en donde “ $y$ ” es la dirección de la soldadura [37]:

$$\frac{d}{dx} \left( k(T) \frac{dT}{dx} \right) + \frac{d}{dy} \left( k(T) \frac{dT}{dy} \right) + \frac{d}{dz} \left( k(T) \frac{dT}{dz} \right) + q_i = \rho c \left( \frac{dT}{dt} + v_w \frac{dT}{dy} \right) \quad (7)$$

En donde:

- $k$  es la conductividad térmica que depende de la temperatura
- $T$  es la temperatura
- $q_i$  es la tasa de generación de calor interna
- $\rho$  es la densidad
- $c$  es la capacidad del calor específica
- $v_w$  es la velocidad de la soldadura

Una vez determinado el historial térmico, es posible calcular la transferencia de energía térmica. Cuando la temperatura del material afectado por el calor es diferente al de los alrededores, la transferencia de calor ocurre hasta alcanzar el equilibrio. La transferencia de calor puede ocurrir de 3 maneras, por conducción, convección y radiación.

La conducción es la transferencia de calor desde una región de alta temperatura a otra de menor temperatura mediante la interacción de moléculas. La transferencia de calor ocurre cuando las moléculas de mayor energía entran en contacto con las de menor energía, que absorben energía y aumentan su temperatura. La conductividad térmica depende de diferentes parámetros como

la temperatura, densidad y la fase del metal. Este tipo de transferencia de calor se describe mediante la ley de Fourier [36]:

$$q_{cond} = -k \frac{\Delta T}{\Delta x} \quad (8)$$

En donde  $q_{cond}$  es el flujo de calor local,  $k$  es la conductividad del material, y  $\Delta T/\Delta x$  es el gradiente de temperatura.

Convección es la transferencia de calor en donde la energía se transporta mediante el movimiento de partículas de un fluido. La convección puede ocurrir mediante un mecanismo de difusión o por un mecanismo de advectivo. El primero de estos mecanismos consiste en la transferencia de energía por el movimiento de un fluido microscópico, mientras que el último consiste en la difusión de energía a través del movimiento molecular aleatorio. La convección se puede expresar con la siguiente ecuación [36]:

$$q_{conv} = -h_c A_s (T_s - T_0) \quad (9)$$

En donde  $q_{conv}$  es la transferencia de calor por convección,  $h_c$  es el coeficiente de calor,  $T_s$  es la temperatura superficial de la soldadura, y  $T_0$  es la temperatura ambiente.

La radiación es la transferencia de calor cuando no hay material presente, se puede describir mediante la siguiente ecuación:

$$q_{rad} = -\varepsilon_0 \sigma_0 (T_s - T_0)^4 \quad (10)$$

En donde  $\varepsilon_0$  es la emisividad,  $\sigma_0$  es la constante de Stefan-Boltzman,  $T_s$  es la temperatura superficial de la soldadura, y  $T_0$  es la temperatura ambiente.



Las propiedades térmicas como el calor específico, conductividad térmica y la densidad, dependen de la temperatura, por lo que es importante considerarlo para la simulación de soldaduras. Las propiedades térmicas también dependen de las fases presentes en el material. Por ejemplo la conductividad térmica de la austenita es diferente a la de la ferrita. Además el campo de temperaturas transiente se ve afectado por el calor latente por lo que hay que considerarlo para cualquier transformación microestructural o fenómenos como la fusión o solidificación del metal de soldadura [34,37,38].

### 2.11.3 Modelo metalúrgico

Para el estudio de las transformaciones térmicas es importante conocer los fenómenos metalúrgicos de una soldadura, como se muestra en la Figura 15.

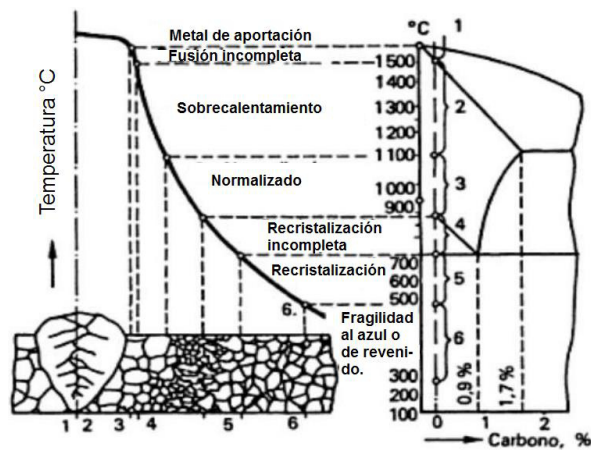


Figura 15. Zona afectada por el calor y diagrama de equilibrio [39].

En general, las transformaciones de fase ocurren en la zona afectada por el calor. El calentamiento hace que el material base se transforme en austenita, posteriormente el material base se enfría y la austenita se transforma en martensita o ferrita-perlita. En la soldadura, las elevadas velocidades de enfriamiento restringen el movimiento de los átomos de carbono, por lo que es más probable la formación de martensita. Sin embargo si el porcentaje de los elementos de aleación es bajo, se formaran fases como la ferrita y cementita. La presencia de martensita afecta las propiedades del material incrementando su dureza pero haciéndolo más frágil. La presencia de granos gruesos y de alta

dureza de martensita en combinación con los esfuerzos residuales hace más susceptible al agrietamiento en la zona afectada por el calor, Figura 16.



Figura 16. Fisuración por hidrógeno [40].

La evolución metalúrgica de un material, que es la evolución de las proporciones de fase, se determina usando los siguiente modelos matemáticos [41,42].

- **Modelo 1.** Leblond (derivado del diagrama de transformación de enfriamiento continuo CCT). Se usa para los procesos que conlleven altas velocidades de enfriamiento, como es el caso de la soldadura. Únicamente requiere el diagrama CCT para la calibración

$$\frac{dP}{dt} = \frac{\bar{P} - P}{TR} \quad (11)$$

- **Modelo 2.** Johnson-Mehl-Avrami (proporciona la proporción de fase P de acuerdo al tiempo para una temperatura dada y se deriva del diagrama de transformación isotérmica IT). Se emplea para tratamientos térmicos con bajas velocidades de enfriamiento y requiere un diagrama IT así como del diagrama CCT.

$$P = \bar{P} \cdot (1 - \exp - (t/TR)^n) \quad (12)$$

Si la temperatura no es constante, se usa la forma derivativa:

$$\frac{dP}{dt} = n \cdot \left( \frac{\bar{P}(\theta) - P}{TR} \right) \cdot \left( \text{Ln} \left( \frac{\bar{P}(\theta)}{\bar{P}(\theta) - P} \right) \right)^{(n-1)/n} \quad (13)$$

Ecuación igual a la ecuación (1) con n=1

Las dos ecuaciones diferenciales caracterizan una transformación metalúrgica, con:

$P$ = proporción de fase a la que se refiere,

$\bar{P}$ = proporción de fase en equilibrio,

$TR$ = "tiempo de retardo".

- **Modelo 3.** Tipo cinético de Koistinen-Mamburger para transformaciones martensíticas. Se usa para la calibración de la transformación martensítica. No es un proceso de difusión controlada y no está bien representada ni por los modelos de Leblond ni de JMA. La transformación metalúrgica que sigue este modelo se define mediante la siguiente ecuación:

$$P(\theta) = 1 - \exp(-KM(MS - \theta)) \text{ para } MS > \theta \text{ (=0 si difiere de esto)}$$

Donde:

$P(\theta)$ = Proporción de martensita

$MS$ = Temperatura de inicio de transformación martensítica

$KM$ = Coeficiente

$\theta$ = Temperatura.

En la ecuación de 2 (modelo 2), el parámetro  $TR$  es función únicamente de la temperatura. En Sysweld se le denomina "TAU".

En las ecuaciones 1 y 3 (modelo 1 y la derivada del modelo 2), existe también un parámetro  $TR$ . Éste depende de la temperatura y de la velocidad de enfriamiento. Está incluido en Sysweld mediante el uso de dos parámetros: TAU como función de temperatura, y F como función de velocidad de enfriamiento.

### 2.11.4 Modelo mecánico

En la plasticidad (teoría), la existencia de un potencial plástico lidera la formulación de la hipótesis de normalidad. Cuando el potencial plástico es igual al criterio de plasticidad  $F$ , se refiere a un modelo asociado de plasticidad como el siguiente [41]:

$$\Delta \varepsilon_{ij}^p = \Delta \lambda \frac{dF}{d\sigma_{ij}} \quad \text{Ley estándar elasto-plástica}$$

Donde:

$\Delta \lambda$  = Parámetro que representa la magnitud de la deformación plástica

$F$  = criterio de plasticidad

El criterio de plasticidad define la frontera del dominio elástico. Las deformaciones plásticas suceden de manera que el estado de tensiones verifique la ecuación [41]:

$$F(\sigma_{ij}) = 0$$

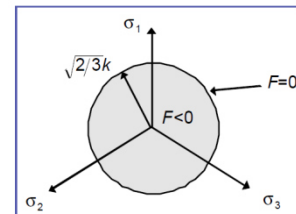
El criterio de Von Mises es particularmente útil para el análisis del comportamiento de los metales [42]:

$$F(\sigma_{ij}) = \sigma_{eq} - k \quad \sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2} S_{ij} S_{ij}} = \sigma_v = \sqrt{\frac{1}{2} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]}$$

Donde:

$$S_{ij} = \sigma_{ij} - \sigma_m \delta_{ij}$$

$$\sigma_m = \frac{1}{3} (\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33})$$



En la práctica, el dominio elástico evoluciona en presencia de una deformación plástica. El fenómeno se refiere al endurecimiento por deformación del material. El criterio de plasticidad depende entonces de otras variables, internas del material [41].

En Sysweld se disponen de cuatro tipos de endurecimiento por deformación [41]:

- Plástico ideal (no endurece por deformación)
- Endurecimiento isotrópico
- Endurecimiento cinemático
- Endurecimiento mixto isotrópico/cinemático

El endurecimiento isotrópico corresponde a una expansión del dominio elástico en el espacio de tensión, un crecimiento escalado de la superficie de fluencia. La expansión está gobernada por una variable escalar interna,  $\varepsilon_{eq}^P$ , que es la deformación plástica acumulativa equivalente [41].

El endurecimiento por deformación cinemático corresponde al desplazamiento del dominio elástico en el espacio de tensión. Está representado por el tensor componente interno  $X_{ij}$  [41].

El endurecimiento mixto isotrópico/cinemático corresponde a una “expansión” y una “traslación” del dominio elástico [41].

La transformación plástica se puede atribuir a dos fenómenos físicos [41]:

- La relación Greenwood-Johnson: las diferencias de volumen entre las fases generan tensiones internas microscópicas, que son suficientes para inducir deformación plástica en la fase más suave. La aplicación de una tensión macroscópica orienta la plasticidad en el sentido de la carga.
- Relación Magee (transformación martensítica): en presencia de una tensión externa, se forman placas de martensita en una dirección preferente.

### 3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

A continuación se presenta el análisis de falla realizado, también se describen las pruebas de soldadura desarrolladas y finalmente en el capítulo posterior se explican los modelos numéricos elaborados.

#### 3.1 Análisis de falla

A continuación, se describe la caracterización de las soldaduras que presentan agrietamiento. Las muestras de soldaduras fueron proporcionadas por la empresa Frisa forjados. No se cuentan con los parámetros utilizados. Se sabe que las soldaduras la componen un anillo forjado de acero AISI 4130 soldado a un tubo de bajo carbono cuya designación comercial se desconoce así como también se desconoce el consumible de soldadura empleado.

##### 3.1.1 Descripción de las piezas

Se recibieron 3 piezas por parte de la empresa de la localidad, las cuales se presentan en la Figura 17.



A) Material base tubo



B) Acero 4130 con soldadura



C) Soldadura con agrietamiento

Figura 17. Piezas recibidas: a) Material base tubo, b) Acero 4130 con soldadura y c) soldadura con agrietamiento.

**Figura 17A Material base tubo.** Pieza que proviene de tubería de bajo carbono cuya designación comercial se desconoce.

**Figura 17B Acero 4130 y soldadura.** La parte más oscura representa el anillo forjado de acero 4130 y la parte más clara la soldadura cuya designación comercial de igual manera se desconoce.

**Figura 17C Soldadura con agrietamiento.** Anillo forjado de acero 4130 soldado al tubo de acero de bajo carbono. Dentro del recuadro blanco está ubicada la grieta que posteriormente será evaluada.

### **3.1.2 Análisis químico**

Se realizó un análisis por espectrometría de emisión óptica de las piezas que pertenecen al anillo forjado, tubería y soldadura con el fin de determinar la composición química. El equipo empleado fue un espectrómetro marca Ametek modelo LAB LAV M11.

### **3.1.3 Caracterización macro y microestructural**

La pieza que presenta el agrietamiento fue cortada y preparada mediante el desbaste con ligas de carburo de silicio número 80#, 120#, 320#, 500#, 800# y 1200# y posteriormente pulidas en paño de nylon con suspensión de diamante de 6 $\mu$ m y atacadas por inmersión en un tiempo de 10 segundos con una solución de 2% de ácido nítrico y 98% de alcohol etílico (Nital al 2%). Lo anterior para realizar observaciones mediante microscopía óptica y observar la macroestructura y microestructura presente. Posteriormente se repitió el procedimiento anterior con la diferencia en que se atacó con una solución preparada con 250 ml. de agua, 35 ml. de jabón y 3 cucharadas de ácido pícrico, de esta manera se reveló el grano austenítico alrededor de la grieta y se observó mediante microscopía electrónica de barrido.

El análisis macro y microestructural se realizó mediante un esteroscopio portátil de la marca dinolite y un microscópico óptico de la marca ZEISS modelo Axiovert 40 MAT. La pieza de la Figura 1A y 1B se prepararon de la misma forma y sólo se realizó microscopía óptica.

### 3.1.4 Microdureza

En la pieza que contiene el defecto se realizaron ensayos de dureza vickers de acuerdo a la norma ASTM E384 con un microdurómetro de la marca Wilson Instruments modelo 401 MVD. La carga aplicada fue de 1kg con un tiempo de 15 segundos y la distancia de las huellas fue desde 250 $\mu$ m a 2000  $\mu$ m. Las identaciones fueron ubicadas en forma de barrido en 3 regiones diferentes abarcando soldadura, materiales base y sus correspondientes zonas afectadas por el calor, como se muestra en la Figura 18.

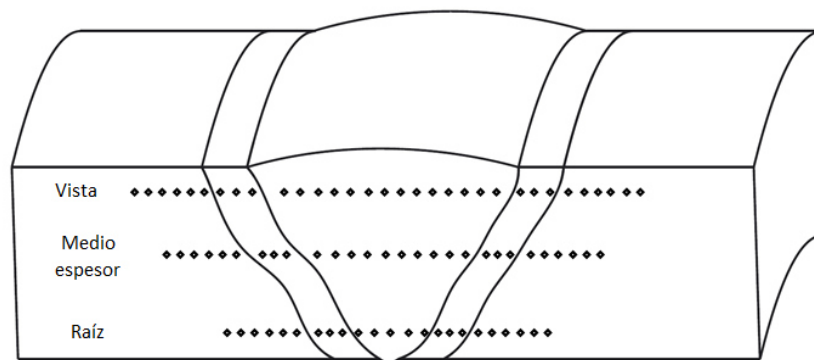


Figura 18. Ubicación de las identaciones del ensayo de microdureza.



## **3.2 Pruebas de soldabilidad**

A continuación se indica la composición química de los materiales empleados para pruebas de soldabilidad y consumibles de soldaduras. Así como los parámetros y equipos utilizados. Se describe la obtención y preparación de muestras. El material base antes mencionado fue proporcionado por la empresa Frisa forjados, S.A de C.V.

### **3.2.1 Materiales utilizados**

2 anillos forjados sin costura de acero grado API X60 Y AISI 4130 fueron utilizados para realizar pruebas de soldabilidad, ambos anillos se maquinaron a un diámetro interno de 462mm y un espesor de 23mm con un bisel en "V" de 30° que se puede apreciar en la Figura 19. Posteriormente los anillos fueron cortados para obtener placas de 498 mm de longitud (1/4 de anillo). Lo anterior se realizó con la finalidad de ajustar los parámetros de soldadura. Posteriormente también se realizó una prueba en anillos completos de los mismos materiales anteriormente mencionados, se maquinaron a la misma dimensión y se utilizó el mismo bisel.

De acuerdo a la Tabla IV anteriormente mostrada, la tubería presenta una muy buena soldabilidad, mientras que el anillo forjado presenta pobre soldabilidad. Lo anterior nos indica que debemos seleccionar una temperatura de precalentamiento adecuada además de considerar un pos tratamiento térmico. Lo anterior se indica posteriormente en los parámetros de soldadura.

Los consumibles de soldadura empleados son electrodos de bajo hidrógeno de 2.4mm (3/32") de diámetro con designación comercial Excalibur 10018-D2 MR para el proceso SMAW y alambre de 3/32" LA-85 con flux Lincolnweld 860. La composición química de los consumibles, especificada por el fabricante se resume en la Tabla VII.

Tabla VII, Composición química de los consumibles de soldadura especificada por el fabricante.

Consumible	Elemento / compuesto							
Electrodo	%C	%Mn	%Si	%Ni	%Mo	%S	%P	%Cu
10018-D2	0.15 max.	1.65-2	0.8 max.	0.9 max.	0.25-0.45	0.03 max.	0.03 max.	----
Flux SAW	%SiO2	%MnO	%MgO	%CaF2	%Na2O	%Al2O3	%CaO	%TiO2
Lincolnweld 860	19	11	17	12	2	32	2	2
Alambre	%C	%Mn	%Si	%Ni	%Mo	%S	%P	%Cu
LA-85	0.12	1.2-1.6	0.05-0.30	0.75-1.25	0.10-0.30	0.025	0.020	0.35

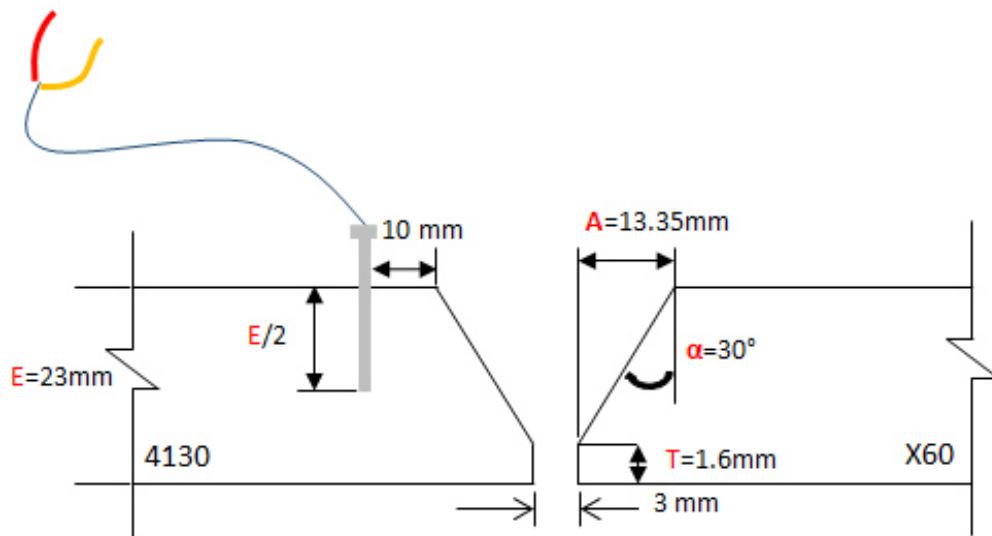


Figura 19. Diseño del bisel utilizado en las pruebas.

### 3.2.2 Equipos para el secado y almacenaje de electrodos

Para el secado de los electrodos de bajo hidrógeno se utilizó una mufla modelo C163212 de la marca CRESS, las dimensiones de la cámara son de 406mm (16”) de ancho por 813mm (32”) de largo y 305mm de altura (12”). También se utilizó un horno portátil modelo K2939-1 de la marca Lincoln electric con capacidad de almacenar 5Kg (11Lb) de electrodos a una temperatura de 149 °C (300 °F). Los equipos anteriores se pueden apreciar en la Figura 20.



Figura 20. Equipos utilizados para el secado y almacenaje de electrodos A) Mufla, B) horno portátil.

### 3.2.3 Equipos utilizados para realizar pruebas de soldabilidad

Para realizar las pruebas de soldaduras circunferenciales, se utilizó una fuente de soldadura por arco manual de la marca Lincoln electric modelo RX 520, fuente para soldadura SAW Lincoln electric modelo power wave AC/DC 1000 voltaje constante con un alimentador de alambre modelo powerfeed 10A el cual está montado a un manipulador marca Mitrowski modelo WWM-99LD. Estos equipos se muestran en la Figura 21. También se utilizó un posicionador para soldaduras circunferenciales marca Aronson modelo HD160A, un esmeril de corte para la limpieza de los biseles a soldar, lápices térmicos y un equipo de adquisición de datos con termopares tipo K para el registro de la temperatura de precalentamiento e interpasos.



A)



B)



C)



D)

Figura 21. Equipos empleados para realizar pruebas de soldabilidad A) Fuente de soldadura SAW power Wave AC/DC 1000, B) Alimentador de alambre powerfeed 10, C) Fuente de soldadura RX 520, D) Posicionador para soldaduras circunferenciales.

### 3.2.4 Descripción de las pruebas

**Secado de los electrodos.** Debido a las condiciones de almacenamiento de los electrodos de bajo hidrógeno, se requirió de un secado en una mufla (Figura 20A) a una temperatura de 400°C durante 1 hora, posteriormente los electrodos se colocaron en el horno portátil (Figura 20B) y se transportaron al lugar de trabajo manteniéndolos a una temperatura de 149°C.

**Montaje de las placas.** Se realizó una limpieza en la superficie de los biseles con un esmeril de corte para eliminar óxidos e impurezas. Posteriormente se alinearon las placas dejando un “gap” de 3 mm (Figura 19) y se fijaron en la cara de un anillo mediante puntos de soldadura, de igual manera estos puntos de soldadura se limpiaron con el esmeril de corte para remover la escoria generada. Por último este anillo se montó al posicionador de soldadura con el cual podemos controlar la velocidad de giro. Lo anterior, se presenta en la Figura 22.

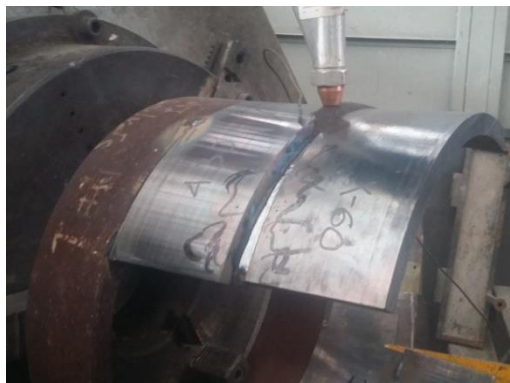


Figura 22. Montaje de las placas para pruebas de soldaduras.

**Montaje de los anillos.** De igual manera se realizaron trabajos de limpieza para remover óxidos en la superficie de los biseles y se alinearon los anillos mediante puntos de soldadura, a estos puntos de soldadura se les removió la escoria. Finalmente se montaron los anillos al posicionador y se les cubrió con colcha cerámica con la finalidad de que las piezas no se enfriaran por debajo de la temperatura de pre calentamiento especificada en el procedimiento. Lo anterior se aprecia en la Figura 23.



A)



B)

Figura 23. A) Montaje de los anillos en el posicionador, B) Pruebas de soldabilidad en los anillos con colcha cerámica ajustada a uno de los anillos.

**Parámetros de soldadura.** En el primer cordón de soldadura, se utilizó el proceso SMAW con los electrodos de bajo hidrógeno. Los cordones posteriores fueron depositados mediante el proceso SAW con un “stick-out” de 25 mm, posición de la torcha de 90° con respecto a la pieza y una velocidad de alimentación de alambre de 165cm/min (65plg/min). En ambos procesos se realizaron las pruebas en posición 1G con temperatura de precalentamiento e interpasos que va desde 200 °C a 400°C. La secuencia en la que fueron depositados los cordones de soldadura se observa en la Figura 24. El calor de entrada aplicado se encuentra entre los 0.7 kJ/mm y 0.99 kJ/mm, como se puede apreciar en la Tabla VIII.

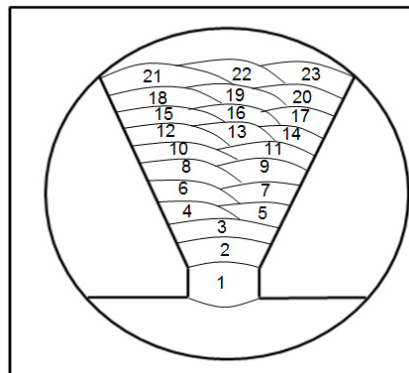


Figura 24. Secuencia de deposición de los cordones de soldadura.

Tabla VIII, Parámetros de soldadura.

	Proceso	Amperaje	Voltaje	Velocidad plg/min(mm/min)	Calor de entrada Kj/plg (Kj/mm)
Cordón 1	SMAW	120	≈24	12(200)	≈18(0.86)
Cordón 2	SAW	300	26	23(585)	20(0.8)
Cordón 3	SAW	300	27.5	23(585)	21.5(0.85)
Cordón 18-23	SAW	300	29	23(585)	22.7(0.94)

**Tratamiento térmico pos soldadura.** Después de que se soldaron las piezas se realizó un tratamiento térmico de alivio de esfuerzos a 500°C durante 1 hora y media y enfriado al aire (figura 25).

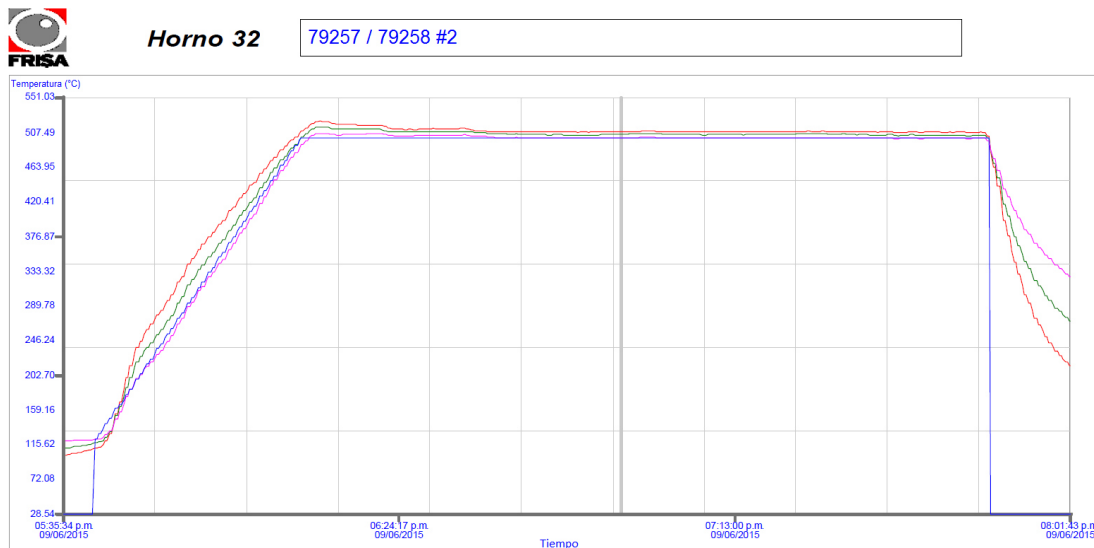


Figura. 25 tratamiento térmico de alivio de esfuerzos.

### 3.2.5 Prueba no destructiva

Posterior al tratamiento térmico realizado se llevaron a cabo pruebas no destructivas mediante ultrasonido con la finalidad de evaluar los defectos presentes, el equipo utilizado es un General Electric Kraukramer USM 35X BNC de fabricación alemana el cuál se puede apreciar en la Figura 26. Cabe mencionar que la inspección sólo se realizó para la prueba en anillos.



Figura 26. Equipo para inspección no destructiva.

### 3.2.6 Análisis químico

Se utilizó el mismo espectrómetro marca Ametek modelo LAB LAV M11 para determinar la composición química de los materiales involucrados, es decir, anillo forjado 4130, soldadura y anillo forjado X60.

### 3.2.7 Preparación de las muestras

Primero que nada se debe mencionar que sólo se realizó la preparación de las pruebas en placas. Lo anterior por cuestiones de falta de tiempo para el presente proyecto. Referente a la preparación de las muestras se siguió el mismo procedimiento anteriormente descrito de corte desbaste y pulido, además de que se emplearon los mismos reactivos para preparar las muestras y realizar el análisis macro y microestructural con los mismos equipos que se emplearon para el análisis de falla.

**Microdurezas.** De igual manera se realizaron barrido de durezas en 3 regiones diferentes abarcando soldadura, materiales base y sus correspondientes zonas afectadas por el calor tal y como pudimos observar en la Figura 18. También se utilizó el microdurómetro de la marca Wilson Instruments modelo 401 MVD y el ensayo se realizó de acuerdo a la norma ASTM E384.



## 4. SIMULACIÓN DE SOLDADURAS

### 4.1 Introducción

A continuación se elaboraron modelos numéricos a partir de las pruebas experimentales y de las muestras de las soldaduras que presentan agrietamiento en caliente con el software SYSWELD. Los resultados a analizar son térmicos y esfuerzos residuales. Los modelos empleados para el análisis de las uniones soldadas son tridimensionales, lo cual implica tiempos de cómputos extensos, sin embargo podemos hacer un análisis más completo que el proporcionado en 2 dimensiones. A continuación se describen los modelos realizados:

**Soldadura de placas.** Placas de acero AISI 4130 y API 5L X60 con una combinación de flux y alambre de soldadura Lincolnweld 860/LA-85. Modelo desarrollado a partir de las pruebas experimentales. Se cuenta con la macrografía de la soldadura, el número de cordones depositados, secuencia de deposición de los cordones y parámetros. Para la validación se compararon los resultados térmicos con las mediciones realizadas mediante termopares.

**Soldadura de anillos.** Anillos soldados de acero AISI 4130 y API 5L X60 con una combinación de flux y alambre de soldadura Lincolnweld 860/LA-85. Se emplea la misma geometría y mallado de la sección transversal del modelo de placas así como parámetros de soldadura.

**Soldadura de anillos con agrietamiento.** Modelo desarrollado a partir de la macrografía de las soldaduras que presentan agrietamiento en caliente. Se emplean parámetros similares a la soldadura de placas, teniendo especial cuidado en ajustar las fuentes de calor a la zona fundida.

## 4.2 Propiedad de los materiales empleados

De la base de datos de materiales del programa se utilizaron algunas de las propiedades físicas y mecánicas del material S355J2G3, tales como el calor específico, conductividad térmica, módulo de elasticidad y densidad. Los diagramas de enfriamiento continuo fueron calculados por el software comercial Jmatpro a partir de la composición química de cada material. El esfuerzo de cedencia a temperatura ambiente para cada una de las fases se obtuvo de los mismos diagramas de enfriamiento, solo en los materiales AISI 4130 y API 5L X60 se emplearon los valores proporcionados por la empresa para la fase ferrita. Esfuerzos de cedencia a mayores temperaturas fueron calculados utilizando factores de reducción del material S355J2G3. Lo anterior se puede observar en las Figuras 27, 28, 29, 30, 31 y 32.

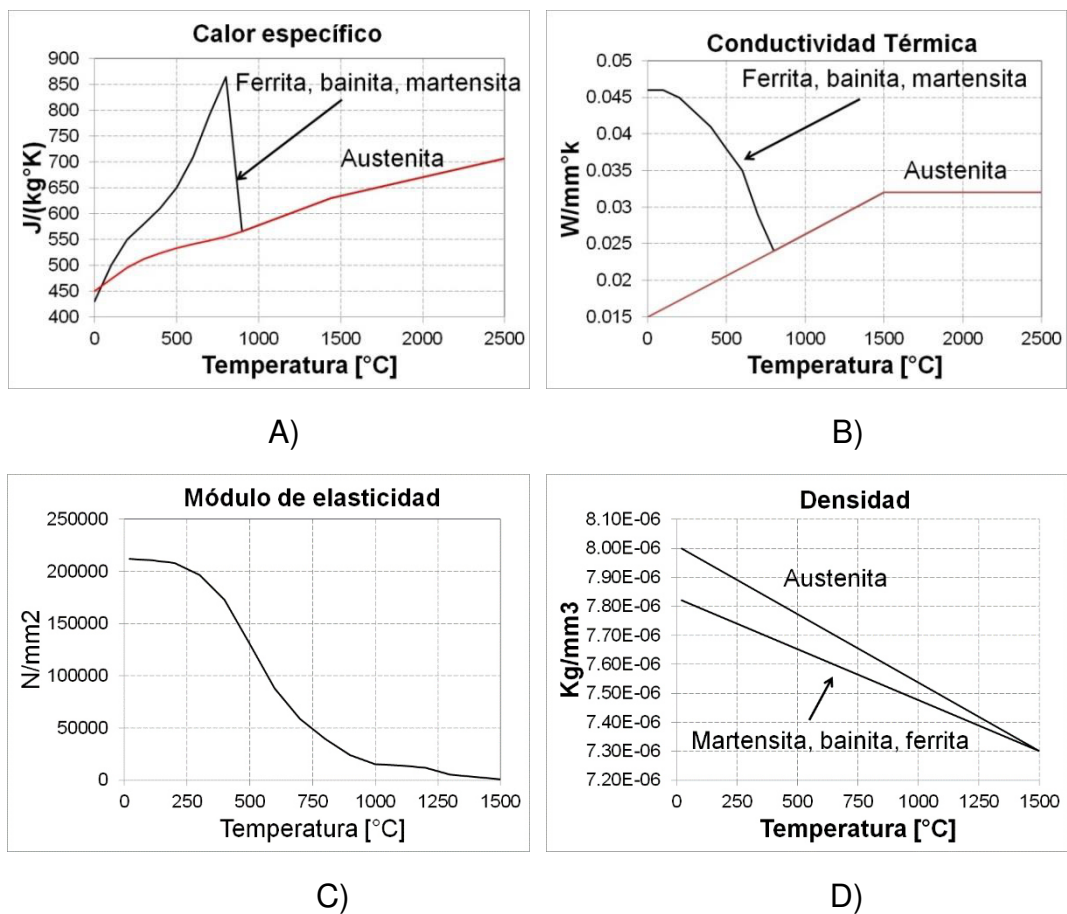


Fig. 27 Propiedades físicas y mecánicas del material SG355J2G3. A) Calor específico B) Conductividad térmica, C) Módulo de elasticidad y D) Densidad.

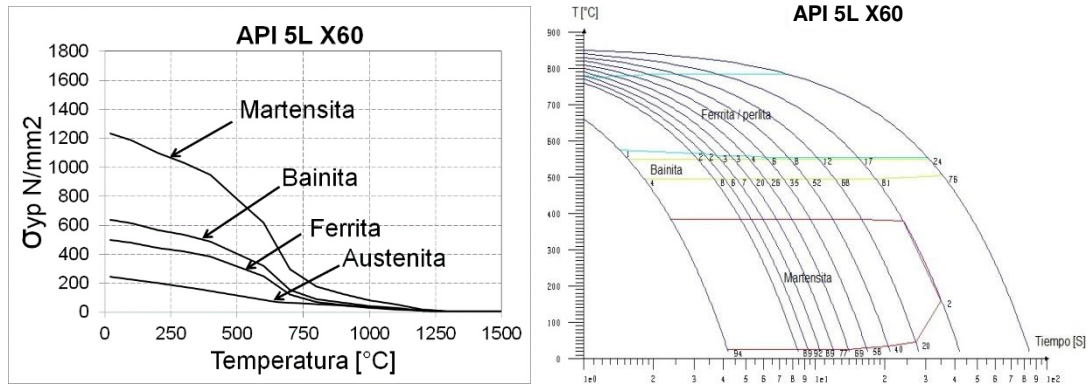


Figura 28 Propiedades del X60. A) Esfuerzo de cedencia y B) Diagrama de enfriamiento continuo.

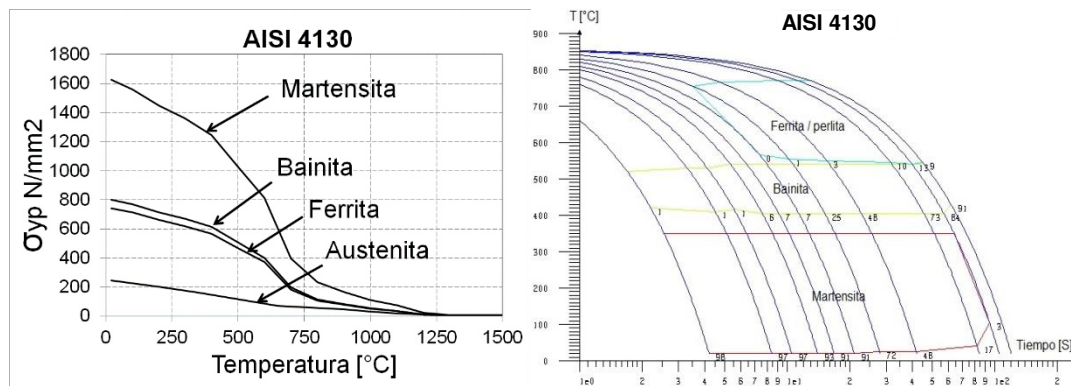


Figura 29 Propiedades de la forja AISI 4130. A) Esfuerzo de cedencia y B) Diagrama de enfriamiento continuo.

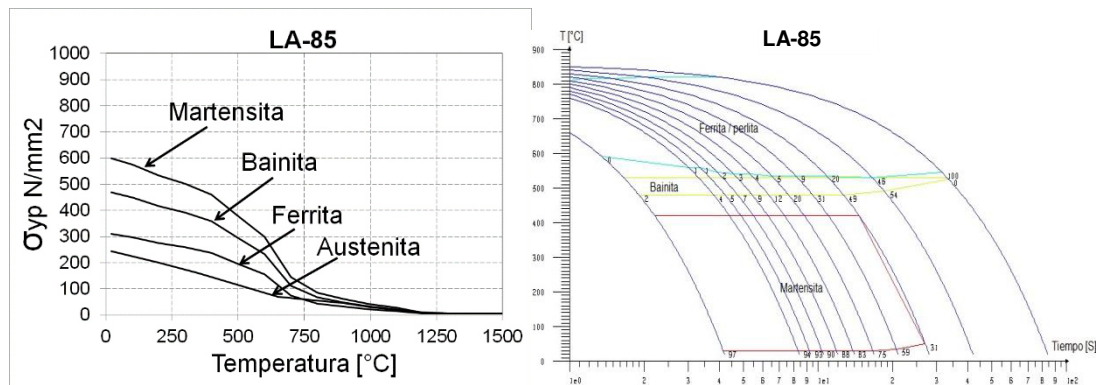


Figura 30 Propiedades del consumible de soldadura. A) Esfuerzo de cedencia y B) Diagrama de enfriamiento continuo.

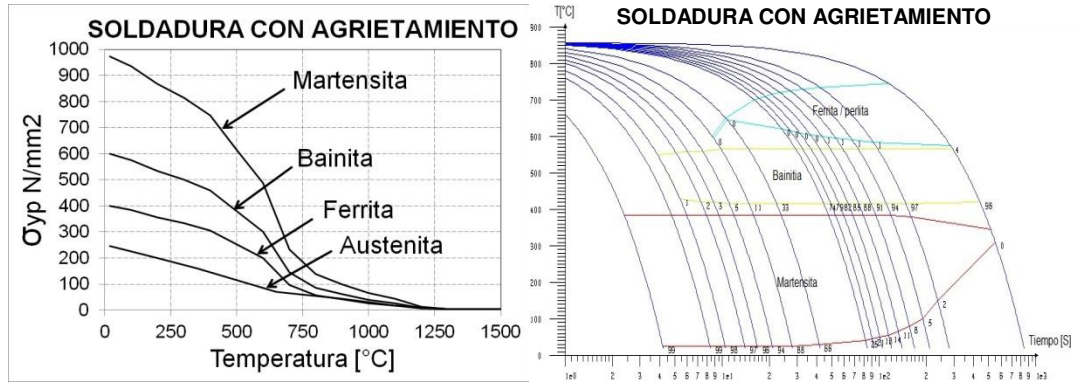


Figura 31 Propiedades de la soldadura con agrietamiento. A) Esfuerzo de cedencia y B) Diagrama de enfriamiento continuo.

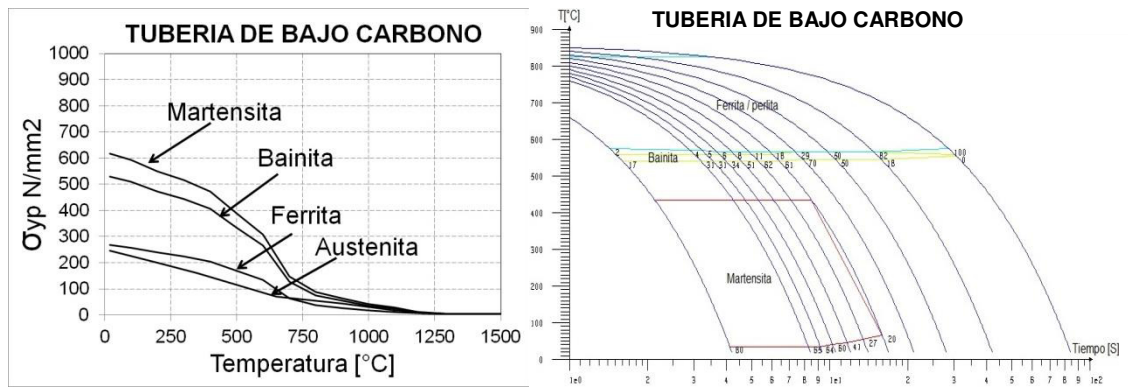


Figura 32 Propiedades de la tubería del análisis de falla. A) Esfuerzo de cedencia y B) Diagrama de enfriamiento continuo.

### 4.3 Geometría y malla de los modelos empleados

El modelo de placas desarrollado a partir de las pruebas experimentales cuenta con 39954 nodos y 51883 elementos. Este modelo consiste en 2 placas soldadas con 23 cupones de soldadura. Las Figura 33 presenta las dimensiones del modelo y mallado, mientras que la Figura 34 la secuencia de deposición. En la Tabla IX se presenta la descripción de los modelos de soldadura de anillos y soldadura de anillos con agrietamiento.

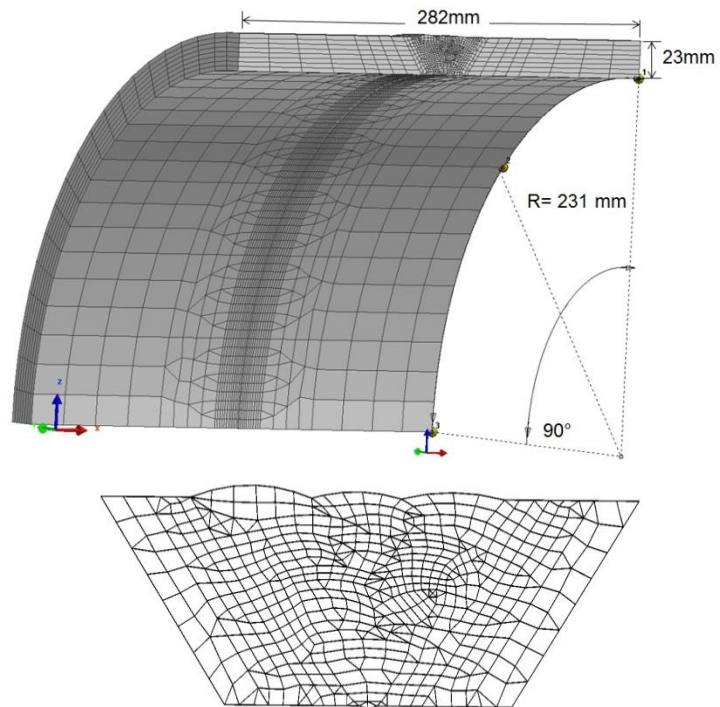


Figura 33. Geometría y malla del modelo de placas.

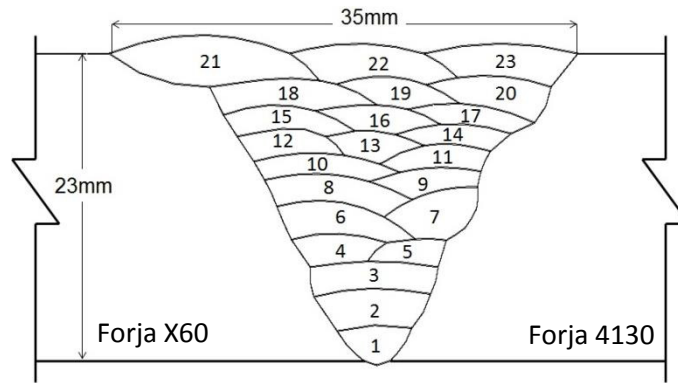
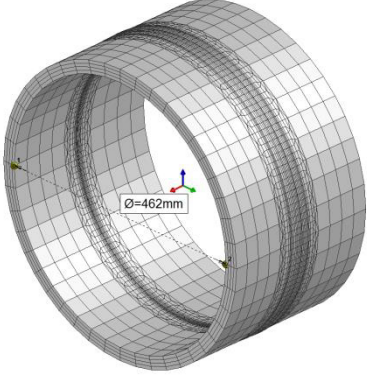
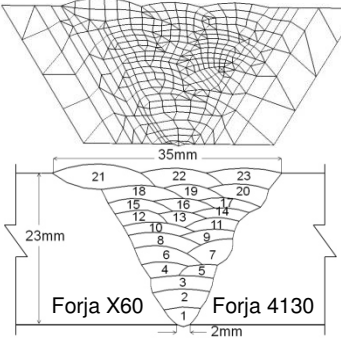
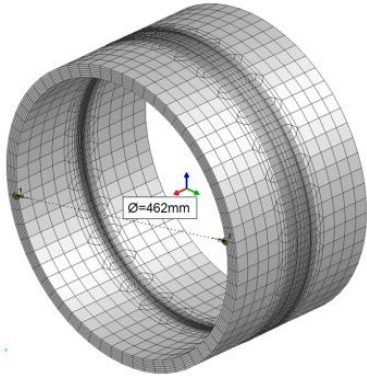
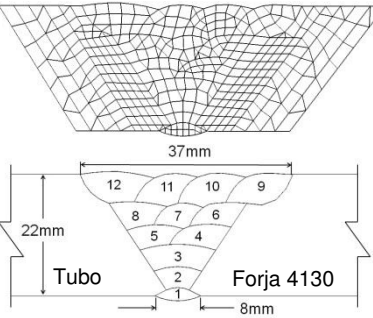


Figura 34. Secuencia de deposición de cupones del modelo de la prueba experimental.

Tabla IX. Geometría, malla y secuencia de deposición de cupones.

Descripción	Dimensiones	Malla de la zona fundida y secuencia de deposición de cupones
<p>Nombre: Soldadura de Anillos Nodos: 62512 Elementos: 83432 T. cómputo: 730214 Segundos</p>		
<p>Nombre: Soldadura de Anillos con agrietamiento Nodos: 56654 Elementos: 72866 T. cómputo: 265875 Segundos</p>		

## 4.4 Parámetros

Los modelos desarrollados emplean la fuente de calor doble elipsoidal de Goldak y Akhlaghi anteriormente mencionada. Dicha fuente es definida por el calor de entrada, la eficiencia, parámetros dimensionales, su trayectoria y velocidad. Es necesario adaptar la fuente de calor a la zona fundida variando los parámetros dimensionales y la eficiencia. La Tabla X muestra los parámetros de soldadura empleados para el modelo de placas y anillos desarrollado a partir de las pruebas experimentales.

Tabla X parámetros de soldadura de placas y anillos.

Temperatura inicial de 340°C para el modelo de placas y 300°C para el modelo de anillos										
Fuente de calor	Placas y anillos						Placas		Anillos	
	Longitud (mm)	Ancho (mm)	Penetración (mm)	Velocidad (mm/seg)	Calor (j/mm)	Eficiencia	Tiempo inicial	Tiempo final	Tiempo inicial	Tiempo final
1	12	2	2	3.3	860	0.8	70	181.22	0	444.84
2	12	5	2	9.75	800	0.8	1200	1238.09	450	602.34
3	12	6	3	9.75	850	0.8	1332	1370.41	613	766.64
4	12	6	3	9.75	950	0.8	1492	1530.75	778	932.98
5	12	6	3	9.75	950	0.8	1622	1660.68	943	1097.71
6	12	6	3	9.75	950	0.8	1742	1781.12	1108	1264.49
7	12	6	3	9.75	950	0.8	1852	1891.21	1275	1431.83
8	12	6	3	9.75	950	0.8	1952	1991.46	1442	1599.82
9	12	6	3	9.75	950	0.8	2088	2127.54	1610	1768.14
10	12	6	3	9.75	950	0.8	2179	2218.69	1779	1937.76
11	12	6	3	9.75	950	0.8	2260	2299.83	1948	2107.31
12	12	6	3	9.75	950	0.8	2352	2392.01	2118	2278.04
13	12	6	3	9.75	950	0.8	2443	2482.99	2288	2447.93
14	12	6	3	9.75	950	0.8	2544	2584.07	2458	2618.26
15	12	6	3	9.75	950	0.8	2633	2673.29	2629	2790.14
16	12	6	3	9.75	950	0.8	2737	2777.30	2801	2962.18
17	12	6	3	9.75	950	0.8	2819	2859.32	2973	3134.26
18	12	6	3	9.75	950	0.8	2903	2943.62	3145	3307.48
19	12	6	3	9.75	950	0.8	2982	3022.64	3318	3480.55
20	12	6	3	9.75	950	0.8	3073	3113.65	3491	3653.60
21	12	9	3	9.4	990	0.8	3159	3201.68	3664	3834.69
22	12	9	3	9.4	990	0.8	3254	3296.57	3845	4015.25
23	12	9	3	9.4	990	0.8	3354	3396.57	4026	4196.26

Los parámetros empleados de las fuentes de calor para el modelo de soldadura de anillos con agrietamiento se observan en la Tabla XI.

Tabla XI parámetros de soldadura de anillos con agrietamiento.

Temperatura inicial de 300°C								
Fuente de calor	Longitud (mm)	Ancho (mm)	Penetración (mm)	Velocidad (mm/seg)	Calor (j/mm)	Eficiencia	Tiempo inicial	Tiempo final
1	12	2	2	3.3	860	1	0	442.525
2	12	5	2	9.75	800	1	448	600.111
3	12	9	4	9.75	950	1	611	765.597
4	12	9	4	9.75	950	1	776	932.698
5	12	9	4	9.75	950	1	943	1099.765
6	12	9	4	9.75	950	1	1110	1269.189
7	12	9	4	9.75	950	1	1280	1439.157
8	12	9	4	9.75	950	1	1450	1609.24
9	12	10	5	9.4	990	1	1620	1788.442
10	12	10	5	9.4	990	1	1799	1967.514
11	12	10	5	9.4	990	1	1978	2146.427
12	12	10	5	9.4	990	1	2157	2325.752

Es importante mencionar que se modificaron las dimensiones y eficiencia térmica de las fuentes de calor con la finalidad de ajustarlas a la macrografía.

#### 4.5 Condiciones frontera

Las condiciones fronteras son mecánicas y térmicas. Las mecánicas son definidas por restricciones rígidas en los 3 ejes coordenados (X, Y, Z) y las restricciones libres que liberan al modelo de cualquier restricción. Las condiciones frontera mecánicas del modelo de placas se presentan en la Figura 35 mientras que en la Tabla XII se aprecian las restricciones del modelo de anillos y el modelo de anillos con agrietamiento. En estos últimos 2 modelos sólo se utilizaron restricciones rígidas. Las condiciones frontera térmicas se definen por pérdidas de calor mediante convección y radiación en toda la superficie de los modelos elaborados. No se consideró el uso de la colcha cerámica empleada en las pruebas de soldabilidad en anillos así como el pos tratamiento térmico realizado, lo anterior tiene la finalidad de comparar los modelos en igualdad de condiciones y reducir tiempos de cómputo.



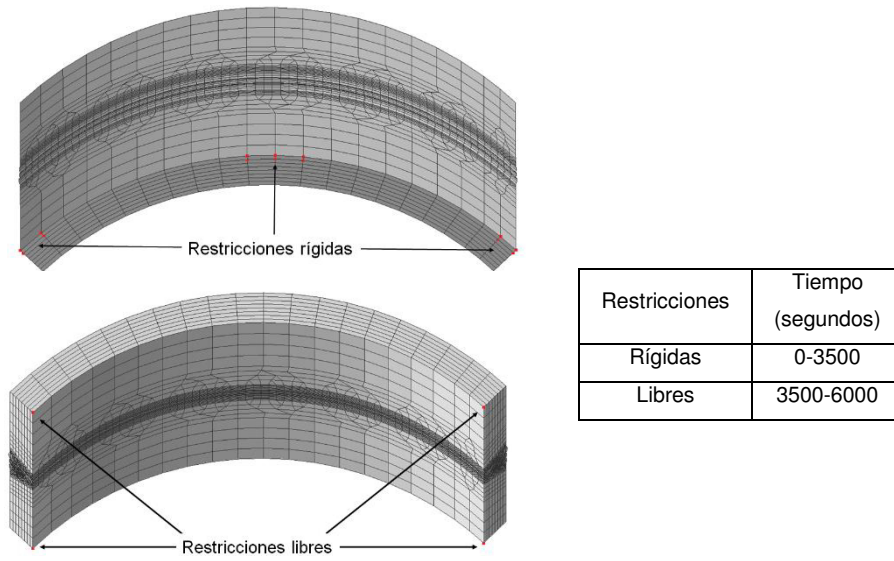


Figura 35. Restricciones rígidas y libres del modelo de placas.

Tabla XII. Restricciones rígidas.

Descripción	Restricciones rígidas en X, Y, Z	Tiempos (segundos)
<p>Nombre: Soldadura de Anillos. Las restricciones están indicadas por los nodos rojos</p>		Rígidas: 0-8000
<p>Nombre: Soldadura de anillos con agrietamiento. Las restricciones están indicadas por los nodos rojos</p>		Rígidas: 0-8000

## 5. RESULTADOS Y DISCUSIONES

A continuación se presentan los resultados y discusiones del análisis de falla, pruebas de soldabilidad y finalmente las simulaciones realizadas.

### 5.1 Resultados y discusiones del análisis de falla

#### 5.1.1 Análisis químico

La Tabla XIII muestra la composición química de los materiales anteriormente descritos. El análisis químico revela que la diferencia de carbono equivalente entre el tubo de bajo carbono, soldadura y el anillo forjado es considerable. Además se corrobora que la composición química del anillo forjado 4130 se encuentra dentro de lo especificado en la Tabla II anteriormente presentada.

Tabla XIII. Composición química de la forja, soldadura y tubo

	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	V	Ti	Al	C.E	Pcm
Forja	0.325	0.55	0.011	0.007	0.21	0.12	1.11	0.185	0.176	0.023	0.001	0.023	0.692	0.44
Soldadura	0.141	1.58	0.009	0.009	0.32	0.7	0.18	0.432	0.094	0.009	0.004	0.015	0.535	0.286
Tubo	0.051	1.73	0.009	0.007	0.13	0.08	0.04	0.179	0.106	0.024	0.01	0.022	0.396	0.165

#### 5.1.2 Análisis macro estructural

La Figura 36 muestra la macrografía de la sección transversal de la soldadura que se obtuvo de la pieza de la Figura 17C. La región más oscura (lado derecho) pertenece al anillo forjado de acero AISI 4130, al centro se encuentra la soldadura y del lado izquierdo el tubo de acero de bajo carbono. La macrografía revela la geometría del metal que quedó térmicamente afectada, también conocida como ZAC (zona afectada por el calor), como consecuencia de las temperaturas alcanzadas por el proceso de soldadura, además se observa que se depositaron aproximadamente 12 cordones de soldadura en un bisel con geometría en V de 30°, el cual es común en estas aplicaciones y espesores de hasta 1 pulgada. También se observa la secuencia en que se depositaron dichos cordones, es decir, los 3 primeros fueron centrados y los demás se alternaron. Finalmente en las piezas se observa un trabajo de maquinado en donde se removió el excedente de soldadura dejado por los

últimos cordones depositados. El trabajo de maquinado probablemente tuvo la finalidad de eliminar los concentradores de esfuerzos geométricos que se forman entre el excedente de soldadura y el material base.

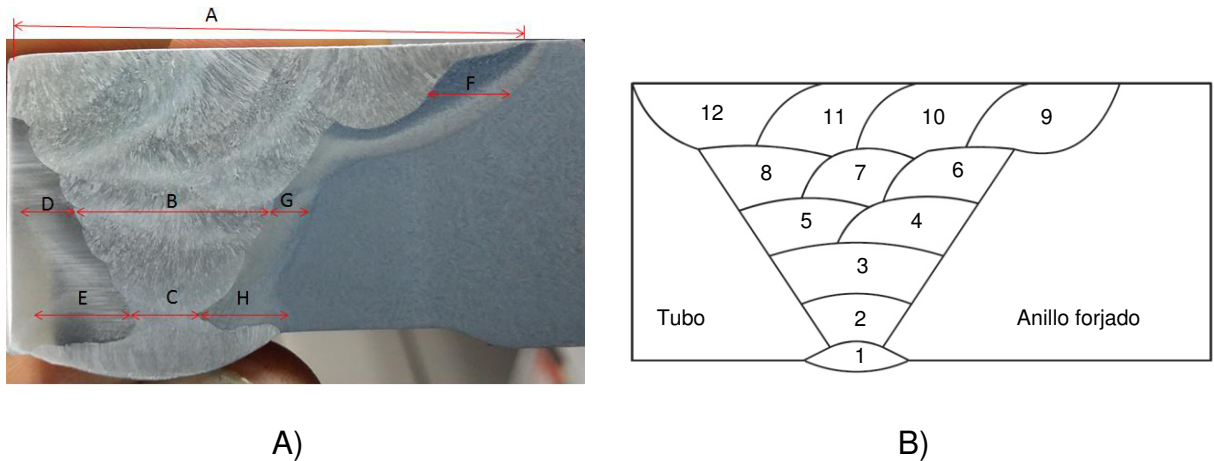


Figura 36. A) Macrografía de la soldadura, B) Representación esquemática de la macrografía que revela la secuencia de deposición de los cordones de soldadura.

El espesor final de la soldadura es de 22 mm y la Tabla XIV muestra las dimensiones de la soldadura y zona afectada por el calor. El área de cada región fue calculada mediante un software de CAD.

Tabla XIV. Dimensiones de la soldadura y zona afectada por el calor.

Soldadura			
A	B	C	Área
37mm	14mm	4.4mm	7521.55mm <sup>2</sup>
ZAC Tubería de bajo carbono			
D	E	N.A	Área
2.9mm	7mm		638.67mm <sup>2</sup>
ZAC anillo forjado			
F	G	H	Área
5.8mm	2.5mm	6mm	1329.49mm <sup>2</sup>

En la Figura 37 revela que el agrietamiento se encuentra a aproximadamente 5 mm de la zona afectada por el calor del anillo forjado de acero AISI 4130 y ubicado en la superficie del cordón de soldadura número 9. Dicho agrietamiento se encuentra alineado en dirección de la soldadura.

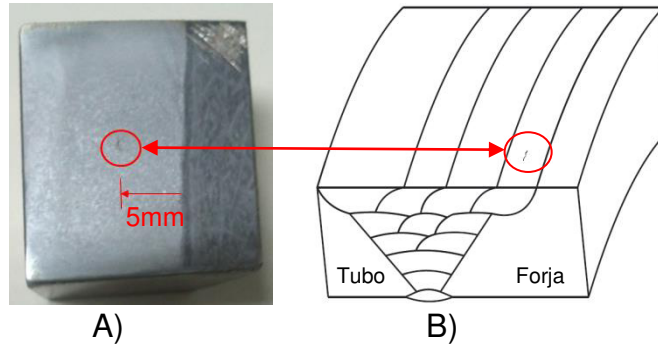


Figura 37. A) Distancia del agrietamiento al anillo forjado, B) Representación esquemática que revela la ubicación de la grieta.

### 5.1.3 Análisis micro estructural

La Figura 38 muestra que la microestructura de la tubería está compuesta de ferrita y perlita. De igual manera en las Figuras 39C y 39E se observa una mezcla de perlita con ferrita equiaxiada en la microestructura de la tubería que no fue afectada por la soldadura y la microestructura en la zona afectada por el calor de la tubería. A medio espesor y centro de la soldadura (Figura 39D) la microestructura se compone de ferrita acicular, ferrita Widmanstatten y ferrita alotriomórfica, de igual manera estas fases se encuentran cerca de la superficie y al centro de la soldadura (Figura 39A), sin embargo es más predominante la estructura acicular de la ferrita en esta última zona. La zona afectada por el calor de la forja revela presencia de martensita y bainita (Figura 39D). Finalmente la Figura 39F revela la microestructura de la forja que se compone de bainita.

De la Figura 40 la región clara de la parte superior izquierda, corresponde al cordón de soldadura número 9, zona en donde se está presentando agrietamiento. La Figura 40A y 40C revela la microestructura a diferentes aumentos en la línea de fusión, es decir, la línea que divide la soldadura y la ZAC de la forja, nuevamente se muestra que la soldadura está compuesta de ferrita acicular y que en la ZAC de la forja existe la presencia de bainita y martensita. Una vez más en la Figura 40D se observa la microestructura de la soldadura a mayor magnificación y la microestructura de la forja en la Figura 40B.

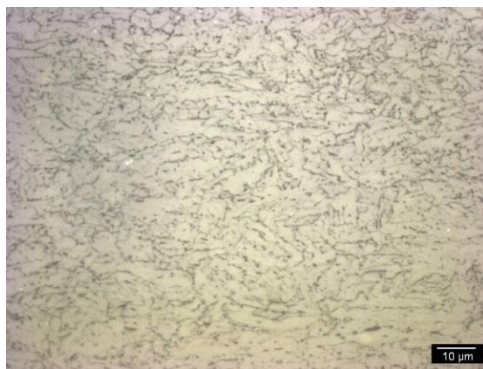


Figura 38. Microestructura de la tubería del acero de bajo carbono.

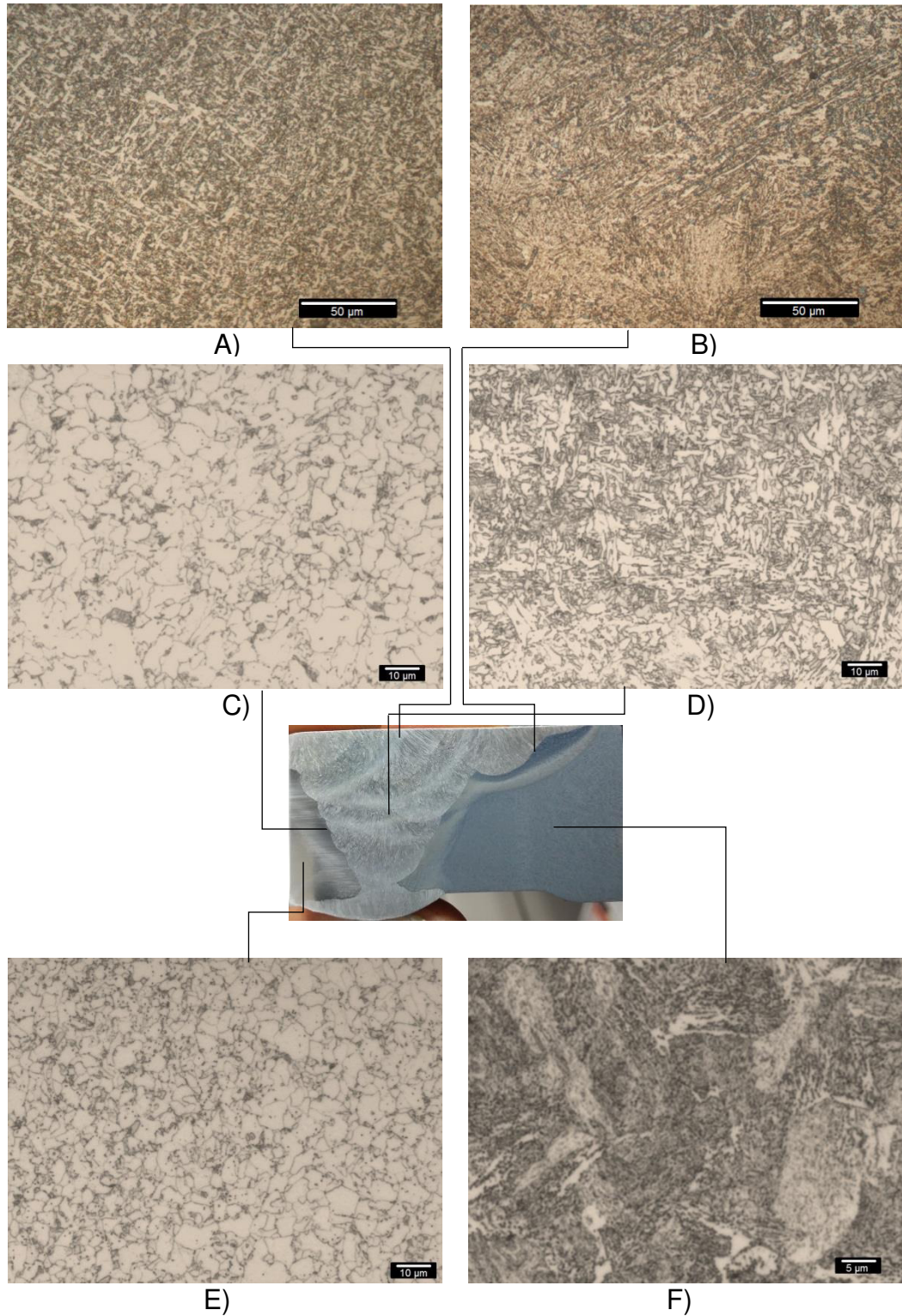


Figura 39. A) Microestructura de la soldadura cerca de la superficie, B) ZAC de la forja AISI 4130, C) ZAC de la tubería, D) Microestructura de la soldadura a medio espesor, E) Microestructura de la tubería, D) Microestructura de la forja.

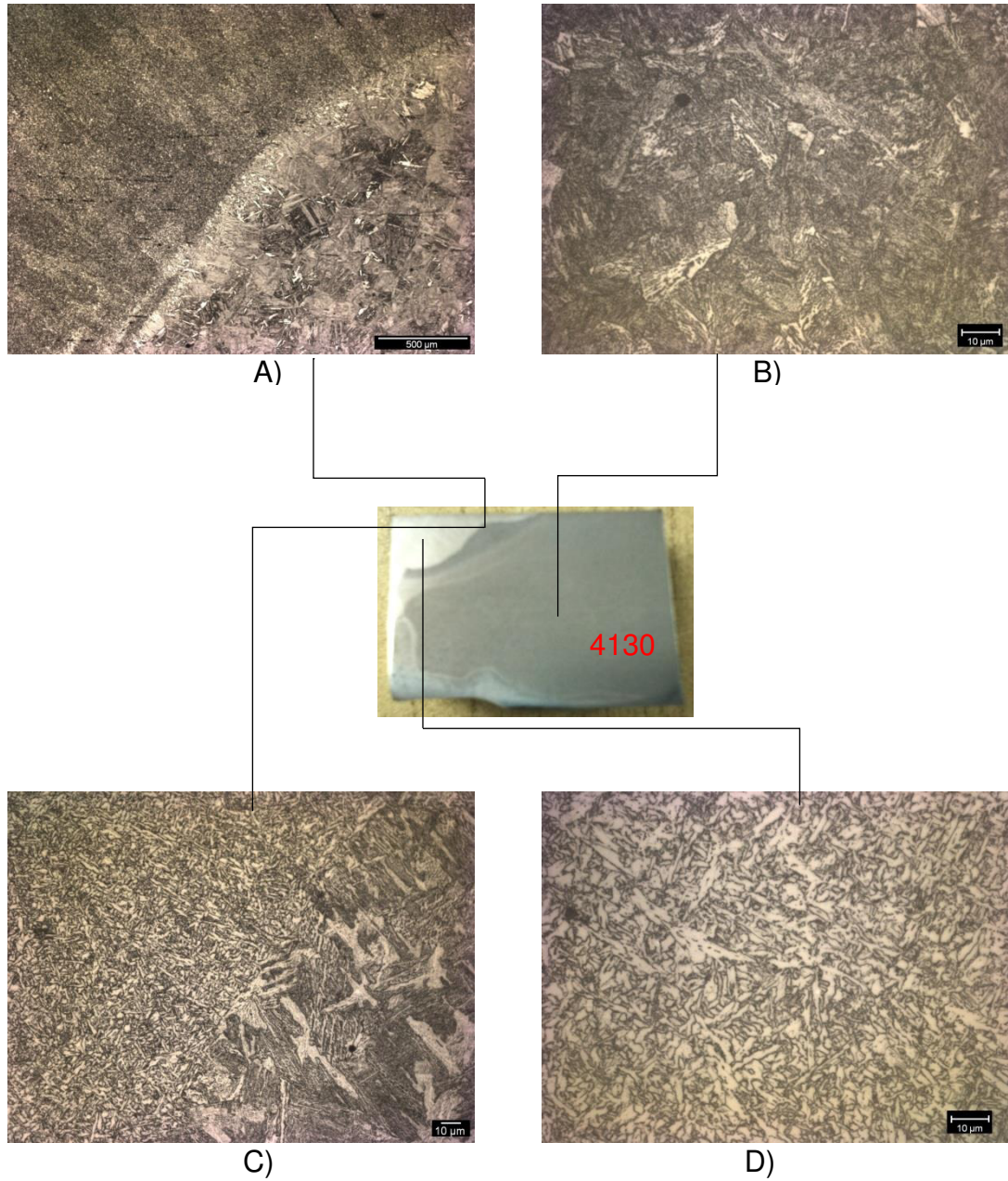


Figura 40. A) Microestructura de la soldadura y ZAC de la forja, B) Microestructura de la forja, C) Microestructura de la soldadura y ZAC de la forja a mayor magnificación, D) Microestructura de la soldadura.

La Figura 41A, revela la presencia de 2 grietas de 603 $\mu$ m y 879 $\mu$ m de longitud de manera correspondiente, como ya se mencionó anteriormente estas grietas están alineadas en la dirección de la soldadura o dicho de otra manera, las grietas son paralelas a la línea de fusión que se encuentra entre la soldadura y la ZAC del anillo forjado. La Figura 41B y 41C revela la microestructura alrededor de las grietas que se compone de estructuras aciculares de la ferrita con presencia de martensita. Las imágenes de la Figura 42 fueron obtenidas por microscopía electrónica. Referente a la Figura 42A se observan los granos alrededor de las grietas, el cual tiene un tamaño de 8 de acuerdo a la ASTM y que se determinó mediante el procedimiento de comparación. Finalmente en la Figura 42B se puede apreciar la superficie interna del agrietamiento que presenta una morfología dendrítica, lo cual indica que se formó durante la solidificación de la soldadura. La teoría explica que este tipo de agrietamiento se presenta debido a la formación de películas líquidas formadas por compuestos de bajo punto de fusión que son separadas por los esfuerzos generados durante la solidificación de la soldadura [30]. Algunas de las acciones que se pueden realizar para evitar este tipo de agrietamiento es la selección de un consumible de soldadura con la composición química apropiada que reduzca el riesgo de generar este defecto [30]. Otra de las acciones que reducen el riesgo de producir estos defectos es el de usar procesos de soldadura que permitan oscilar el arco eléctrico de tal manera que modifiquen la distribución del líquido y en consecuencia la solidificación de la soldadura [30]. En el presente trabajo se optó por seleccionar un consumible de soldadura cuya composición química resulta en un carbono equivalente similar a la tubería de bajo carbono.



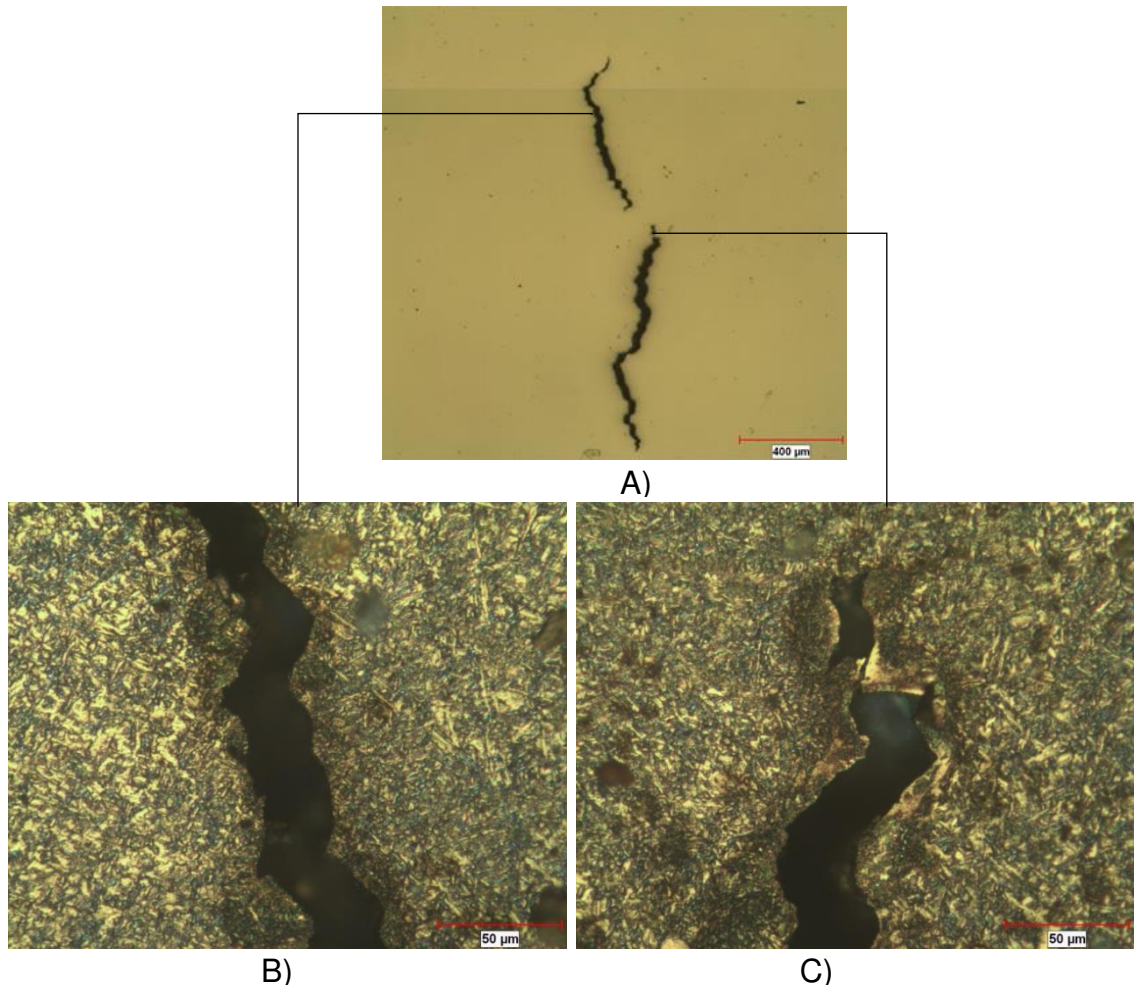


Figura 41. A) Superficie de las grietas antes del ataque, B) Microestructura de la grieta 1, C) Microestructura de la grieta 2.

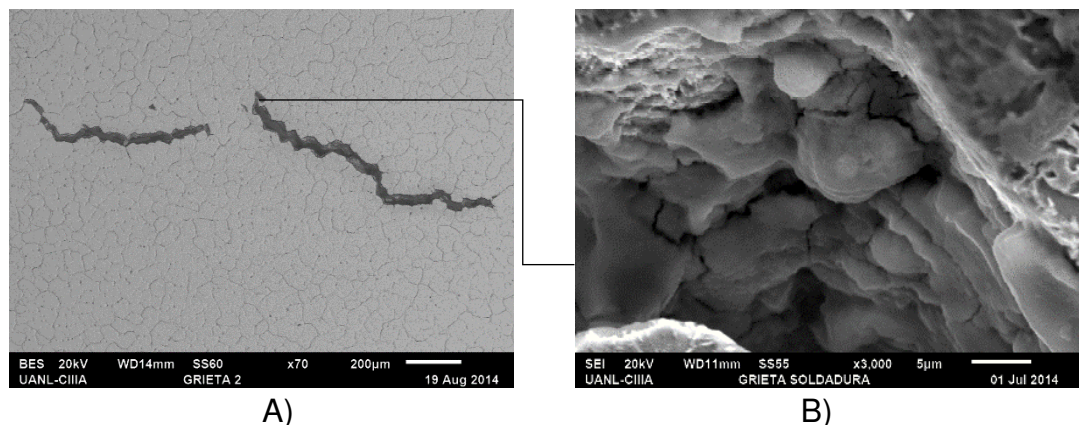


Figura 42. A) Tamaño de grano alrededor del agrietamiento, B) Superficie interior del agrietamiento.

#### 5.1.4 Microdureza

La Tabla XV muestra los resultados de dureza vickers mientras que en la Figura 43 se observa de manera representativa la ubicación de las indentaciones y por último en la Figura 44 se aprecia una gráfica de dureza vickers con respecto a la distancia desde el centro de la soldadura para cada una de las zonas, es decir, Vista, medio espesor y raíz. Los perfiles de microdureza revelan una tendencia ascendente de izquierda a derecha, es decir desde la tubería de bajo carbono al anillo forjado, esto probablemente se deba a la dilución de los elementos de aleación de los materiales base hacia la soldadura. El promedio de dureza para las distintas zonas de la soldadura es de 281HV, 230HV y 248HV para la Vista, Medio espesor y Raíz de manera correspondiente. Los cordones de soldadura depositados en la zona denominada Vista, tuvieron un enfriamiento más rápido que los cordones depositados en las otras 2 zonas, debido a que estuvieron en contacto con el aire circundante además de que no fueron afectados por la deposición de cordones posteriores. La dureza de la zona en donde se está presentando el agrietamiento (Cordón #9), presenta un promedio de 300HV y es en donde la microestructura se compone principalmente de ferrita acicular. Los máximos valores de durezas se presentaron en la zona afectada por el calor del anillo forjado a la altura del cordón de soldadura #9 con un valor de hasta 359HV, región cuya microestructura es una mezcla de martensita y bainita. Finalmente la pieza de la Figura 17A, es decir, la pieza que proviene de la tubería de bajo carbono que se compone principalmente de ferrita y perlita tiene un promedio de 240HV.

Tabla XV. Resultados de dureza Vickers.

No.	HV	No.	HV	No.	HV	No.	HV	No.	HV	No.	HV
1	258	19	311	37	260	55	253	73	184	91	239
2	265	20	285	38	270	56	300	74	189	92	240
3	268	21	282	39	279	57	317	75	188	93	271
4	256	22	283	40	274	58	255	76	231	94	299
5	264	23	293	41	185	59	262	77	237	95	280
6	275	24	294	42	188	60	231	78	230	96	269
7	267	25	305	43	193	61	239	79	242	97	302
8	281	26	302	44	202	62	240	80	235	98	272
9	275	27	355	45	222	63	250	81	213	99	302
10	271	28	353	46	175	64	280	82	249	100	325
11	284	29	359	47	213	65	266	83	260	101	284
12	264	30	356	48	220	66	209	84	266	102	271
13	<b>275</b>	31	309	49	234	67	218	85	268	103	270
14	284	32	352	50	232	68	220	86	242	104	260
15	284	33	329	51	230	69	227	87	257	105	263
16	288	34	293	52	241	70	218	88	242	106	283
17	294	35	292	53	252	71	198	89	229		
18	292	36	255	54	246	72	183	90	224		

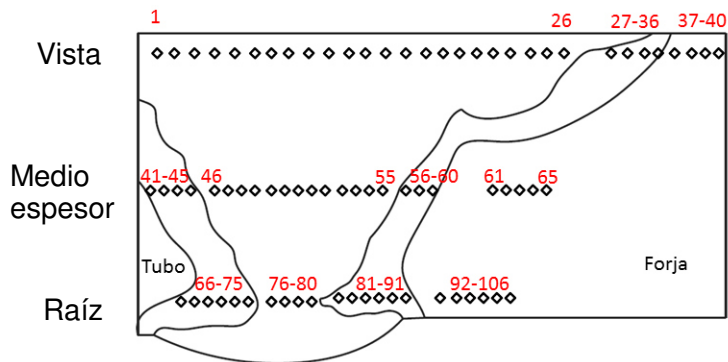


Figura 43. Ubicación de las indentaciones.

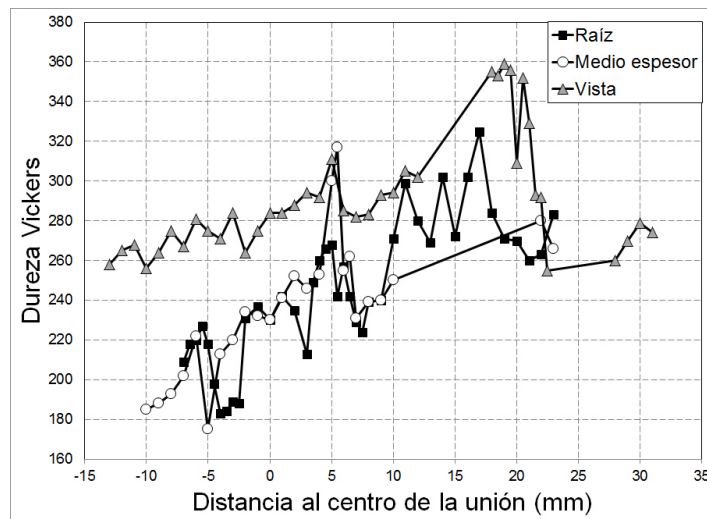


Figura 44. Perfil de microdurezas.

## **5.2 Resultados y discusiones de las pruebas de soldabilidad**

### **5.2.1 Prueba no destructiva**

Del reporte de la prueba de ultrasonido elaborada a la soldadura de los anillos soldados, se detectó que la única discontinuidad presente es una falta de relleno en la raíz, tal como se puede apreciar en el anexo I. Lo anterior se debió probablemente a que la corriente eléctrica utilizada en el proceso SMAW no fue lo suficientemente elevada para lograr la penetración necesaria. Otra razón podría deberse a que el maquinado y la alineación de los anillos no fue el adecuado o que la habilidad del soldador es cuestionable debido a que las pruebas realizadas no se encuentran dentro de los trabajos de rutina elaborados por el personal. Como recomendación para futuras pruebas es importante considerar soldar la raíz con un proceso de soldadura como el TIG (Tungsten Inert Gas) o el STT (Surface Tension Transfer), además de tener un control más estricto en las tolerancias geométricas de los maquinados para lograr una alineación adecuada de las piezas y finalmente la calificación y adiestramiento de los soldadores en este tipo de aplicaciones. Lo más importante de los resultados de las pruebas no destructivas, es que no se detectó ningún tipo de agrietamiento, por lo que se concluye que este tipo de anillos pueden ser soldados sin que se presenten este tipo de defectos.

## 5.2.2 Análisis químico

La Tabla XVI se presenta los resultados del análisis químico realizado a las soldaduras de placas, además se anexan los resultados del análisis químico de la soldadura con agrietamiento con la finalidad de comparar la composición química de ambas piezas. Nuevamente no se efectuaron las pruebas en anillos por falta de tiempo en el presente proyecto.

Tabla XVI. Resultados del análisis químico de las pruebas de soldabilidad y de las soldaduras con agrietamiento.

Elemento	Pruebas de soldabilidad en placas			Soldadura con agrietamiento		
	API 5L X60	Soldadura	AISI-SAE 4130	Tubo	Soldadura	AISI-SAE 4130
C	0.223	0.0483	0.3415	0.051	0.141	0.325
Si	0.206	0.4574	0.216	0.13	0.32	0.21
Mn	1.383	1.5288	0.524	1.73	1.58	0.55
P	0.0157	0.0228	0.0104	0.009	0.009	0.011
S	0.003	0.0105	0.007	0.007	0.009	0.007
Cr	0.146	0.0489	1.05	0.04	0.18	1.11
Mo	0.033	0.2266	0.191	0.179	0.432	0.185
Ni	0.142	0.9014	0.119	0.08	0.7	0.12
Al	0.025	0.0079	0.026	0.022	0.015	0.023
Cu	0.21	0.0952	0.192	0.106	0.094	0.176
Ti	0.002	0.0028	0.002	0.01	0.004	0.001
V	0.051	0.0065	0.037	0.024	0.009	0.023
C.E	0.514	0.366	0.697	0.396	0.535	0.692
Pcm	0.326	0.177	0.455	0.164	0.285	0.44

De la tabla anteriormente presentada se muestra que el carbono equivalente de las soldaduras son muy diferentes 0.366 y 0.535 para la soldadura de la prueba en placas y para la soldadura con agrietamiento de manera correspondiente. Recordando que el agrietamiento se presenta a 5 milímetros del anillo forjado de acero 4130 y que durante la soldadura hay dilución entre los elementos de aleación de la soldadura y la forja, probablemente al reducir el porcentaje de los elementos de aleación en la soldadura se logró evitar este tipo de defectos. Sin embargo al tener un carbono equivalente en la soldadura inferior al del material base obtenemos una soldadura de menor resistencia o más débil, por lo que es de especial cuidado seleccionar un consumible de soldadura con la

composición química adecuada que resulte en una soldadura libre de defectos y con propiedades superiores al del metal base de menor resistencia.

### **5.2.2 Análisis macro estructural**

La evaluación metalográfica realizada en la unión soldada, de igual manera que en el análisis de falla anteriormente descrito, permite observar la geometría del metal de soldadura, así como también la zona afectada por el calor (ZAC). La soldadura y la zona afectada de ambos materiales base fueron dimensionadas con un estereoscopio portátil de la marca dinolite y posteriormente se diseñó su geometría en un programa de CAD para el cálculo de sus correspondientes áreas. Este diseño también se utilizó en el modelo numérico elaborado. Las macrografías de la figura 46 revelan que la soldadura tiene forma de "V" y la zona afectada térmicamente del acero X60 es ligeramente más extensa que la del 4130 (Tabla XVII). También se observa una estructura de granos columnares en los últimos cordones de soldadura que fueron depositados, los cuáles nuclean en la interfase sólido-líquido y posteriormente crecen en la dirección de máximo flujo de calor. Una estructura diferente encontramos en la zona centro de la soldadura o también llamada zona recalentada que resulta del efecto térmico de los cordones de soldadura que son depositados posteriormente.

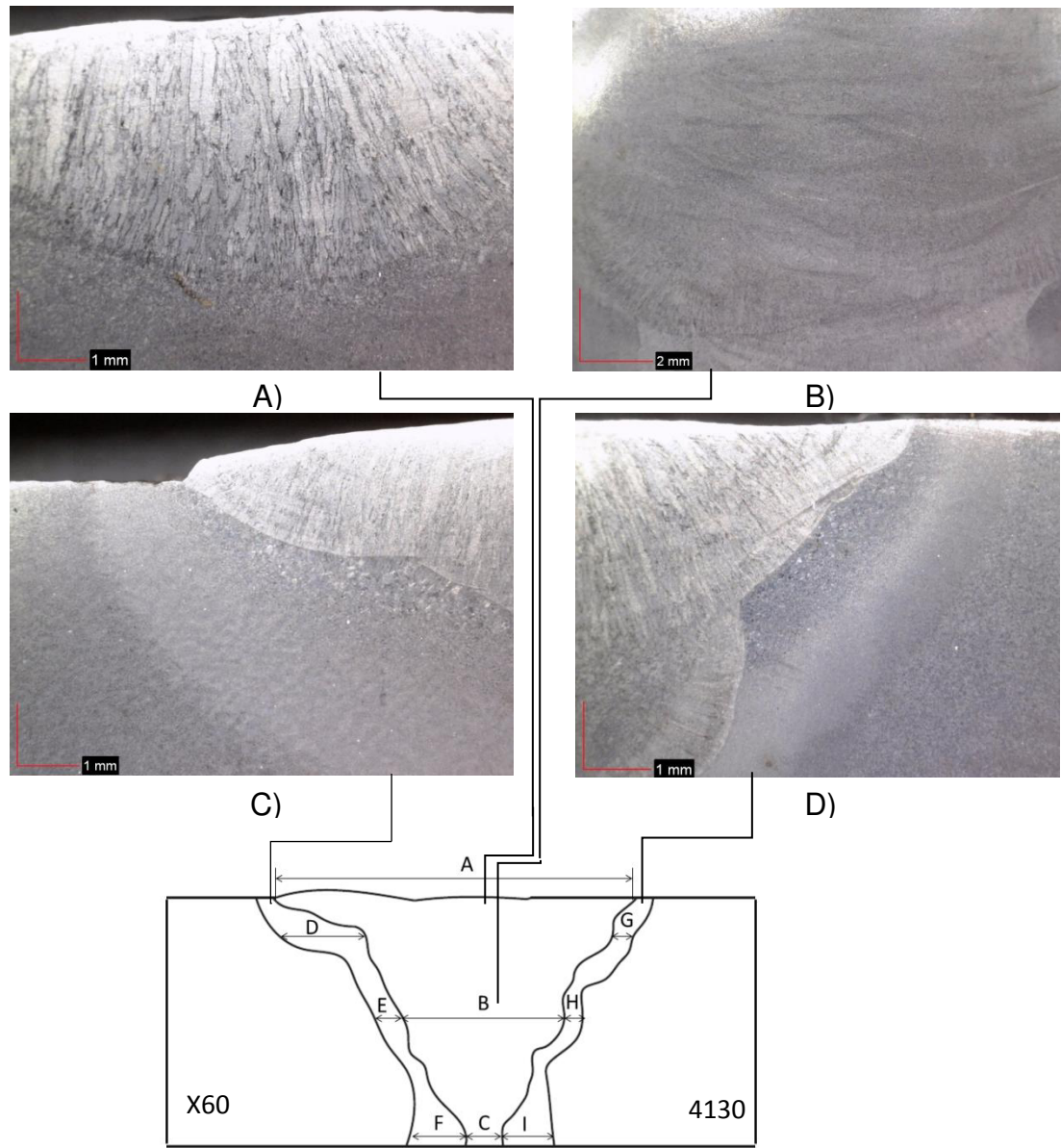


Figura 46. A) Macro estructura de la soldadura cerca de la superficie, B) Macro estructura de la soldadura a medio espesor, C) Macro estructura de la ZAC del X60, D) Macro estructura de la ZAC de la forja.

Tabla XVII. Dimensiones de la soldadura y zona afectada por el calor.

Soldadura			
A	B	C	Área
36mm	15.6mm	2mm	3824.4 mm <sup>2</sup>
ZAT X60			
D	E	F	Área
7.5mm	2.7mm	8.5mm	804.8 mm <sup>2</sup>
ZAT 4130			
G	H	I	Área
2.5mm	1.5mm	5mm	530.4 mm <sup>2</sup>

### 5.2.2 Análisis microestructural

A nivel microestructural se observa que la soldadura está conformada por ferrita (Figura 47). En el centro (zona recalentada) se encuentra la ferrita con una morfología equiaxiada (Figura 47B), mientras que en los últimos cordones de soldadura revela placas de ferrita alotriomórfica y ferrita acicular (Figura 47A). En la línea de fusión entre la soldadura y el acero API X60 (Figura 47D) se aprecian placas alineadas de ferrita para el metal base y ferrita acicular en la soldadura. De igual manera para la línea de fusión entre la soldadura y el acero 4130 (Figura 47C) se observa nuevamente estructuras alotriomórficas y aciculares de la ferrita en la soldadura y la presencia de bainita en la zona afectada del material base. Finalmente las Figuras 47E y 47F se aprecia la estructura de la bainita en la forja y estructuras de ferrita poligonal y Widmanstätten en el acero X60.

Una observación que se realiza al comparar la microestructura de la pieza que contiene agrietamiento con la de las pruebas de soldabilidad, es que en esta última existe la presencia de largas placas de ferrita alotriomórfica en los últimos cordones de soldadura depositados, mientras que en la primera solo tenemos a la estructura acicular de la ferrita con presencia de martensita cerca del agrietamiento.



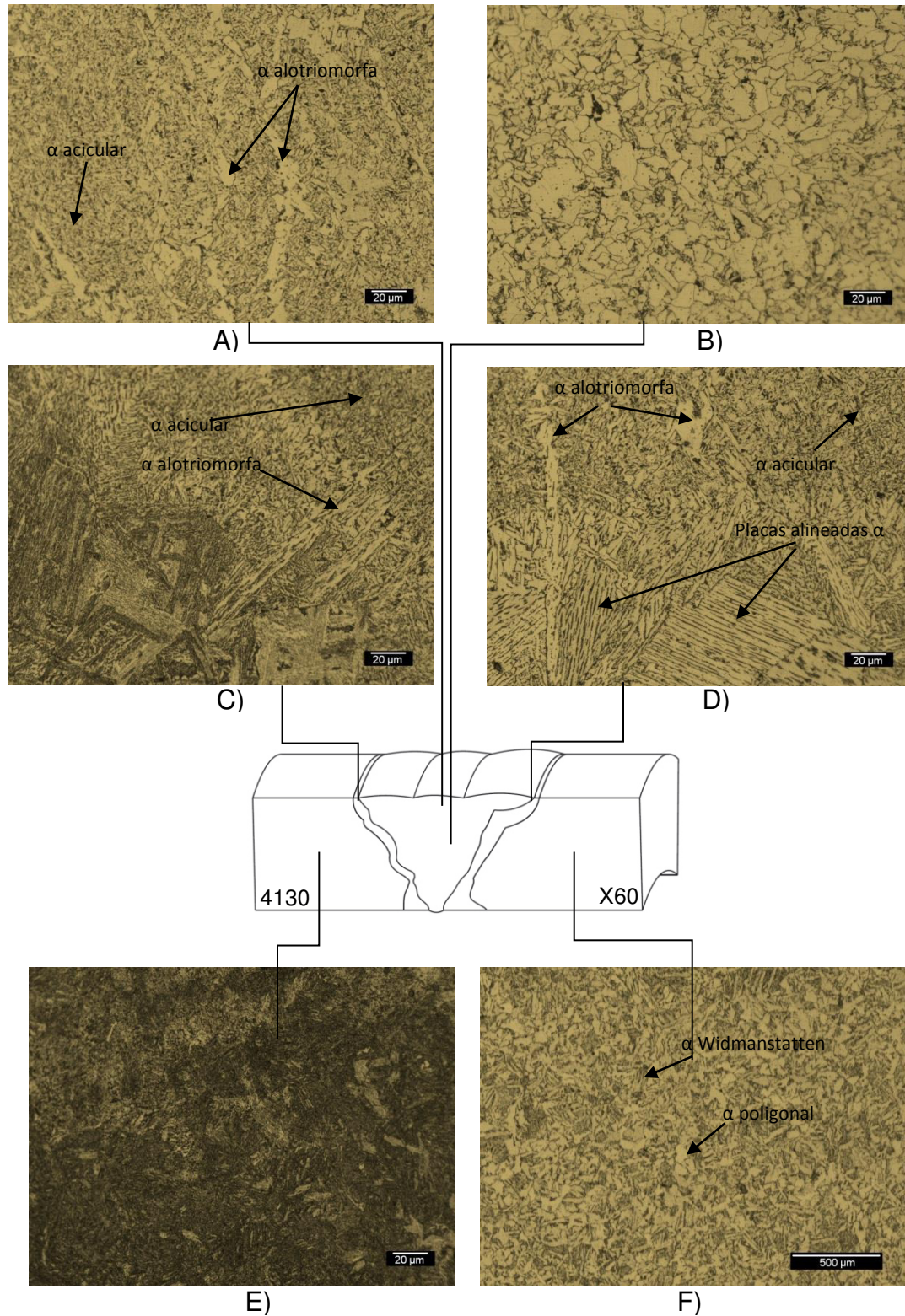


Figura 47. A) Micro estructura de la soldadura cerca de la superficie, B) Macro estructura de la soldadura a medio espesor, C) Macro estructura de la ZAC del 4130, D) Macro estructura de la ZAC de la forja.

### 5.2.3 Microdureza

Como se mencionó anteriormente, se realizaron ensayos de microdureza por el método vickers con una carga de 1kg y tiempo de penetración de 15 segundos, las indentaciones se llevaron a cabo en forma de barrido con distancias que varían desde de los 250µm hasta 2000µm, esto con la finalidad de visualizar la tendencia de ésta propiedad desde el centro de la soldadura hasta el metal base de ambos lados de la unión. La Tabla XVIII muestra los resultados de dureza y en la Figura 48 y 49 se observa la ubicación de las indentaciones y el perfil de microdurezas graficado en las 3 diferentes regiones, esto es, raíz, medio espesor y vista. El valor mínimo de dureza registrado es de 172 vickers que corresponde a la región de medio espesor de soldadura y que la microestructura principalmente se compone de ferrita poligonal. En contraste, el valor máximo de dureza se encuentra en la zona afectada por el calor del acero 4130 en la región denominada raíz. Una observación importante es que el valor promedio de dureza en la región de soldadura que se encuentra cerca de la forja y que corresponde a los puntos 20 al 23 es de 228HV valor que se encuentra muy por debajo de los 300HV presentados en la región de la soldadura que presenta agrietamiento.

Tabla XVIII. Resultados de dureza Vickers de las pruebas de soldadura en placas.

No.	HV	No.	HV	No.	HV	No.	HV	No.	HV	No.	HV	No.	HV
1	300	21	225	41	226	61	280	81	190	101	312	121	232
2	301	22	230	42	222	62	312	82	220	102	320	122	220
3	296	23	220	43	226	63	286	83	208	103	295	123	219
4	300	24	222	44	236	64	289	84	205	104	303	124	230
5	310	25	222	45	222	65	292	85	190	105	324	125	234
6	320	26	210	46	234	66	288	86	191	106	322	126	216
7	319	27	220	47	262	67	295	87	200	107	295	127	207
8	297	28	221	48	239	68	286	88	210	108	280	128	214
9	291	29	220	49	208	69	284	89	212	109	280	129	210
10	260	30	211	50	223	70	266	90	200	110	268	130	207
11	286	31	211	51	211	71	251	91	202	111	290	131	224
12	300	32	213	52	217	72	291	92	287	112	308	132	217
13	306	33	222	53	224	73	247	93	280	113	355	133	223
14	290	34	196	54	222	74	215	94	278	114	291	134	223
15	302	35	204	55	221	75	180	95	287	115	293	135	220
16	295	36	206	56	223	76	172	96	299	116	297	136	210
17	308	37	217	57	220	77	181	97	302	117	278	137	205
18	304	38	221	58	223	78	180	98	294	118	289	138	216
19	264	39	223	59	220	79	197	99	292	119	283		
20	236	40	229	60	288	80	191	100	295	120	220		

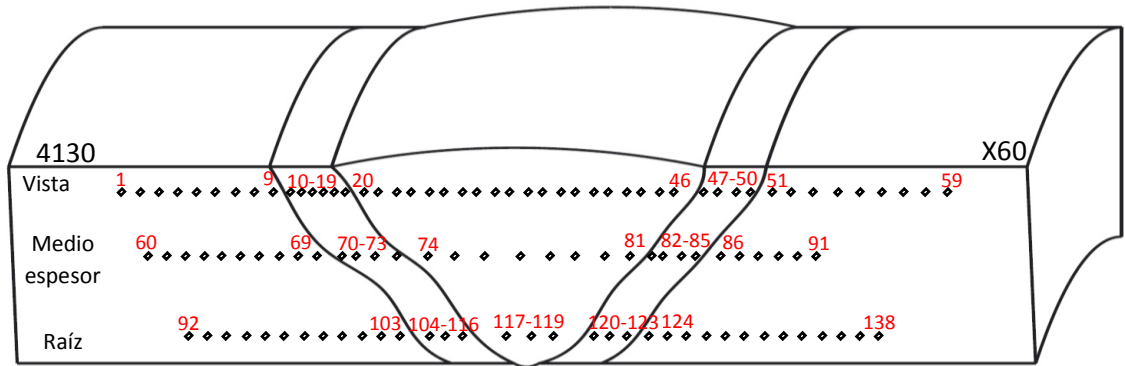
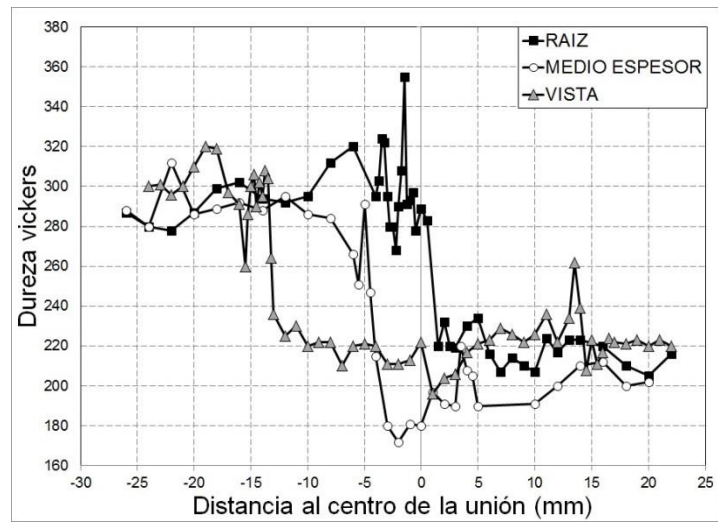


Figura 48. Ubicación de las indentaciones en las pruebas de soldadura en placas.



B)

Figura 49. Perfil de microdurezas en las pruebas de soldadura en placas.

## 5.3 Resultados y discusiones de las simulaciones

### 5.3.1 Resultados del modelo de placas

**Resultados térmicos.** Para realizar el análisis térmico, se correlacionó la geometría de la sección transversal de la soldadura del modelo numérico con el tamaño y forma de la realizada experimentalmente.

Los parámetros de soldadura utilizados en el presente modelo numérico son los aplicados experimentalmente, es decir, misma velocidad de avance, secuencia de deposición y mismo calor de entrada por unidad de longitud de la soldadura. Esta circunstancia resulta en 23 ciclos térmicos que corresponden a los 23 cordones de soldadura aplicados en la prueba experimental.

Para la medición de los ciclos térmicos se mide la temperatura de un nodo situado a una distancia de 15 mm de la línea de fusión de la soldadura, en la mitad del espesor de la placa y en una sección transversal que se encuentra a la mitad de la trayectoria de la unión. Este nodo simula el termopar que fue empleado para realizar las mediciones experimentales.

La Figura 50 muestra la comparación de los ciclos térmicos del modelo numérico y el medido experimentalmente.

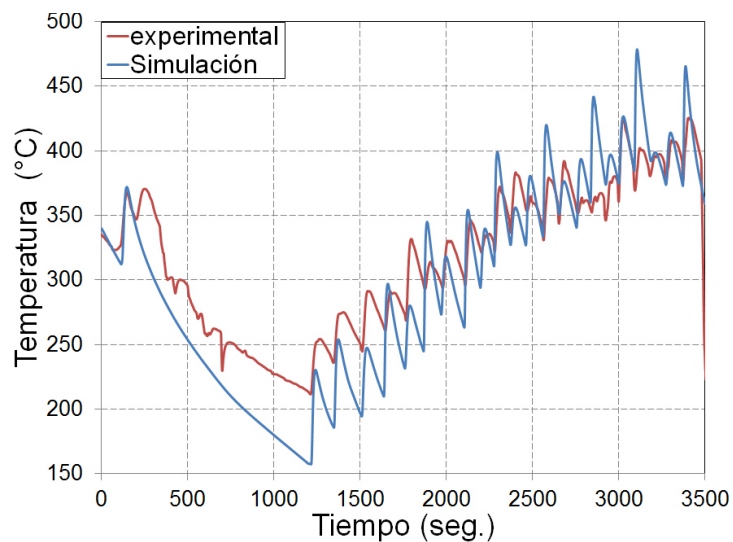


Figura 50. Ciclos térmicos de soldadura.

Los picos de temperatura corresponden a los cordones depositados más cerca del termopar. Se puede observar una tendencia ascendente en ambos resultados térmicos, esto es debido a que con cada cupón de soldadura depositado la temperatura del material base aumenta. En los resultados experimentales se observan 24 ciclos térmicos de soldadura ya que los primeros 2, corresponden al primer cupón de soldadura depositado con proceso de arco eléctrico manual y hubo la necesidad de cambiar de electrodo a la mitad de la trayectoria provocando que el termopar midiera un incremento adicional de temperatura. Se puede observar un enfriamiento discontinuo posterior a los 2 primeros ciclos térmicos de los resultados experimentales, ya que durante ese periodo de tiempo se realizaron trabajos de limpieza y remoción de escoria del primer cupón depositado provocando perturbaciones en las mediciones del termopar. Para lograr una mejor aproximación del modelo numérico, es necesario modificar los tiempos de inicio de los cordones depositados además de modificar los parámetros que definen la fuente de calor. La Figura 51 muestra los resultados térmicos del modelo tridimensional a los 3374 segundos, tiempo en el que el último cupón es depositado. En la Figura 52 se observa la distribución de temperaturas de la sección transversal central del modelo, el nodo 239886 graficado en la Figura 50 y la macrografía de la soldadura.

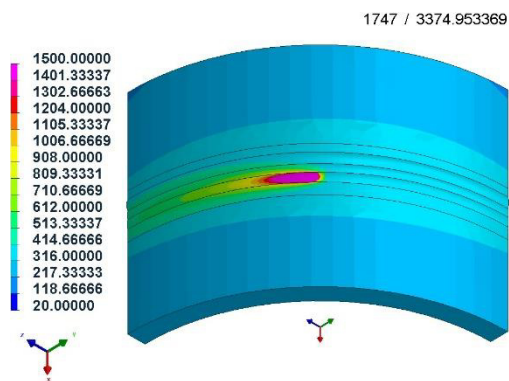


Figura 51. Distribución de temperaturas a los 3374 segundos.

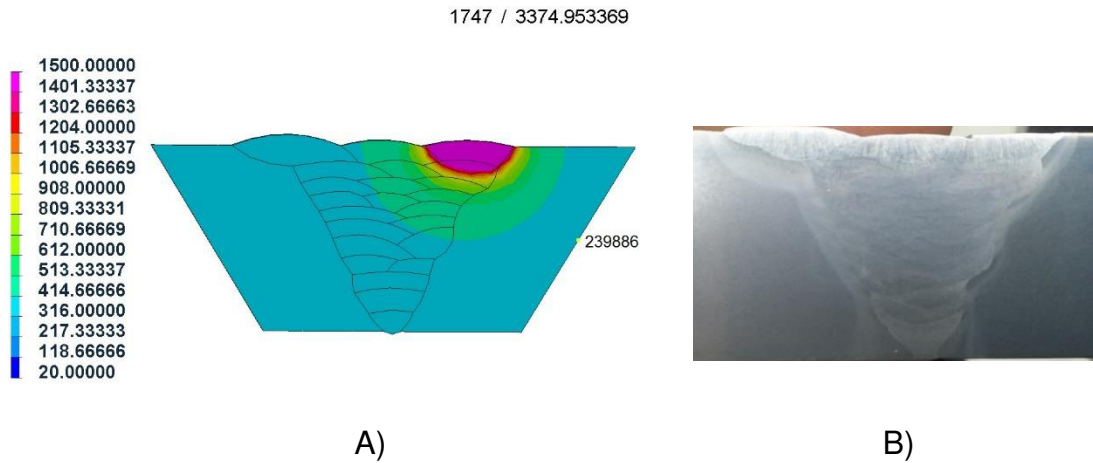


Figura 52. A) Distribución de temperaturas a los 3374 segundos, B) Macrografía de las pruebas de soldabilidad en placas.

La distribución de temperaturas a los 6000 segundos, muestra que la pieza tiene un promedio de 65 grados Celsius esto se puede observar en la Figura 53, nótese que la escala se modificó para apreciar los resultados.

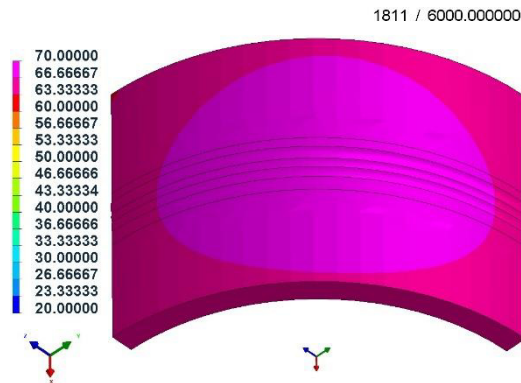


Figura 53. Distribución de temperaturas a los 6000 segundos.

**Proporciones de fases.** A continuación se presentan resultados de proporciones de fases. Los resultados presentados son de una sección transversal central de la pieza a los 6000 segundos, tiempo en el que se encuentra cerca de la temperatura ambiente. La Figura 54 y 55 se pueden observar las proporciones de fases para la ferrita y bainita. En el presente modelo no se obtuvieron resultados para la fase martensita y austenita. Se graficaron perfiles de los resultados de las proporciones de fases en 3 diferentes zonas, es decir, superficie, medio espesor y raíz, los cuáles se presentan en las figuras anteriormente mencionadas.

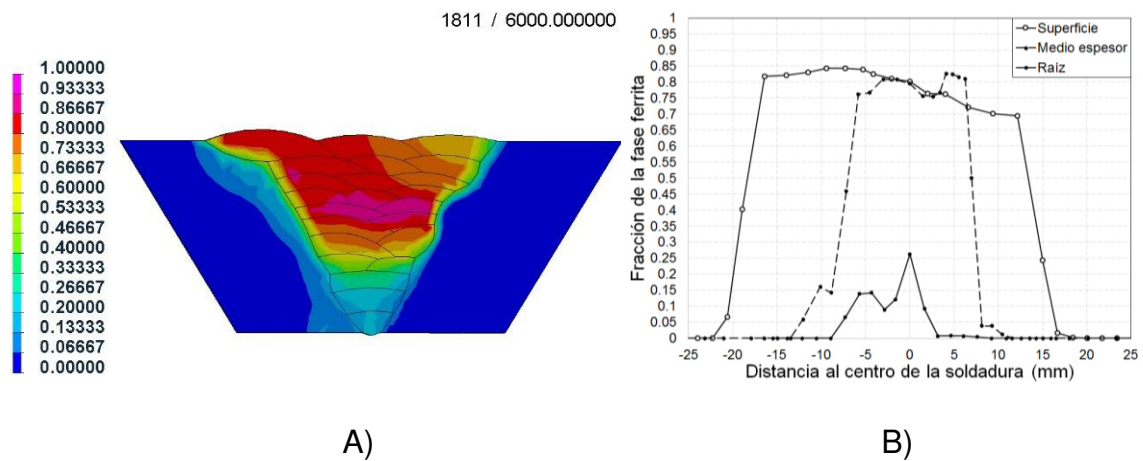


Figura 54. A) Proporción de la fase ferrita, B) Perfiles de la proporción de la fase ferrita.

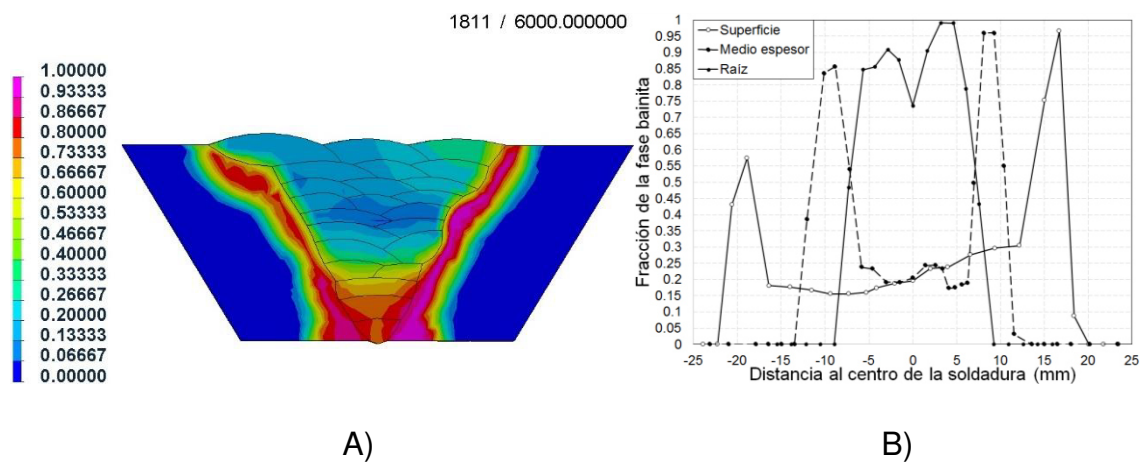


Figura 55. A) Proporción de la fase bainita, B) Perfiles de la proporción de la fase bainita.

**Ferrita.** Se observa que la mayor concentración de Ferrita se localiza desde el medio espesor hacia la superficie que corresponden a los cordones de soldadura 8 al 23. La temperatura de interpasos para estos cordones de soldadura se encuentran desde los 270°C a los 390°C (ver Figura 50) lo cual provoca que el enfriamiento sea lo suficientemente lento para promover dicha fase. También se aprecia que en el centro del último cordón de soldadura se obtuvo una fracción de 0.7 para la ferrita, este cordón no fue afectado por cordones posteriores y su enfriamiento fue mayor al de los cordones anteriores. Cabe señalar que este último cordón de soldadura se depositó del lado de la forja de acero 4130, región en donde se presenta agrietamiento en las piezas anteriormente descritas en el análisis de falla.

**Bainita.** La fase bainita se concentra en los 2 primeros cordones de soldadura y zona afectada por el calor de ambos materiales base. La mayor fracción de esta fase se alcanza del lado del acero 4130 cerca del primer cordón de soldadura. Después de que el primer cordón de soldadura es depositado transcurre suficiente tiempo como para que la temperatura descienda cerca de los 150°C (ver Figura 50), posteriormente el segundo cordón de soldadura es depositado y ambos cordones así como la zona afectada enfrían lo suficientemente rápido para formar fracciones de la fase mencionada del orden del 0.7 en los cordones de soldadura y 0.99 para la zona afectada por el calor del acero 4130. Finalmente se obtuvo una fracción del 0.3 de esta fase en el último cordón de soldadura depositado que como ya se mencionó antes, es en esta zona en donde se presenta el agrietamiento anteriormente descrito.



**Esfuerzos residuales.** Las Figuras 56, 57 y 58 muestran la distribución y perfiles en la superficie, medio espesor y raíz de los esfuerzos principales, longitudinales y los esfuerzos transversales a la dirección de la soldadura en la misma sección transversal anteriormente mencionada a los 6000 segundos.

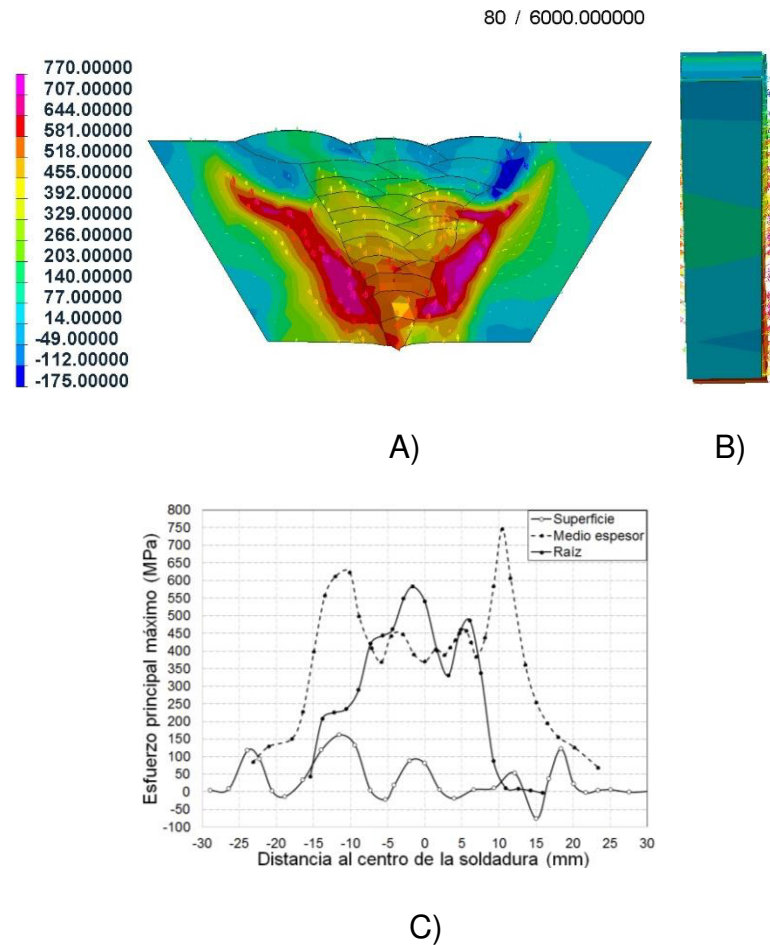


Figura 56. A) Distribución de los esfuerzos principales, B) Dirección de los esfuerzos principales, C) Perfiles de los esfuerzos principales en la superficie, medio espesor y raíz.

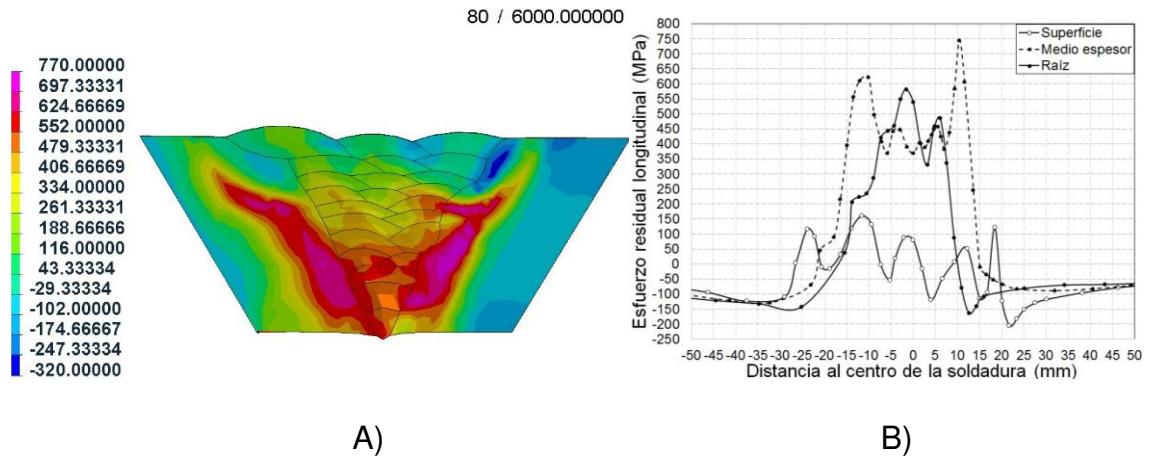


Figura 57. A) Distribución de los esfuerzos longitudinales a la soldadura, B) Perfiles de los esfuerzos longitudinales en la superficie, medio espesor y raíz.

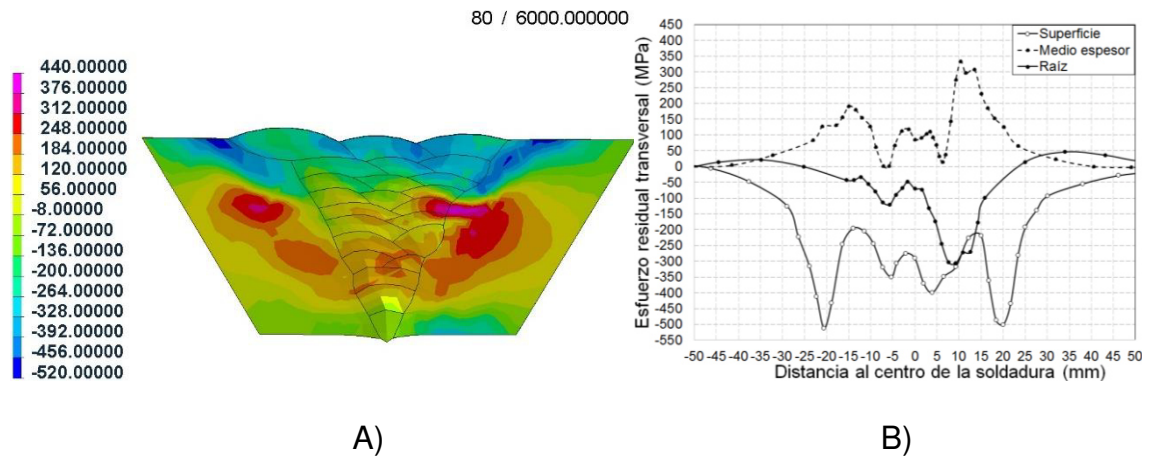


Figura 58. A) Distribución de los esfuerzos transversales a la soldadura, B) Perfiles de los esfuerzos transversales en la superficie, medio espesor y raíz.

En general, se puede observar que los esfuerzos se concentran en la zona afectada por el calor de ambos materiales base que es donde se concentra la bainita. Se puede apreciar que la dirección de los esfuerzos principales es casi normal a la sección transversal (Figura 56B), por lo que se observa una distribución similar a los esfuerzos longitudinales (Figura 57A). El mayor diferencial térmico ocurre en la dirección de la soldadura provocando mayores deformaciones térmicas, es por esto que los esfuerzos principales son

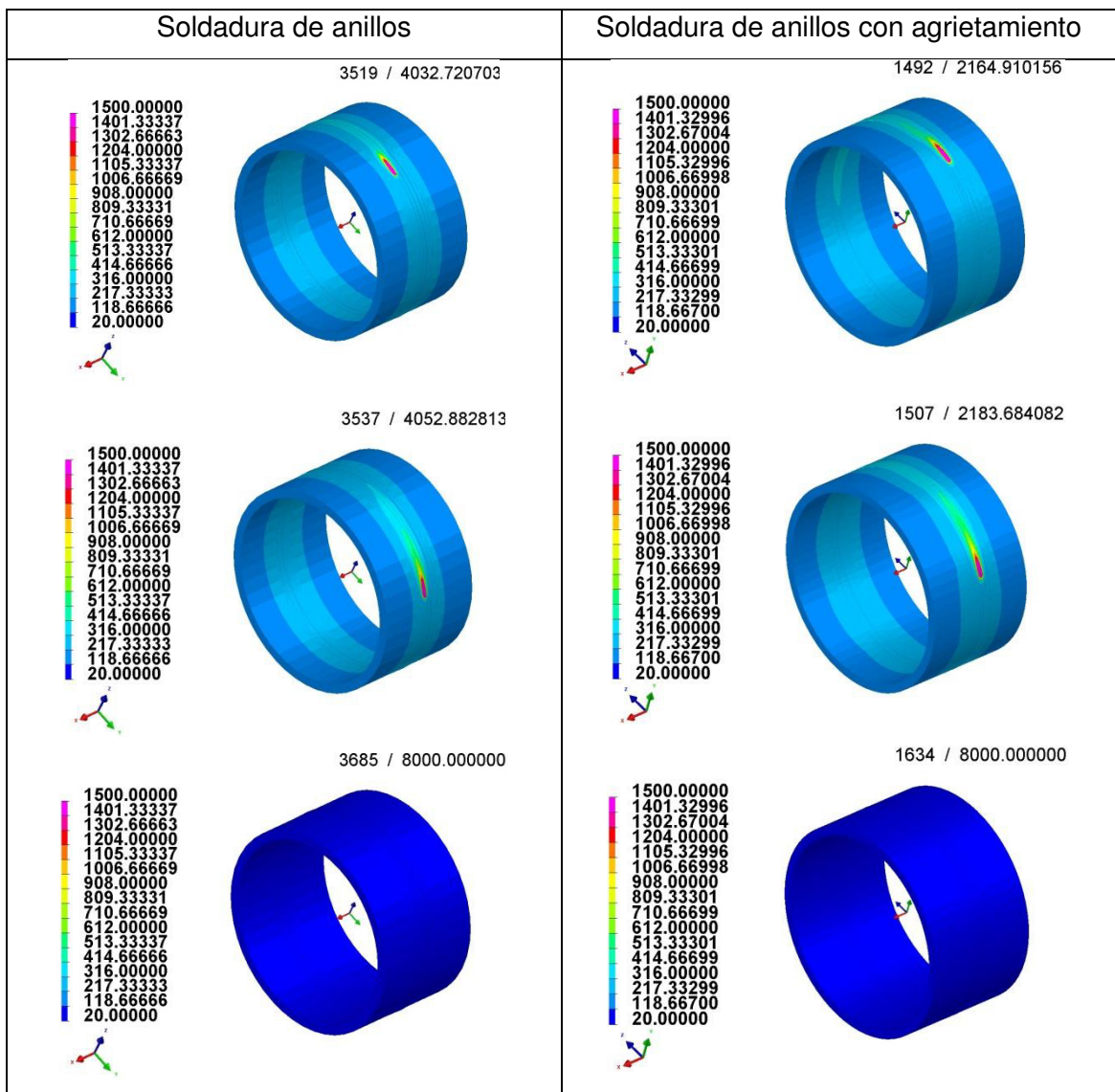
prácticamente normales a la sección transversal mostrada. El esfuerzo principal y longitudinal de mayor magnitud se encuentra a la altura del quinto cordón de soldadura del lado del acero 4130 con un valor de 771.01MPa y 770.97MPa de manera correspondiente y que se logran apreciar en la Figura 56A y 57A.

Se puede observar que en la superficie de los últimos 3 cordones de soldadura, los esfuerzos transversales son de compresión, mientras que en los esfuerzos principales y longitudinales alcanzan esfuerzos de tensión de hasta 161 MPa para el cordón de soldadura número 21 y 52 MPa para el último cordón depositado.

### 5.3.2 Resultados del modelo de soldadura de anillos y soldadura de anillos con agrietamiento

**Resultados térmicos.** La Tabla XIX muestra la distribución de temperaturas del modelo de soldadura de anillos y el modelo de soldadura de anillos con agrietamiento. Los resultados muestran el recorrido del último cordón de soldadura depositado y la distribución de temperatura a los 8000 segundos para ambos casos.

Tabla XIX. Distribución de temperaturas de los modelos de soldadura de anillos.



Se graficaron perfiles de temperatura de nodos situados a 23mm del centro de la unión y ubicados a medio espesor de secciones transversales que se encuentran a 90° y 270° grados, esto se ilustra en la Figura 59.

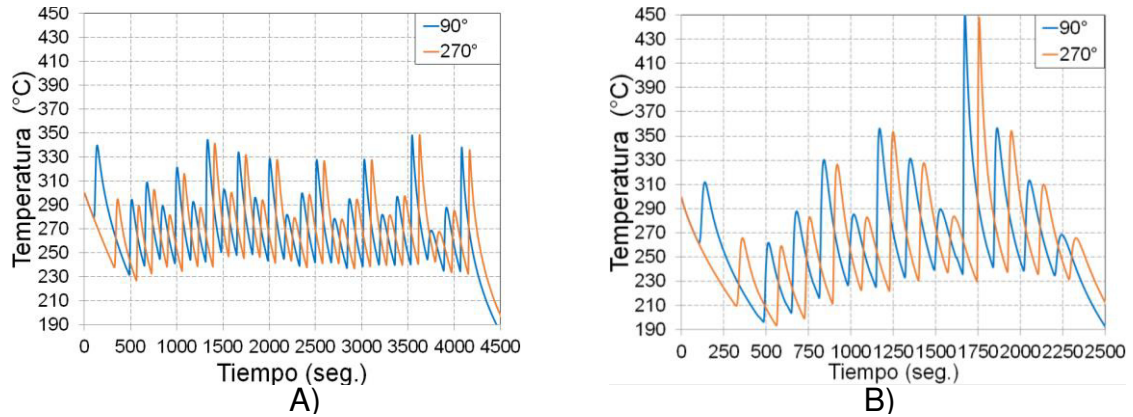


Figura 59 A) Perfil de temperaturas del modelo de soldadura de anillos, B) Perfil de temperaturas del modelo de soldadura de anillos con agrietamiento.

La línea azul representa los ciclos térmicos a los 90° grados, se puede observar que inicialmente hay un enfriamiento debido a que la fuente de calor aun no afecta esta zona. Posteriormente la fuente de calor afecta el nodo graficado y este experimenta un súbito incremento de temperatura, una vez que la fuente de calor se aleja del nodo se da paso a la disipación de calor, luego la siguiente fuente de calor vuelve afectar al nodo repitiendo el ciclo de calentamiento y enfriamiento para el resto de los cordones de soldadura depositados. Algo similar se presenta a los 270°. Después de los 8000 segundos la temperatura se encuentra por debajo de los 40°C.

**Proporciones de fase.** La Tabla XX y XXI se muestra los resultados de las proporciones de fase para la ferrita de secciones transversales que se encuentran a 90° y 270° a los 8000 segundos. La Tabla XXII y XXIII sólo se muestran los resultados para la bainita y martensita a los 90° debido a que el historial térmico experimentado en las secciones transversales ubicadas a 90° y 270° para cada uno de los modelos es similar y en consecuencia los resultados también (Ver Figura 59). La región de interés en el presente estudio es el cordón de soldadura número 23 para el modelo de anillos y el cordón de soldadura número 9 para el modelo de soldadura de anillos con agrietamiento. Lo anterior se debe a que es ahí donde se presenta el agrietamiento detectado y explicado en el análisis de falla.

Tabla XX. Proporción de la fase ferrita a 90°.

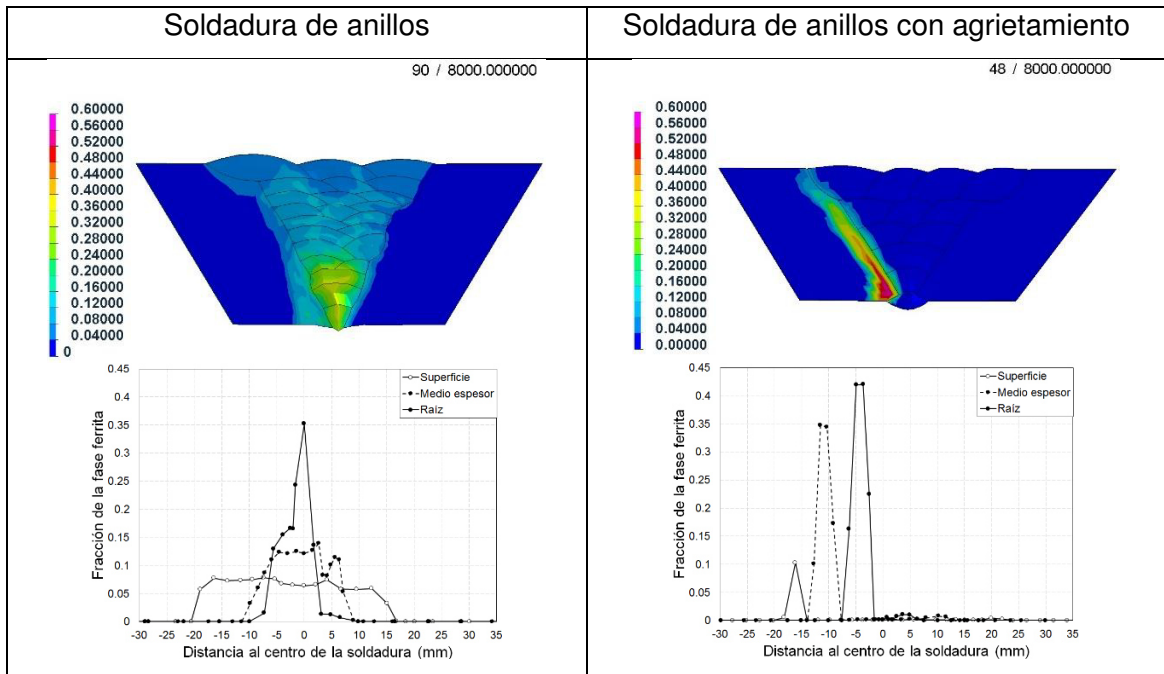


Tabla XXI. Proporción de la fase ferrita a 270°.

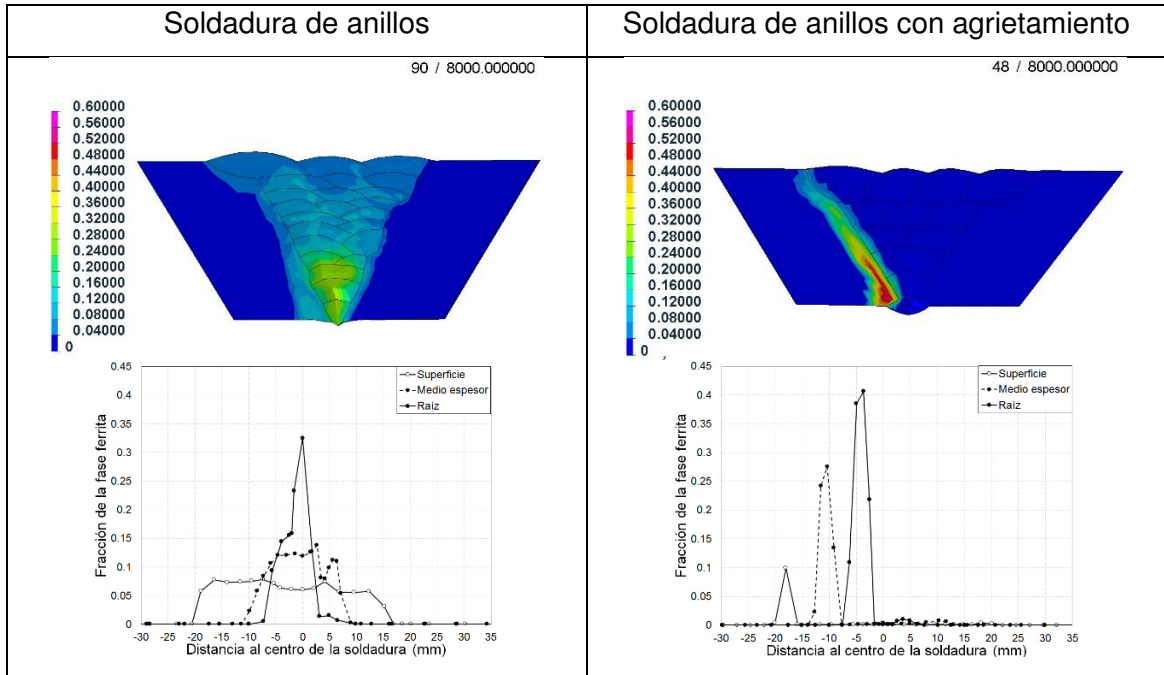


Tabla XXII. Fracción de la fase bainita a 90°.

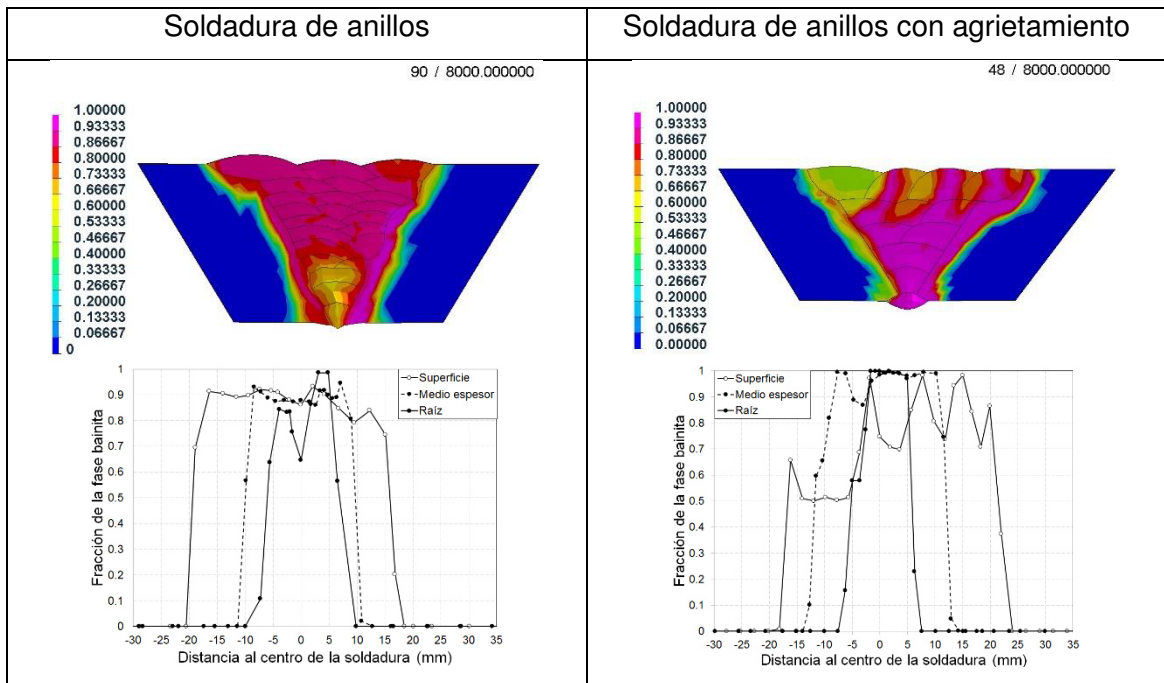
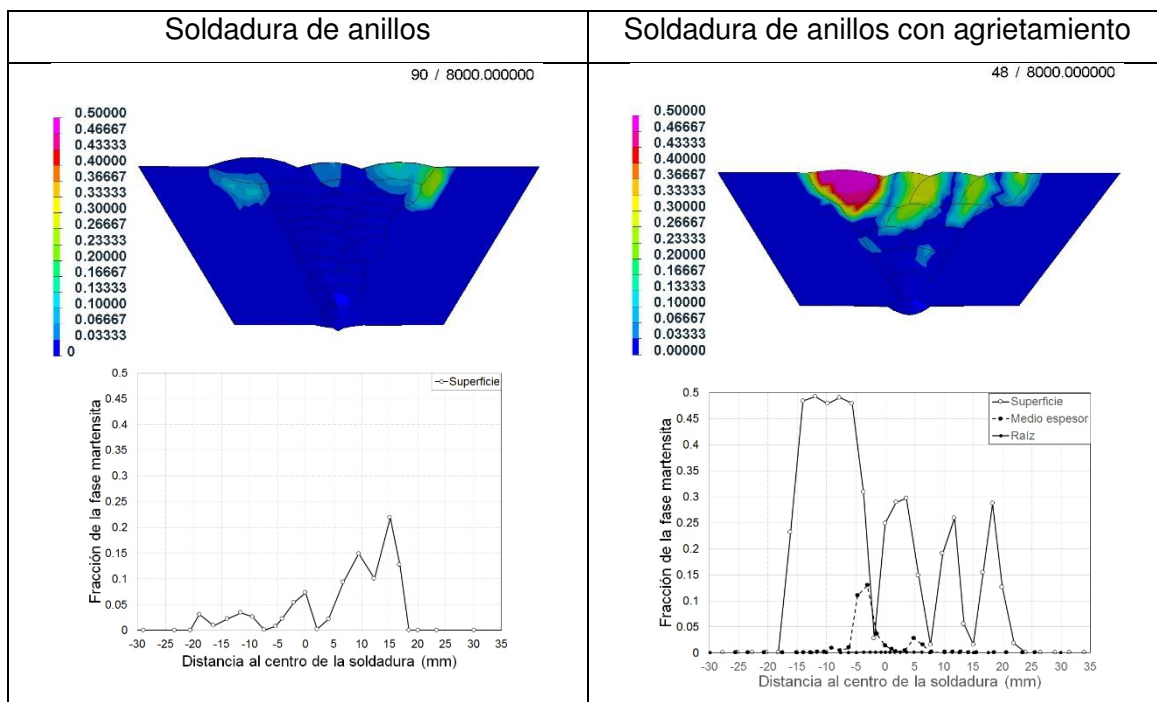


Tabla XXIII. Fracción de la fase martensita a 90°



**Ferrita.** La temperatura de interpasos alcanzadas en el modelo de placas (160°C-370°C) fueron superiores que las observadas en los modelos de anillos (190°C-250°C). Esto resultó en una mayor velocidad de enfriamiento de la soldadura en ambos modelos de anillos, lo cuál resultó en una menor proporción de la fase ferrita.

Haciendo la comparación de los resultados a 90° de ambos modelos de anillos para la fase ferrita, se observa que hay mayor concentración de dicha fase en la zona afectada por el calor del tubo de bajo carbono del modelo de soldadura de anillos con agrietamiento, esto se debe al bajo carbono equivalente de este material (0.396) en comparación con la forja de acero X60 (0.514) del modelo de soldadura de anillos. En relación a la región de interés, tenemos bajas concentraciones de esta fase, 0.057 para el modelo de soldadura de anillos y 0.001 para el modelo de soldadura de anillos con agrietamiento.



**Bainita.** Se observa presencia de esta fase en la soldadura y ambos materiales base para los 2 modelos. Otra similitud es que la mayor concentración de bainita se encuentra en la zona afectada por el calor de las forjas de acero 4130. Mientras que en la región de interés tenemos fracciones de 0.791 para el modelo de anillos y 0.982 para el modelo de anillos con agrietamiento. Las condiciones de enfriamiento y principalmente el mayor carbono equivalente que tiene la soldadura en este último modelo (ver tabla XVI) resulta en una concentración mayor de bainita.

**Martensita.** En general se puede observar que para ambos modelos, la martensita se concentra en los últimos cordones de soldadura depositados ya que ningún cordón de soldadura fue depositado por encima de los mismos por lo que su enfriamiento fue mayor que en los cordones anteriores. La fracción máxima de martensita es de 0.266 para el modelo de anillos y se concentra en la zona afectada por el calor de la forja de acero 4130 a la altura del último cordón de soldadura depositado, esta zona fue la última en enfriarse además de que la forja es la que presenta el mayor carbono equivalente de este modelo. En relación al modelo de soldadura de anillos con agrietamiento se muestra que la fracción máxima de martensita es de 0.503 que se ubica en el último cordón depositado, de igual manera se aprecia una mayor concentración de esta fase en la región de interés. La soldadura al tener mayor porcentaje de elementos de aleación que la soldadura del modelo de soldadura de anillos, resultó en una mayor concentración de esta fase.

**Esfuerzos residuales.** Las Tablas XXIII y XXIV se muestran los resultados de los esfuerzos principales máximos de secciones transversales que se encuentran a 90° y 270° a los 8000 segundos. Las Tablas XXV y XVI sólo se muestran los resultados de los esfuerzos longitudinales y transversales a los 90°. Como se explicó anteriormente además de que el historial térmico para ambas secciones es similar, la geometría circunferencial de los anillos presenta simetría, por lo que no hay una diferencia significativa en los resultados. Nuevamente la región de interés es el cordón de soldadura número 23 para el modelo de anillos y el cordón de soldadura número 9 para el modelo de soldadura de anillos con agrietamiento por la razón anteriormente descrita.

Tabla XXIII. Distribución de esfuerzos principales a los 90° y 8000 segundos.

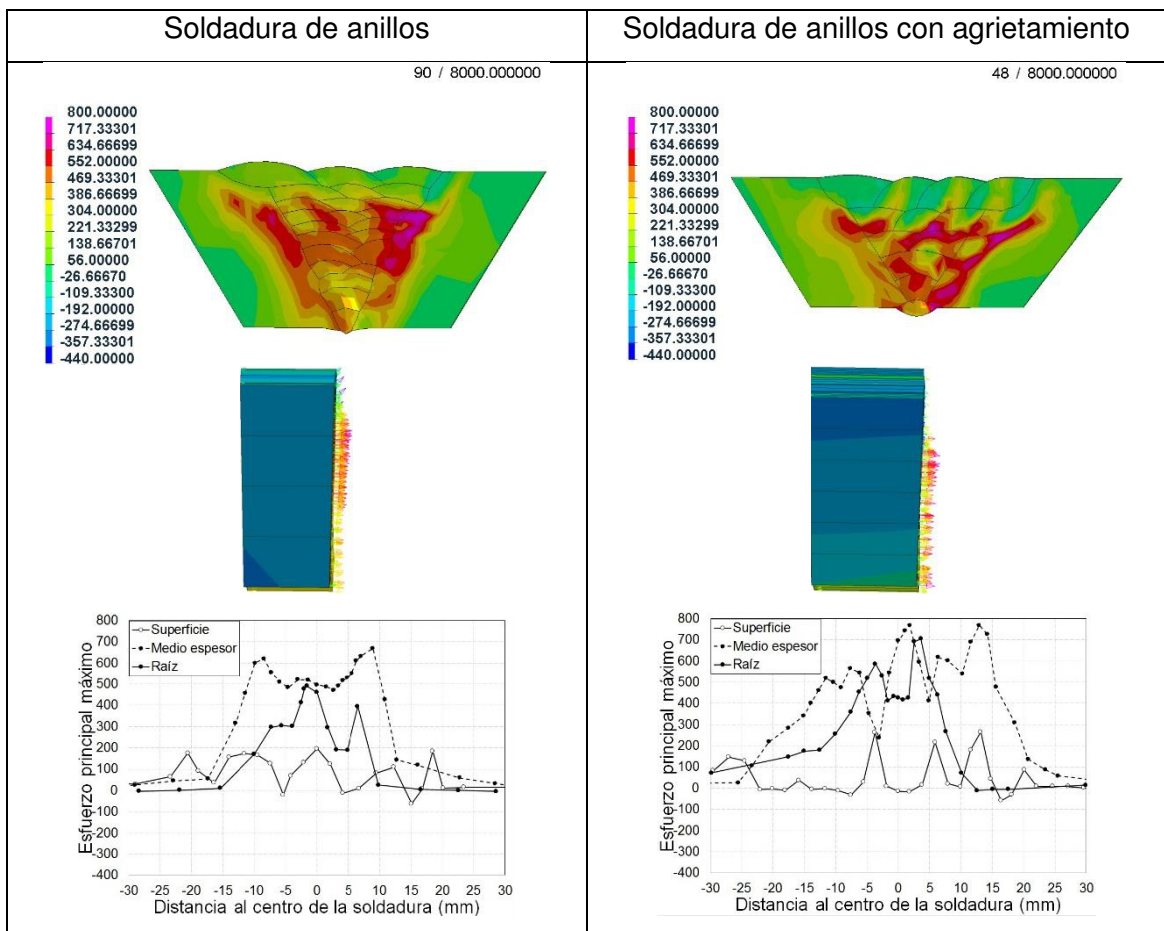


Tabla XXIV. Distribución de esfuerzos principales a los 270° y 8000 segundos.

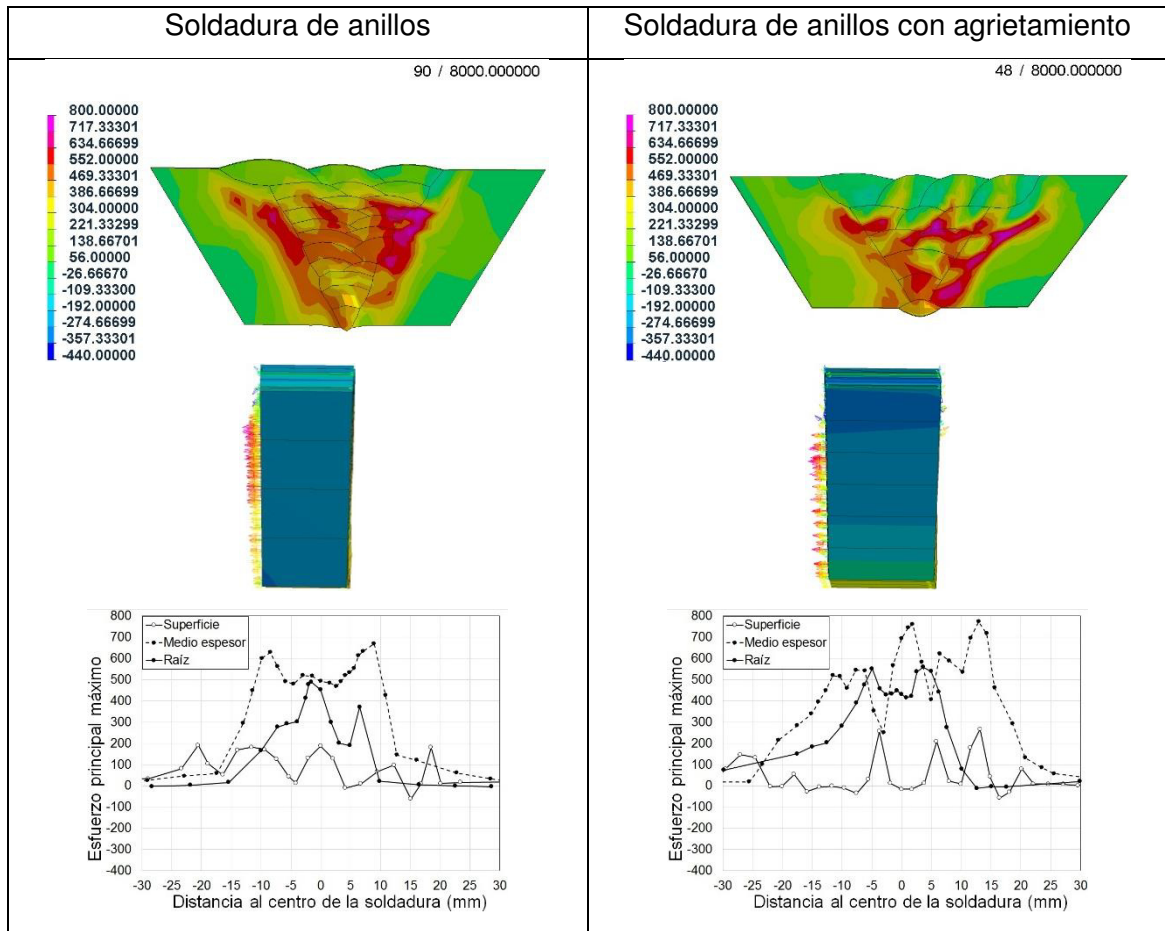


Tabla XXV. Distribución de esfuerzos longitudinales a los 90° y 8000 segundos.

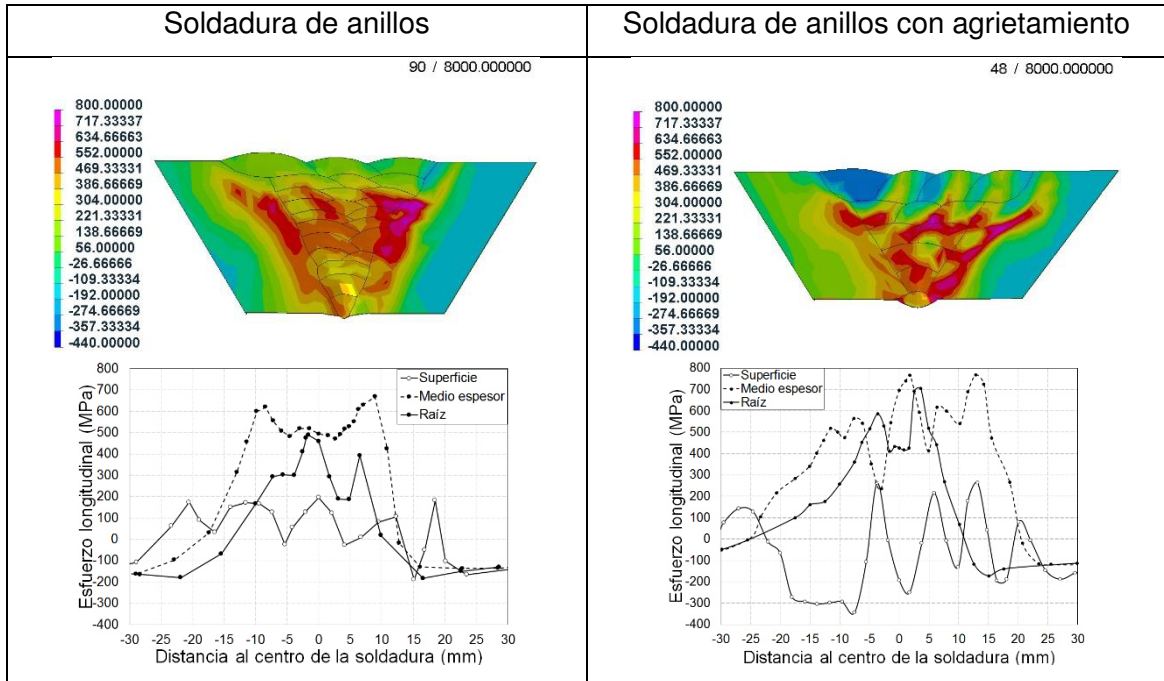
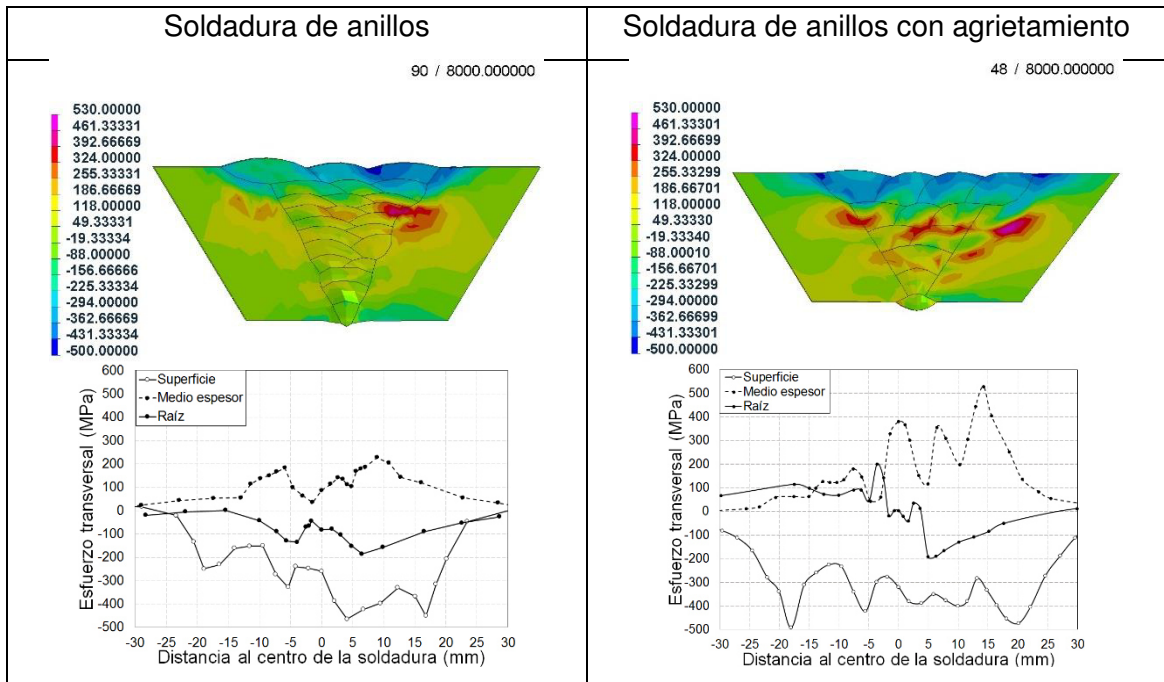


Tabla XXVI. Distribución de esfuerzos transversales a los 90° y 8000 segundos.



**Esfuerzos principales.** Lo primero que se aprecia es que la mayor parte de los esfuerzos residuales principales para ambos modelos tienen una dirección casi normal a la sección transversal. Analizando los resultados a los 90°, el modelo de soldadura de anillos tiene un esfuerzo principal máximo de 803 MPa el cuál se concentra en la zona afectada por el calor del cordón de soldadura 14 y 17. De igual manera a los 90°, el valor máximo del esfuerzo principal en el modelo de soldadura de anillos con agrietamiento es de 785 MPa el cuál se ubica en el cordón de soldadura 6. En la región de interés se observa un esfuerzo principal de 82 MPa para el modelo de anillos y de 265 MPa en el modelo de anillos con agrietamiento.

**Esfuerzos longitudinales.** Los esfuerzos longitudinales de mayor magnitud para ambos modelos se concentran en la misma zona que los presentados con los esfuerzos principales, con valores de 802 MPa para el modelo de soldadura de anillos y 784 MPa para el modelo de soldadura de anillos con agrietamiento. Otra observación es que los esfuerzos longitudinales no coinciden con la dirección de los esfuerzos principales en aquellas zonas en donde existe mayor presencia de martensita. En la región de interés tenemos un esfuerzo longitudinal de 80MPa para el modelo de anillos y de 263 MPa en el modelo de anillos con agrietamiento. Estos valores prácticamente son los mismos que el de los esfuerzos principales ya que tienen la misma dirección.

**Esfuerzos transversales.** Para el modelo de soldadura de anillos el valor máximo de esfuerzo transversal se ubica en la zona afectada por el calor del cordón de soldadura 14 con un valor de 424MPa, mientras que el esfuerzo transversal máximo para el modelo de soldadura de anillos con agrietamiento tiene un valor de 530 MPa y se ubica en la forja de acero 4130 a medio espesor y a 6 mm del quinto cordón de soldadura. En ambos modelos se puede observar que los esfuerzos transversales son de compresión en los últimos cordones de soldadura depositados, zona en donde existe mayor presencia de martensita. En la región de interés el valor del esfuerzo transversal es de -397

MPa par el modelo de soldadura de anillos y de -283 MPa para el modelo de soldadura de anillos con agrietamiento.

## 6. CONCLUSIONES

### 6.1 Conclusiones del análisis de fallas

- Se encuentran amplias diferencias de carbono equivalente entre el tubo (0.396), soldadura (0.535) y forja (0.692). El mayor porcentaje de elementos de aleación de la forja resultó en que la dureza de la unión se incrementara al acercarse al anillo forjado de acero 4130.
- El análisis fractográfico revela que las dos grietas que se encuentran ubicadas en la soldadura, cuentan con una superficie dendrítica lo cual indica que se formaron durante la solidificación de la soldadura.
- La amplia extensión de la soldadura y zona afectada por el calor de la forja revela que se empleó un calor de entrada elevado que en conjunto con la dilución de los elementos de aleación de la forja hacia la soldadura provocaron las condiciones para que se generara el agrietamiento detectado.

### 6.2 Conclusiones de las pruebas de soldabilidad

- El resultado de las pruebas no destructivas revela que sólo se encontró falta de relleno en la raíz, es decir no se encontró ningún tipo de agrietamiento.
- El análisis macro estructural de las pruebas realizadas en placas muestra que la extensión de la soldadura y la zona afectada por el calor es menor en las piezas que presentaron agrietamiento. Esto confirma que se empleó un menor calor de entrada.
- El análisis del carbono equivalente de la soldadura (0.366) de las pruebas de placas es menor que el de las piezas que presentan agrietamiento (0.535). Esta condición en conjunto con los parámetros que rigen el calor de entrada, resultó en una soldadura de menor dureza y mayor presencia de la estructura alotriomórfica de la ferrita.

- Para los materiales empleados en el presente estudio y los correspondientes parámetros, un menor calor de entrada y menor carbono equivalente, resultó en una soldadura libre de agrietamiento.

## 6.2 Conclusiones de las simulaciones

- El estudio de los esfuerzos residuales contribuyó para determinar los factores que rigen su distribución y magnitud para las soldaduras anteriormente presentadas.
- Los resultados térmicos obtenidos por la simulación numérica de las soldaduras de placas, presentan una correlación aceptable con los resultados experimentales, con un porcentaje de error del 8% lo cual valida el modelo numérico desarrollado. Esto también permite tener fiabilidad en los resultados de los modelos de anillos.
- Debido a la geometría en “V” de la unión, en cada uno de los modelos presentados, el mayor volumen de soldadura depositado se encuentra del medio espesor hacia la superficie externa de la unión, esto provocó la contracción transversal de la superficie externa de la soldadura que resultó en esfuerzos transversales de compresión. Esta condición también presentó bajos niveles de esfuerzos principales y longitudinales en comparación con lo observado en otras regiones por lo que no existe riesgo de fractura frágil en la superficie externa de la soldadura.
- Los esfuerzos principales y longitudinales en la superficie de la soldadura son ligeramente más elevados en el modelo de soldadura de anillos con agrietamiento. Esto probablemente se deba a que se empleó una mayor eficiencia térmica en las fuentes de calor de este modelo lo cual incrementó el calor de entrada.



## 6.4 Recomendaciones a la industria

- Si es posible, emplear un proceso de soldadura que permita oscilar el arco eléctrico y así modificar la solidificación de la soldadura.
- Utilizar un proceso de soldadura como TIG (Tungsten Inert Gas) o STT (Surface Tension Transfer) para soldar el primer cordón de soldadura y lograr la penetración adecuada.
- Cambiar el ángulo del bisel en “V” de 30° a 20° empleando los parámetros de soldadura del presente proyecto, con la finalidad de reducir el número de cordones de soldadura y reducir el tiempo de trabajo.
- Reducir el calor de entrada empleado en las soldaduras que presentan agrietamiento, con el propósito de reducir las tensiones durante la solidificación de la soldadura.
- Seleccionar un consumible de soldadura con un carbono equivalente menor que el utilizado en las soldaduras que presentan agrietamiento (0.53) pero mayor que el carbono equivalente de la tubería de bajo carbono (0.39). Esto para obtener una soldadura libre de agrietamiento y de mayor resistencia que la tubería de bajo carbono.

## 6.5 Recomendaciones para trabajo a futuro

- Efectuar pruebas de esfuerzos residuales por “hole drilling” para corroborar los esfuerzos determinados en los modelos numéricos.
- Realizar pruebas de susceptibilidad a la fisuración con su correspondiente modelo numérico para así tener un criterio de falla y evaluar el agrietamiento detectado.
- Complementar la experimentación con ensayos mecánicos de las pruebas de soldaduras realizadas en los anillos forjados.

## Referencias Bibliográficas

- [1] P. J. Withers and H. K. D. H. Bhadeshia, Overview Residual Stress part 1 – measurements and techniques abril, 2000
- [2] Masubuchi, K., *Analysis of Welded Structures*, Pergamon, Elmsford, NY, 1980.
- [3] *Welding Handbook*, 8<sup>th</sup> ed., Vol. 1, American Welding Society, Miami, FL, 1987.
- [4] AWS A3.0M/A3.0:2010 Standard Welding Terms and Definitions
- [5] API 5L, Specification of Line Pipe, 43 edition, October 2004
- [6] Ngendang L., Manurung Y., Angular distortion analysis of the multipass welding process on combined joint types using thermo-elastic-plastic FEM with experimental validation, 2013
- [7] Ibrahim Khan, *Welding science and technology*, ISBN (13): 978-81-224-2621-5
- [8] Kenneth Easterling, *Introduction to the physical metallurgy of welding*, ISBN 0750603941, second edition, 1992
- [9] George E. Totten, *Steel Heat Treatment Handbook*, second edition, ISBN 13: 978-0-8493-8455-4, 2007
- [10] C.D. Lundin, *discontinuities in welds-cause and effects*, sept 1981
- [11] M. N. Chandrasekharaiah, *Weldability and weld joint failures*
- [12] Horwitz, *Soldadura aplicaciones y práctica*, ISBN 970-15-0230-2, ALFAOMEGA 1997
- [13] Callister W., *Introducción a la Ciencia e Ingeniería de los Materiales*, Reverte S.A., 2007.
- [14] Askeland R. Donald, *Ciencia e Ingeniería De Los Materiales*, 3era Edición, International Thomson Editores, 1998, ISBN: 968-7529-36-9.

- [15] J. F. Lancaster, Metallurgy of welding, Abington publishing, 6<sup>th</sup> edition, 1999, ISBN 1 85573 428 1
- [16] Welding Handbook, Ninth Edition, Volume 1, chapter 1 survey of joining, cutting, and allied process, 2001, ISBN-10: 0871716577
- [17] Tariq mehmoood, S. Niaz Ahsan, Development of API grade linepipe steels at Saudi iron & steel company, hadeed, vol 5. the 6th Saudi Engineering Conference, 2002
- [18] Linnert, G.E. Welding Metallurgy, Vol.1. American Welding Society
- [19] Koňár R., Mičian M., Simulation of welding at the repair of gas pipelines
- [20] R. Venkata, V.D. Kalyankar, Experimental investigation on submerged arc welding of Cr-Mo-V- steel, S.V. National institute of technology, Surat 395997, India, 2013
- [21] Kasuya T., Yurioka N., Okumura M., Methods for predicting maximum hardness of heat affected zone and selecting necessary preheat temperature for steel welding, Nippon steel technical report, 1995
- [22] A. Yu. Ivanov, R.V. Sulyagin, Structure and properties of weld joints in X80, X90, and K70 pipe steel, published in "Stal", 2011, no. 7, pp. 85-90
- [23] R.A. Douty, H. Schwartzbart, Weldability of forged AISI 4130 and 1020 Mn steels, AWS 58<sup>th</sup> annual meeting held in Pennsylvania, 1977
- [24] Nausheen Naz, Fawad Tariq, Rasheed Ahmed, Failure analysis of HAZ cracking in low C-Cr MoV steel weldment.
- [25] ASM Handbook, Volume 1, Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys, ASM International, Handbook Committee, 1990.
- [26] Ginzburg, Vladimir B.; Ballas, Robert (2000), Flat rolling fundamentals

[27] SA-6/SA-6M - Specification For General Requirements For Rolled Structural Steel Bars, Plates, Shapes, And Sheet Piling. ASME BPVC Section II: ASME. 2001.

[28] Influencia, comportamiento de los elementos de aleación en la soldabilidad y modelos de dureza. Calderón Celis, Julia Marilú

[29] [http://cdigital.dgb.uanl.mx/te/1020119025/1020119025\\_02.pdf](http://cdigital.dgb.uanl.mx/te/1020119025/1020119025_02.pdf)

[30] Sindou Kou, Welding Metallurgy, second edition, Wiley interscience

[31] L. A. de Vedia, Introducción a la metalurgia de la soldadura, agosto 2004

[32] ASM international, Weld solidification, 1997.

[33] Hui Dai, "Modelling residual stress and phase transformations in steel welds", school of materials, university of Manchester.

[34] Robert Ngendang Lidam, "Angular distortion analysis of the multipass welding process on combined joint types using thermo-elastic-plastic FEM with experimental validation", august 2013.

## LISTA DE TABLAS

Tabla I. Especificación de distintos grados de acero de acuerdo a API 5L [5]

Tabla II. Composición química del acero AISI 4130 [25].

Tabla III. Propiedades mecánicas, eléctricas y térmicas del acero 4130 [25].

Tabla IV. Soldabilidad de los aceros para diferentes valores de  $C_{eq}$  (IIW) [26,27].

Tabla V. Recubrimientos de electrodo [12].

Tabla VI. Efectos de los defectos de soldaduras [11].

Tabla VII, Composición química de los consumibles de soldadura especificada por el fabricante.

Tabla VIII, Parámetros de soldadura.

Tabla IX. Geometría, malla y secuencia de deposición de cupones.

Tabla X parámetros de soldadura de placas y anillos.

Tabla XI parámetros de soldadura de anillos con agrietamiento.

Tabla XII. Restricciones rígidas.

Tabla XIII. Composición química de la forja, soldadura y tubo.

Tabla XIV. Dimensiones de la soldadura y zona afectada por el calor.

Tabla XV. Resultados de dureza Vickers.

Tabla XVI. Resultados del análisis químico de las pruebas de soldabilidad y de las soldaduras con agrietamiento.

Tabla XVII. Dimensiones de la soldadura y zona afectada por el calor.

Tabla XVIII. Resultados de dureza Vickers de las pruebas de soldadura en placas.

Tabla XIX. Distribución de temperaturas de los modelos de soldadura de anillos.

Tabla XX. Proporción de la fase ferrita a 90°.

Tabla XXI. Proporción de la fase ferrita a 270°.

Tabla XXII. Fracción de la fase Bainita a 90°.

Tabla XXIII. Distribución de esfuerzos principales a los 90° y 8000 segundos.

Tabla XXIV. Distribución de esfuerzos principales a los 270° y 8000 segundos.

Tabla XXV. Distribución de esfuerzos longitudinales a los 90° y 8000 segundos.

Tabla XXVI. Distribución de esfuerzos transversales a los 8000 segundos.

## LISTA DE FIGURAS

- Figura 1. Zona de fusión del proceso SMAW [16].
- Figura 2. Soldadura por arco sumergido. a) Proceso general, b) área de soldadura ampliada [30].
- Figura 3. Discontinuidades y defectos en soldaduras [4].
- Figura 4. A) Superficie de fractura de soldadura de acero inoxidable 308. B) Agrietamiento en caliente de aleación base níquel [10,30].
- Figura 5. A) Efectos de elementos de aleación en el rango de solidificación de aceros al carbono y de baja aleación. B) Longitud máxima de la grieta en función del Rango de solidificación [30].
- Figura 6. Soldaduras de aluminio con 3 diferentes cantidades de cobre (Cu): A) 0.1% Cu; B) 4% Cu, C) 8% Cu [30].
- Figura 7. Susceptibilidad a la fisuración de aceros inoxidables austeníticos de soldaduras por arco eléctrico [30].
- Figura 8. Diagrama hierro carbono [30].
- Figura 9. Agrietamiento en caliente en una unión en "T" [30].
- Figura 10. Distribución del soluto para el crecimiento celular y dendrítico [18].
- Figura 11. Esfuerzos térmicamente inducidos [3].
- Figura 12. Distribución de esfuerzos y temperatura [3].
- Figura 13. Fenómenos presentes en la soldadura [33].
- Figura 14. Modelo de la fuente de calor de Goldak y Akhlaghi [34,44].
- Figura 15. Zona afectada por el calor y diagrama de equilibrio [39].
- Figura 16. Fisuración por hidrógeno [40].
- Figura 17. Piezas recibidas: a) Material base tubo, b) Acero 4130 con soldadura y c) soldadura con agrietamiento.

Figura 18. Ubicación de las indentaciones del ensayo de microdureza.

Figura 19. Diseño del bisel utilizado en las pruebas.

Figura 20. Equipos utilizados para el secado y almacenaje de electrodos A) Mufla, B) horno portátil.

Figura 21. Equipos empleados para realizar pruebas de soldabilidad A) Fuente de soldadura SAW power Wave AC/DC 1000, B) Alimentador de alambre powerfeed 10, C) Fuente de soldadura RX 520, D) Posicionador para soldaduras circunferenciales.

Figura 22. Montaje de las placas para pruebas de soldaduras.

Figura 23. A) Montaje de los anillos en el posicionador, B) Pruebas de soldabilidad en los anillos con colcha cerámica ajustada a uno de los anillos.

Figura 24. Secuencia de deposición de los cordones de soldadura.

Figura. 25 tratamiento térmico de alivio de esfuerzos.

Figura 26. Equipo para inspección no destructiva.

Fig. 27 Propiedades físicas y mecánicas del material SG355J2G3. A) Calor específico B) Conductividad térmica, C) Módulo de elasticidad y D) Densidad.

Figura 28 Propiedades del X60. A) Esfuerzo de cedencia y B) Diagrama de enfriamiento continuo.

Figura 29 Propiedades de la forja AISI 4130. A) Esfuerzo de cedencia y B) Diagrama de enfriamiento continuo.

Figura 30 Propiedades del consumible de soldadura. A) Esfuerzo de cedencia y B) Diagrama de enfriamiento continuo.

Figura 31 Propiedades de la soldadura con agrietamiento. A) Esfuerzo de cedencia y B) Diagrama de enfriamiento continuo.

Figura 32 Propiedades de la tubería del análisis de falla. A) Esfuerzo de cedencia y B) Diagrama de enfriamiento continuo.



Figura 33. Geometría y malla del modelo de placas.

Figura 34. Secuencia de deposición de cupones del modelo de la prueba experimental.

Figura 35. Restricciones rígidas y libres del modelo de placas.

Figura 36. A) Macrografía de la soldadura, B) Representación esquemática de la macrografía que revela la secuencia de deposición de los cordones de soldadura.

Figura 37. A) Distancia del agrietamiento al anillo forjado, B) Representación esquemática que revela la ubicación de la grieta.

Figura 38. Microestructura de la tubería del acero de bajo carbono.

Figura 39. A) Microestructura de la soldadura cerca de la superficie, B) ZAC de la forja AISI 4130, C) ZAC de la tubería, D) Microestructura de la soldadura a medio espesor, E) Microestructura de la tubería, D) Microestructura de la forja.

Figura 40. A) Microestructura de la soldadura y ZAC de la forja, B) Microestructura de la forja, C) Microestructura de la soldadura y ZAC de la forja a mayor magnificación, D) Microestructura de la soldadura.

Figura 41. A) Superficie de las grietas antes del ataque, B) Microestructura de la grieta 1, C) Microestructura de la grieta 2.

Figura 42. A) Tamaño de grano alrededor del agrietamiento, B) Superficie interior del agrietamiento.

Figura 43. Ubicación de las indentaciones.

Figura 44. Perfil de microdurezas.

Figura 45. Reporte de la prueba no destructiva

Figura 46. A) Macro estructura de la soldadura cerca de la superficie, B) Macro estructura de la soldadura a medio espesor, C) Macro estructura de la ZAC del X60, D) Macro estructura de la ZAC de la forja.

Figura 47. A) Micro estructura de la soldadura cerca de la superficie, B) Macro estructura de la soldadura a medio espesor, C) Macro estructura de la ZAC del 4130, D) Macro estructura de la ZAC de la forja.

Figura 48. Ubicación de las indentaciones en las pruebas de soldadura en placas.

Figura 49. Perfil de microdurezas en las pruebas de soldadura en placas.

Figura 50. Ciclos térmicos de soldadura.

Figura 51. Distribución de temperaturas a los 3374 segundos.

Figura 52. A) Distribución de temperaturas a los 3374 segundos, B) Macrografía de las pruebas de soldabilidad en placas.

Figura 53. Distribución de temperaturas a los 6000 segundos.

Figura 54. A) Proporción de la fase ferrita, B) Perfiles de la proporción de la fase ferrita.

Figura 55. A) Proporción de la fase Bainita, B) Perfiles de la proporción de la fase Bainita.

Figura 56. A) Distribución de los esfuerzos principales, B) Dirección de los esfuerzos principales, C) Perfiles de los esfuerzos principales en la superficie, medio espesor y raíz.

Figura 57. A) Distribución de los esfuerzos longitudinales a la soldadura, B) Perfiles de los esfuerzos longitudinales en la superficie, medio espesor y raíz.

Figura 58. A) Distribución de los esfuerzos transversales a la soldadura, B) Perfiles de los esfuerzos transversales en la superficie, medio espesor y raíz.

Figura 59 A) Perfil de temperaturas del modelo de soldadura de anillos, B) Perfil de temperaturas del modelo de soldadura de anillos con agrietamiento.

