



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO**  
PROGRAMA DE MAESTRÍA Y DOCTORADO EN INGENIERÍA  
INGENIERÍA QUÍMICA – METALURGIA

EFFECTO DEL HIDRÓGENO SOBRE EL CRECIMIENTO DE GRIETAS EN SOLDADURAS  
DE ACEROS MICROALEADOS EXPERIMENTALES DE ALTA RESISTENCIA

TESIS  
QUE PARA OPTAR POR EL GRADO DE:  
DOCTOR EN INGENIERÍA

PRESENTA:  
M. EN I. EDGAR LÓPEZ MARTÍNEZ

TUTOR PRINCIPAL  
DR. BERNARDO CAMPILLO ILLANES, FACULTAD DE QUÍMICA, UNAM  
COMITÉ TUTOR  
DR. CARLOS GONZÁLEZ RIVERA, FACULTA DE QUÍMICA, UNAM  
DR. SERGIO ALONSO SERNA BARQUERA, CIICAp, UAEM

MÉXICO, D. F. NOVIEMBRE 2015



Universidad Nacional  
Autónoma de México



**UNAM – Dirección General de Bibliotecas**  
**Tesis Digitales**  
**Restricciones de uso**

**DERECHOS RESERVADOS ©**  
**PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL**

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

**JURADO ASIGNADO:**

Presidente: DR. RAMÍREZ ARGAEZ MARCO AURELIO  
Secretario: DR. FLORES CEDILLO OSVALDO  
Vocal: DR. PORCAYO CALDERÓN JESÚS  
1 er. Suplente: DR. VERGARA HERNÁNDEZ HÉCTOR JAVIER  
2 do. Suplente: DR. CAMPILLO ILLANES BERNARDO FABIÁN

Lugar o lugares donde se realizó la tesis:

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO, FACULTAD DE QUÍMICA, DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA METALÚRGICA

INSTITUTO TECNOLÓGICO DE MORELIA

UNIVERSIDAD MICHOACÁNA DE SAN NICOLÁS DE HIDALGO

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DEL ESTADO DE MORELOS, CENTRO DE INVESTIGACIÓN EN INGENIERÍA Y CIENCIAS APLICADAS

**TUTOR DE TESIS:**

DR. BERNARDO FABIÁN CAMPILLO ILLANES

-----  
**FIRMA**

## **Agradecimientos**

Investigación realizada gracias al apoyo financiero de:

Programa de Apoyo a Proyectos de Investigación e Innovación Tecnológica de la Universidad Nacional Autónoma de México a través del proyecto IN118714 titulado: Estudio del efecto del agrietamiento inducido por el medio ambiente en cordones de soldadura, en un acero experimental microaleado de alta resistencia.

Concejo Nacional de Ciencia y Tecnología a través del proyecto de Ciencia Básica Sep-Conacyt 178777 titulado: Efecto del hidrogeno sobre el crecimiento de grietas y su interacción con dislocaciones en soldaduras en aceros microaleados experimentales de alta Resistencia.

Concejo Nacional de Ciencia y Tecnología a través del proyecto de Ciencia Básica Sep-Conacyt 178511 titulado: Estudio del efecto de la rapidez de enfriamiento sobre la evolución microestructural de aceros con alto contenido de silicio.

## **Se agradece a:**

El CONACyT por la beca No. 174555 y por el apoyo económico en la realización de dos estancias de investigación en el Instituto Tecnológico de Morelia.

La DGAPA-UNAM por la beca recibida para la culminación de la tesis.

El Programa Nacional de Movilidad Estudiantil del Espacio Común de Educación Superior por el apoyo económico en la realización de una estancia de investigación en la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo.

A mi asesor el Dr. Bernardo Campillo Illanes, por su confianza, su impulso para producir, la búsqueda de soluciones a los problemas, su apoyo personal, académico y económico, y la libertad para el desarrollo de la tesis. Fueron años de mucho trabajo y aprendizaje.

Al Dr. Carlos González por su apoyo e impulso para culminar los estudios de doctorado.

Al jurado de tesis: Dr. Marco Aurelio Ramírez Argaez, Dr. Osvaldo Flores Cedillo y Dr. Jesús Porcayo Calderón, por sus observaciones y valiosa contribución en la escritura de la tesis.

Al Dr. Héctor Javier Vergara Hernández por el apoyo recibido en la fase experimental, la accesibilidad a equipos y laboratorios y por el apoyo para la publicación de artículos.

A mi amigo el Dr. Octavio Vázquez Gómez, por su apoyo académico, personal y emocional en los momentos más difíciles, pero principalmente por su amistad.

Al departamento de Ingeniería Metalúrgica por la accesibilidad a los laboratorios y por haberme dado la oportunidad de formarme como docente.

Al equipo de estudiantes del Dr. Campillo: Oscar, Miguel Iván, Diana, Ivan, Gadi, Karla, quienes fueron una pieza clave en la fase experimental.

Al Dr. Sergio Serna por el apoyo en la accesibilidad de laboratorios y de recursos humanos de la Universidad Autónoma del Estado de Morelos.

Al Dr. Osvaldo Flores por la invaluable discusión referente a la difusividad de hidrógeno. Sin éste análisis no hubiera sido posible la publicación de uno de los artículos.

Al Dr. Jan Mayen por introducirme a la aplicación de las redes neuronales artificiales. Sin el uso de la inteligencia artificial, sin duda alguna ésta tesis no se hubiera concluido.

Al M en C Julio Villalobos por el apoyo en la fase experimental y análisis de las pruebas de permeabilidad.

A Iván Puente-Lee por el apoyo en los análisis de microscopía electrónica.

---

**RESUMEN**

Se estudió el efecto del hidrógeno en la zona de la soldadura de dos aceros microaleados experimentales de alta resistencia, uno denominado Acero A con microestructura de martensita y bainita y otro denominado Acero B2 con microestructura de ferrita cuasi-poligonal (FCP), ferrita acicular (FA) y microconstituyente M/A. Para tal efecto, se simularon soldaduras de una sola pasada con el proceso de soldadura por arco de tungsteno con gas (GTAW, por sus siglas en inglés). Debido a los ciclos térmicos que se desarrollan en la zona de la soldadura, se presentan una variedad de microestructuras que afectan el comportamiento y propiedades mecánicas de cada zona. Mediante pruebas de microdureza y nanoindentación se observó que en el Acero A se presenta un ablandamiento de la zona afectada por el calor (ZAC) debido a la formación de ferrita poligonal en la subzona de recristalización, a la formación de ferrita cuasi-poligonal y revenido de la martensita en la subzona intercrítica y al revenido de la martensita en la subzona subcrítica, la cual no es posible identificar microestructuralmente. Con la técnica de nanoindentación, además del ablandamiento, se observó un endurecimiento cercano a la posición correspondiente a la temperatura crítica  $A_{c1}$ , lo cual se le puede atribuir a un fenómeno de endurecimiento secundario por precipitación de carburos de los elementos aleantes. Adicionalmente, se observó que la ferrita poligonal presenta un comportamiento y nanodureza similar a la bainita, que puede ser atribuido al efecto del borde de grano.

Mediante pruebas de permeabilidad, determinación de las trampas de hidrógeno y mediciones de microdureza, se analizó el efecto de la microestructura en la difusividad de hidrógeno en la zona de la soldadura. La determinación de la difusividad se realizó mediante pruebas de permeabilidad electroquímica, y las trampas de hidrógeno se determinaron con la técnica de decoración con plata. Para llevar a cabo las pruebas de permeabilidad, se construyó una celda electroquímica del tipo Devanathan y Stachurski. Del análisis microestructural, de las pruebas de permeabilidad y de decoración con plata, se observó que la difusividad de hidrógeno disminuye con el aumento de trampas, la promoción de la formación del microconstituyente M/A y de la ferrita acicular (FA) y la disminución de los microconstituyentes de martensita y bainita. La menor difusividad de

## RESUMEN

---

todas las zonas de los dos aceros la presenta el MB del acero B2, lo cual está asociado a una estructura de FCP, FA y baja microdureza. Se determinó que la subzona de crecimiento de grano de la zona afectada por el calor del acero martensítico-bainítico, podría ser la más susceptible al agrietamiento asistido por el hidrógeno (AAH), ya que presenta la mayor microdureza y la mayor cantidad de trampas reversibles.

Finalmente se determinó que el hidrógeno promueve el crecimiento de grietas aumentando la deformación plástica en la zona de crecimiento de grieta, lo cual se observa como un aumento de las marcas de deslizamiento persistente.



---

**ABSTRAC**

The effect of hydrogen in the welding zone of two high strength experimental microalloyed steels has been studied. One of them called A steel, with martensite-bainite microstructure, and the other called B steel, with quasi-polygonal ferrite (QPF), acicular ferrite (AF) and M/A microconstituent. For this purpose, single-pass welds were simulated with the gas tungsten arc welding process (GTAW). Due the thermal cycles that are experimented in the welding zone, a variety of microstructures are presented, which affect the mechanical behavior and the mechanical properties of each zone. By microhardness tests and nanoindentation tests it was observed a softening of the heat affected zone (HAZ) in the A steel, which is due to the formation of polygonal ferrite in the recrystallization subzone, to the formation of QPF and tempering of martensite in the intercritical subzone, and the tempering of martensite in the subcritical subzone, which can not be identified microstructurally. With the nanoindentation technique, in addition to softening, hardening was observed near the position corresponding to the critical temperature  $A_{c1}$ , which can be attributed to a phenomenon of secondary hardening by precipitation of carbides of the alloying elements. Additionally, it was observed that the polygonal ferrite exhibits a behavior and nanohardness similar to the bainite, which can be attributed to the effect of grain boundary.

By permeation tests, determination of hydrogen traps and microhardness measurements, the effect of microstructure on the hydrogen diffusivity in the welding zone was analyzed. The diffusivity was determined by electrochemical permeation tests, and the hydrogen traps were determined with the silver decoration technique. To conduct the permeation tests, an electrochemical cell, type Devanathan and Stachurski was built. From the microstructural analysis, the permeation tests and the silver decoration, it was observed that the hydrogen diffusivity decreases with increasing traps, promoting the formation of M/A microconstituent and AF, and the reduction of martensite and bainite. The lowest diffusivity of all zones of the two steels was presented in the base material (BM) of the B2 steel, which is associated with a QPF and AF microstructure and low microhardness. It was determined that the grain coarsening subzone of the heat affected zone of the martensitic -

## ABSTRAC

---

bainitic steel, could be the most susceptible to hydrogen induced cracking (HIC), since it has the highest microhardness and the highest relative amount of reversible traps.

Finally it was determined that the hydrogen promotes increased crack growth, increasing plastic deformation near the crack growth area, which is observed as an increase the persistent slip marks

---

## PREFACIO

Este trabajo de tesis está basado y justificado en el hecho de que los aceros en un ambiente de hidrogeno, pueden presentar un fenómeno conocido como agrietamiento asistido por el hidrógeno (AAH); de donde se tiene conocimiento que aceros de alta resistencia son los más susceptibles a este tipo de agrietamiento. Por tal razón, se ha limitado el uso a aceros de baja resistencia ( $\sim 350$  MPa); pero dadas las condiciones actuales de explotación de hidrocarburos cada vez más pesados y en ambientes extremos, inevitablemente se requiere el uso de aceros de alta resistencia. Más aun, estos aceros necesitan ser soldados para obtener un componente final, en donde debido a los ciclos térmicos que se desarrollan, se pueden producir características microestructurales perjudiciales para la integridad de la estructura.

De la revisión de la literatura, no se puede predecir o vislumbrar que características microestructurales serán las más perjudiciales para promover el AAH, es decir, para las mismas microestructuras se tienen resultados contradictorios, en donde macroscópicamente se puede observar que el hidrógeno propicia un fenómeno de fragilización, visto como una disminución de la ductilidad y de formación de fracturas frágiles, y microscópicamente se puede observar la promoción de la plasticidad, visto como el aumento de las bandas de deslizamiento o como la disminución de la fuerza para promover la nucleación homogénea de dislocaciones

Este trabajo tiene por intención contribuir al conocimiento del efecto del hidrógeno en aceros de alta resistencia que se encuentran en fase experimental y por lo tanto no son comerciales.

En el apartado 1, se justifica el trabajo con la presentación de la problemática del transporte de hidrocarburos, en donde se hace énfasis en que aceros de alta resistencia suelen ser más susceptibles al AAH, pero que dadas las condiciones actuales y a futuro, se vuelve imprescindible el uso de aceros con elevadas propiedades mecánicas.

## PREFACIO

---

En el apartado 2 se presenta la definición de los aceros microaleados y los mecanismos por los cuales obtienen sus propiedades y comportamiento mecánico. Se introduce a la idea de que en la manufactura de componentes mecánicos-metalúrgicos, se necesita utilizar un proceso de soldadura, la cual por las diversas microestructuras y características que se presentan, la zona de la soldadura suele ser la zona más susceptible al daño mecánico y al AAH. Se presenta el estado del arte del agrietamiento asistido por el hidrógeno y las variables que intervienen en este proceso.

En el apartado 3 se presenta el procedimiento que se siguió para determinar el efecto del hidrógeno en el crecimiento de grietas. Los diferentes procedimientos que se realizaron son:

1. Dilatometría. Para determinar las temperaturas críticas de transformación. Estas se requieren para poder diseñar los tratamientos térmicos necesarios para simular físicamente con tratamientos térmicos similares la subzona de crecimiento de grano de la zona afectada por el calor (ZACCG).
2. Soldadura. Se describe del porqué de la selección del proceso de soldadura, y se describe el arreglo que se realizó para semi-automatizar el proceso de soldadura con el objetivo de obtener soldaduras de alta calidad. Finalmente se describe la caracterización mecánica que se realizó a la zona de la soldadura.
3. Propiedades térmicas y mecánicas. Para poder diseñar el tratamiento térmico para simular físicamente la soldadura, y para poder realizar un análisis térmico de la zona afectada por el calor, se requirió de la estimación de las propiedades térmicas de los aceros bajo estudio; y para poder diseñar las pruebas de fatiga rotativa, se requirió de estimar el esfuerzo de fluencia en la zona de la soldadura. Para resolver estos problemas, se decidió aplicar las herramientas de la inteligencia artificial, en particular el uso de redes neuronales artificiales.
4. Análisis térmico de la soldadura. Se realizó un análisis de la zona de la soldadura para para poder correlacionar las microestructuras obtenidas con los ciclos térmicos de soldadura.

5. Atrapamiento de hidrógeno en la zona de la soldadura. Se realizaron estas determinaciones para poder correlacionar la microestructura con las trapas de hidrógeno y la difusividad de hidrógeno con la susceptibilidad al agrietamiento asistido por el hidrógeno.
6. Permeabilidad de hidrógeno. Para que el hidrógeno afecte al crecimiento de grietas, se requiere que el hidrógeno difunda hacia la zona de grieta, por lo que una forma de estudiar la susceptibilidad al AAH, es la determinación de la difusividad. Por tal motivo se realizaron pruebas de permeabilidad para obtenerla. De estas pruebas de permeabilidad, se vislumbró que la subzona de crecimiento de grano (ZACCG) podría ser la subzona más susceptible al AAH.
7. Crecimiento de grietas. Debido a que el espesor de la ZACCG es estrecho, no es posible obtener probetas para realizar pruebas mecánicas y así poder determinar el comportamiento de la subzona. Para solventar esto, en probetas cilíndricas, se ejecutó un tratamiento térmico similar un ciclo térmico similar al que se experimentaría en esta zona, y así poder realizar pruebas mecánicas. Hecho esto, se realizaron pruebas de fatiga rotativa en probetas especialmente diseñadas para el estudio del crecimiento de grietas cortas.

En el apartado 4 se realizó un análisis de las transformaciones de fase que se presentan en el calentamiento, para obtener las temperaturas críticas de transformación, los diagramas de transformación durante calentamiento continuo, los parámetros cinéticos de transformación de fase y las energías de activación. Con respecto a la caracterización de la soldadura, en el acero martensítico-bainítico se observó una zona de ablandamiento de la ZAC, en particular en las subzonas: subzona de recristalización (ZACRC), subzona parcialmente transformada (ZACPT) y subzona subcrítica (ZACSC). Éste ablandamiento es atribuido a la formación de ferrita poligonal en la primera, formación de ferrita poligonal y revenido de la martensita en la segunda, y revenido de la martensita en la tercera; por otra parte en la ZACCG se observó un incremento de la microdureza. En el acero ferrítico no se observó este fenómeno de ablandamiento. Adicionalmente con la técnica de nanoindentación, se determinó que existe una zona de endurecimiento en el acero

## PREFACIO

---

martensítico-bainítico en la ZACSC, la cual puede ser atribuida al endurecimiento secundario de la martensita por la precipitación de carburos de elementos aleantes. Ésta zona de endurecimiento, no fue detectada en la escala de la microdureza. También, con la técnica de nanoindentación, se determinó que la zona de ablandamiento de la ZAC de este acero, presenta un mayor espesor en comparación con la determinada con mediciones de microdureza.

En este trabajo se verificó el potencial que tiene la inteligencia artificial en la predicción de propiedades térmicas y mecánicas, ya que mediante la aplicación de redes neuronales artificiales, se pudieron predecir las propiedades de estos aceros.

Finalmente, se correlacionó las propiedades mecánicas, la microestructura, los ciclos térmicos, las trampas de hidrógeno y difusividad de hidrógeno con la susceptibilidad al AAH.

En el apartado 5 se presentan las principales conclusiones de la tesis, en donde la principal es que en probetas sometidas a un ciclo térmico similar al que se experimentaría en la ZACCG del acero experimental martensítico-ferrítico, el hidrógeno promueve el crecimiento de grietas aumentando la deformación plástica en la zona de crecimiento de grieta, lo cual se observa como un aumento de las marcas de deslizamiento persistente.

## Contenido

<b>Lista de símbolos</b>	<b>xi</b>
<b>Lista de tablas</b>	<b>xv</b>
<b>Lista de figuras</b>	<b>xvi</b>
<b>1. INTRODUCCIÓN</b>	<b>1</b>
<b>1.1. Objetivo</b>	<b>3</b>
<b>1.2. Hipótesis</b>	<b>4</b>
<b>2. ESTADO DEL ARTE</b>	<b>5</b>
<b>3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL</b>	<b>17</b>
<b>3.1. Dilatometría</b>	<b>17</b>
3.1.1. Materiales	17
3.1.2. Probetas	17
3.1.3. Pruebas	18
<b>3.2. Soldadura</b>	<b>18</b>
3.2.1. Selección del proceso	18
3.2.2. Soldadura semiautomática	18
3.2.3. Preparación metalográfica	21
3.2.4. Análisis metalográfico	21
3.2.5. Microdureza	22
3.2.6. Nanoindentación	22
<b>3.3. Propiedades térmicas y mecánicas</b>	<b>24</b>
3.3.1. Bases de datos	24
3.3.2. Diseño de la redes neuronales artificiales	29
3.3.3. Propiedades térmicas y del esfuerzo de fluencia de la zona de la soldadura	30
<b>3.4. Análisis térmico de la soldadura</b>	<b>31</b>
<b>3.5. Atrapamiento de hidrógeno en la zona de la soldadura</b>	<b>33</b>
3.5.1. Preparación de muestras	34
3.5.2. Cargado electroquímico	34
3.5.3. Decoración con plata	35
3.5.4. Descarga de hidrógeno	36
<b>3.6. Permeabilidad de hidrógeno</b>	<b>36</b>
3.6.1. Preparación de muestras	36
3.6.2. Diseño de la celda	37
3.6.3. Pruebas de permeabilidad	37
<b>3.7. Crecimiento de grietas</b>	<b>38</b>

# CONTENIDO

3.7.1.	Simulación física de la ZAC _____	38
3.7.2.	Probetas _____	41
3.7.3.	Diseño de las pruebas de fatiga _____	41
3.7.4.	Cargado electroquímico con hidrógeno de probetas _____	45
3.7.5.	Ensayos de fatiga _____	46
<b>4.</b>	<b><i>RESULTADOS Y ANÁLISIS</i></b> _____	<b>48</b>
<b>4.1.</b>	<b>Dilatometría</b> _____	<b>48</b>
4.1.1.	Materiales _____	48
4.1.2.	Temperaturas críticas de transformación _____	48
4.1.3.	Diagramas de transformación durante calentamiento continuo _____	53
4.1.4.	Parámetros cinéticos _____	56
4.1.5.	Energías de activación _____	61
<b>4.2.</b>	<b>Soldadura</b> _____	<b>64</b>
4.2.1.	Análisis metalográfico _____	64
4.2.2.	Microdureza _____	77
4.2.3.	Nanoindentación _____	80
<b>4.3.</b>	<b>Estimación de las propiedades térmicas y del esfuerzo de fluencia de la zona de la soldadura</b> _____	<b>97</b>
4.3.1.	Propiedades térmicas _____	97
4.3.2.	Esfuerzo de fluencia _____	107
<b>4.4.</b>	<b>Análisis térmico de la soldadura</b> _____	<b>110</b>
<b>4.5.</b>	<b>Determinación del atrapamiento de hidrógeno</b> _____	<b>117</b>
<b>4.6.</b>	<b>Determinación de la difusividad de hidrógeno</b> _____	<b>122</b>
<b>4.7.</b>	<b>Crecimiento de grietas</b> _____	<b>131</b>
4.7.1.	Simulación física de la ZAC _____	131
4.7.2.	Diseño de pruebas de fatiga _____	132
4.7.3.	Ensayos de fatiga _____	135
<b>5.</b>	<b><i>CONCLUSIONES</i></b> _____	<b>143</b>
	<b><i>REFERENCIAS</i></b> _____	<b>145</b>
	<b><i>ANEXOS</i></b> _____	<b>156</b>
	<b>Anexo A. Redes neuronales artificiales</b> _____	<b>156</b>
	<b>Anexo B. Nanoindentación</b> _____	<b>162</b>
	<b>Anexo C. Productos</b> _____	<b>165</b>
	<b>Anexo D. Artículos de investigación</b> _____	<b>169</b>



# LISTA DE SÍMBOLOS

## Lista de símbolos

Símbolo	Descripción
$a$	Longitud de grieta, $\mu\text{m}$
$A$	Área, $\text{m}^2$
$A_{c1}$	Temperatura crítica correspondiente al inicio de la precipitación o dilución de precipitados
$A_{s1}$	Temperatura crítica correspondiente a la precipitación o disolución de carburos
$A_{f1}$	Temperatura crítica correspondiente al inicio de formación de austenita
$A_{c3}$	Temperatura crítica correspondiente al fin de la formación de austenita
$A_r$	Área de contacto de nanoindentación de muestra con esfuerzos residuales
$A_o$	Área de contacto de nanoindentación de muestra sin esfuerzos residuales
$B$	Bainita
$Bi$	Número de Biot
$C$	Contenido de carbono, %
$C_o$	Concentración de hidrógeno en la subsuperficie de la placa del lado de carga de hidrógeno, $\text{mol}/\text{cm}^3$
$C^{ep}$	Tensor de rigidez elástico-plástico
$CE$	Contra electrodo
$C_p$	Capacidad calorífica, $\text{J}/\text{Kg}^\circ\text{C}$
$d$	Espesor de las placas, $\text{mm}$
$D_{eff}$	Coefficiente de difusión, $\text{cm}^2/\text{s}$
$e$	error
$E_a$	Energía de activación, $\text{KJ}/\text{mol}$
$ET$	Electrodo de trabajo
$ER$	Electrodo de referencia
$F$	Fuerza, $\text{N}$
$FA$	Ferrita acicular
$FP$	Ferrita poligonal
$FCP$	Ferrita cuasi-poligonal
$F_p$	Factor de peso, adimensional
$f$	Función
$f_\gamma$	Fracción en volumen de austenita formada
$f_x$	Fracción en volumen de la fase $x$
$FA$	Ferrita acicular
$Gr$	Número de Grashoff
$h_o$	Coefficiente de transferencia de calor global, $\text{W}/\text{m}^2^\circ\text{C}$
$h_{oc}$	Coefficiente de transferencia de calor convectivo, $\text{W}/\text{m}^2^\circ\text{C}$

Continúa

# LISTA DE SÍMBOLOS

## Continuación

$h_{Or}$	Coefficiente de transferencia de calor radiativo, $W/m^2\text{°C}$
$H$	Nanodureza, GPa
$I$	Corriente, Amperes
$J(t)$	Flux de hidrógeno, $mol/cm^2 s$
$k$	Conductividad térmica, $J/s m\text{°C}$
$K$	Parámetro cinético de la ecuación de Avrami
$l$	Longitud, mm
$L$	Espesor de la placa de permeabilidad, mm
$L_p$	Longitud de la extensión de la probeta, mm
$M$	Martensita
$MR$	Martensita revenida
$M_F$	Momento flector, N mm o lb plg
$MB$	Material base
$n$	Parámetro cinético de la ecuación de Avrami
$N$	Valor normalizado de una variable
$Nu$	Número de Nusselt
$P$	Precipitados
$Pcm$	Carbono equivalente
$Pr$	Número de Prandtl
$q$	Poder del arco de soldadura, V-A
$r$	Espesor de la zona soldada, mm
$RE$	Rapidez de enfriamiento, $\text{°C/s}$
$RC$	Rapidez de calentamiento, $\text{°C/s}$
$t$	Tiempo, s
$T$	Temperatura, $\text{°C}$
$T_0$	Temperatura inicial, $\text{°C}$
$T_f$	Temperatura del fluido, $\text{°C}$
$T_p$	Temperatura máxima pico de formación de asutenita
$u_r$	Desplazamiento en la dirección $r$ , mm
$u_\theta$	Desplazamiento en la dirección $\theta$ , mm
$u_z$	Desplazamiento en la dirección $z$ , mm
$v$	Velocidad de soldadura, mm/s
$T_m$	Temperatura de fusión, $\text{°C}$
$V$	Potencial, volts
$Vol$	Volumen, $m^3$
$w_k$	Pesos de las ligas de conexión
$W_{exp}$	Espesor experimental de la ZAC, mm
$W_{Placa-gruesa}$	Espesor de la ZAC para placa gruesa, mm
$W_{Placa-delgada}$	Espesor de la ZAC para placa delgada, mm
$X$	Metal X

Continúa

# LISTA DE SÍMBOLOS

---

*Continuación*

$XC$	Carburo del metal $X$
$X(C, N)$	Carbonitruro de metal $X$
$x$	Variable independiente
$x_i$	Valor de la propiedad real $i$
$x_{i,e}$	Valor de la propiedad estimada
$x_{max}$	Valor máximo de la propiedad $i$
$x_{min}$	Valor mínimo de la propiedad $i$
$y$	Señal de salida de una neurona
$ZAC$	Zona afectada por el calor
$ZACCG$	Zona afectada por el calor de crecimiento de grano
$ZACPF$	Zona afectada por el calor de fusión parcial
$ZACPT$	Zona afectada por el calor parcialmente transformada
$ZACRC$	Zona afectada por el calor de recristalización
$ZACSC$	Zona afectada por el calor subcrítica
$\%E$	Porcentaje de error

# LISTA DE SÍMBOLOS

## *Símbolos griegos*

Símbolo	Descripción
$\alpha$	Difusividad térmica, m <sup>2</sup> /s
$\alpha'$	Ferrita
$\beta$	Constante dependiente de la fracción formada de austenita
$\gamma$	Rapidez de aprendizaje
$\gamma'$	Austenita
$\Delta$	Cambio, adimensional
$\varepsilon$	Deformación, mm/mm
$\epsilon$	Emisividad
$\xi$	Error mínimo
$\kappa_o$	Factor pre-exponencial de la constante de rapidez
$\rho$	Densidad, Kg/m <sup>3</sup>
$\sigma$	Campo de esfuerzos, MPa
$\sigma_o$	Esfuerzo por fricción interna, MPa
$\sigma_y$	Esfuerzo de fluencia, MPa
$\sigma_s$	Contribución de endurecimiento por solución sólida, MPa
$\sigma_g$	Contribución de endurecimiento por tamaño de grano, MPa
$\sigma_p$	Contribución de endurecimiento por precipitación, MPa
$\sigma_d$	Contribución de endurecimiento por dislocaciones, MPa
$\sigma_{transf}$	Contribución de endurecimiento por transformación de fase, MPa
$\sigma_{r,T}$	Esfuerzo residual de tensión, MPa
$\sigma_{r,C}$	Esfuerzo residual de compresión, MPa
$\tau_b$	Tiempo normalizado
$\eta$	Ciclos de fatiga
$\zeta$	Constante que depende de la geometría del nanoindentador

## *Constantes*

Símbolo	Valor
$e$	Neperiano = 2.7182
$F$	Constante de Faraday = 96485 C/mol
$R$	Constante universal de los gases = 8.314J/molK
$s$	Constante de Stefan-Boltzmann = 5.6704x10 <sup>-8</sup> W/m <sup>2</sup> K <sup>4</sup>
$\theta$	Ángulo de indentación del nanoindentador Bercovich = 24.7°

# LISTA DE TABLAS

## Lista de tablas

Tabla 1. Composición química de los aceros microaleados. ....	17
Tabla 2. Carbono equivalente determinado con la ecuación de Ito- Bessyo. ....	17
Tabla 3. Parámetros del proceso de soldadura. ....	20
Tabla 4. Valores mínimos y máximos de las variables independientes (input) y de la conductividad térmica (output) de la base de datos. ....	26
Tabla 5. Valores mínimos y máximos de las variables independientes (input) y de la capacidad calorífica (output) de la base de datos. ....	27
Tabla 6. Valores mínimos y máximos de las variables independientes (input) y del esfuerzo de fluencia (output) de la base de datos. ....	28
Tabla 7. Condiciones de las probetas para los ensayos de fatiga. ....	46
Tabla 8. Parámetros cinéticos de formación de austenita obtenidos mediante el ajuste de los resultados experimentales de fracción formada. Acero A. ....	60
Tabla 9. Parámetros cinéticos de formación de austenita obtenidos mediante el ajuste de los resultados experimentales de fracción formada. Acero B2. ....	60
Tabla 10. Espesor de las zonas y subzonas de las soldaduras. Unidades en mm. ....	65
Tabla 11. Microconstituyentes de los materiales base. ....	69
Tabla 12. Porcentaje del microconstituyente M/A en la zona de la soldadura. ....	73
Tabla 13. Resumen de nanodureza de fases y microconstituyentes reportados en la literatura. ....	94
Tabla 14. Espesores calculados y experimentales de la ZAC y factor de peso. ....	113
Tabla 15. Parámetros de enfriamiento de la soldadura. ....	117
Tabla 16. Difusividad efectiva de hidrógeno en las diferentes zonas de la soldadura de los dos aceros microaleados. ....	127
Tabla 17. Momento flector calculado a partir de la fuerza aplicada en la simulación del ensayo de fatiga talque no produzca flujo plástico, y momento flector usado en las pruebas de crecimiento de grietas por fatiga rotativa. ....	134

## Lista de figuras

Figura 1. Adaptación de la antorcha de la soldadora al dispositivo de corte con plasma. a) esquema, b) fotografía.....	19
Figura 2. Configuración del barrido de microdureza en la zona de la soldadura. ....	22
Figura 3. Arquitectura de las RNAs. a) conductividad térmica (k), b) capacidad calorífica (Cp), c) esfuerzo de fluencia ( $\sigma_y$ ).....	30
Figura 4. Dispositivo experimental para el cargado con hidrógeno.....	35
Figura 5. Esquema de las zonas de obtención de las muestras para las pruebas de permeabilidad. .	37
Figura 6. Disposición experimental de la celda de permeabilidad. ER: electrodo de referencia; CE: contra-electrodo; ET: electrodo de trabajo (muestra).....	38
Figura 7. Probeta modificada para el estudio del crecimiento de grietas cortas. Unidades en mm. .	41
Figura 8. Esquema del dispositivo de ensayo de fatiga. No a escala. ....	42
Figura 9. Esquema de las condiciones de frontera de la modelación matemática del ensayo de fatiga. ....	43
Figura 10. Dispositivo experimental para el cargado con hidrógeno de las probetas de fatiga rotativa.....	45
Figura 11. Microestructuras de los materiales base. a) acero A; b) acero B2. ....	48
Figura 12. Determinación de las temperaturas críticas de transformación a una rapidez de calentamiento de 2 °C/min. Acero A. ....	51
Figura 13. Determinación de las temperaturas críticas de transformación a una rapidez de calentamiento de 2 °C/min. Acero B2.....	51
Figura 14. Temperaturas críticas de transformación en función de la rapidez de calentamiento. Acero A. ....	52
Figura 15. Temperaturas críticas de transformación en función de la rapidez de calentamiento. Acero B2. ....	52
Figura 16. Diferencia entre temperaturas críticas en función de la rapidez de calentamiento. ....	53
Figura 17. Diagrama de transformación en calentamiento continuo. $\gamma'$ : austenita; $\alpha'$ : ferrita; $\alpha''$ : martensita; $X(C, N)$ : carbonitruro del elemento X; $XC$ : carburo del elemento X. Acero A. ....	54
Figura 18. Diagrama de transformación en calentamiento continuo. $\gamma'$ : austenita; $\alpha'$ : ferrita; $X(C, N)$ : carbonitruro del elemento X; $XC$ : carburo del elemento X. Acero B2. ....	55
Figura 19. Ilustración del procedimiento para obtener la fracción en volumen de austenita formada. Acero A con una rapidez de calentamiento de 2 °C/min. ....	57
Figura 20. Fracción en volumen de austenita formada en función del tiempo. Símbolos: obtenida con la regla de la palanca; líneas: obtenidas con los parámetros cinéticos, n y K. Acero A.....	59
Figura 21. Fracción en volumen de austenita formada en función del tiempo. Símbolos: obtenida con la regla de la palanca; líneas: obtenidas con los parámetros cinéticos, n y k. Acero B2. ....	59
Figura 22. Energías de activación de la formación de austenita para el Acero A. ....	63
Figura 23. Energías de activación de la formación de austenita para el Acero B2. ....	63
Figura 24. Soldadura producida por el proceso GTAW. Acero A. ....	64

# LISTA DE FIGURAS

Figura 25. Macroestructuras desarrolladas en la zona de la soldadura. a) Acero A, b) Acero B2 (ataque con nital 6).....	65
Figura 26. Microestructuras obtenidas por efecto del calor aportado en la zona de la soldadura del Acero A. a) MB, b) ZACPT, c) ZACRC, d) ZACCG y e) ZF .....	66
Figura 27. Microestructuras obtenidas por efecto del calor aportado en la zona de la por soldadura del Acero B2. a) MB, b) ZACPT, c) ZACRC, d) ZACCG y e) ZF. ....	67
Figura 28. Tamaño de grano en la ZAC del Acero A. ....	70
Figura 29. Tamaño de grano en la ZAC del Acero B2.....	70
Figura 30. Microconstituyente M-A en la ZACPT del acero B2. a) MO; b) MEB. Microestructura revelada con reactivo LePera modificado. ....	72
Figura 31. Porcentaje de área del microconstituyente M/A en función de la zona y subzonas de la soldadura para los dos aceros. ....	73
Figura 32. Distribución de partículas del microconstituyente M/A en las zonas de la soldadura del Acero A. a) ZACPT; b) ZACRC; c) ZACCG; d) ZF. ....	75
Figura 33. Distribución de partículas del microconstituyente M-A en las zonas de la soldadura del acero B. a) ZACPT; b) ZACRC; c) ZACCG; d) ZF. ....	76
Figura 34. Perfil de dureza en la zona de la soldadura.....	79
Figura 35. Función de carga utilizada en las pruebas de nanoindentación.....	80
Figura 36. Nanoindentación en la zona de fusión. a) nanoindentación en 2D; b) nanoindentación en 3D donde se observa la formación de pile-up; c) curva fuerza-desplazamiento. Rugosidad promedio: 10.5 nm. ....	81
Figura 37. Marcas de nanoindentación en el MB del acero A .....	83
Figura 38. Marcas de nanoindentaciones en el MB del acero B2. ....	83
Figura 39. Marcas de nanoindentaciones en la ZACPT del acero A.....	84
Figura 40. Marcas de nanoindentaciones en la ZACPT del acero B2.....	84
Figura 41. Marcas de nanoindentaciones en la ZACRC del acero A.....	85
Figura 42. Marcas de nanoindentaciones en la ZACRC del acero B2. ....	85
Figura 43. Marcas de nanoindentaciones en la ZACCG del acero A.....	86
Figura 44. Marcas de nanoindentaciones en la ZACCG del acero B2.....	86
Figura 45. Marcas de nanoindentaciones en la ZF del acero A. ....	87
Figura 46. Marcas de nanoindentaciones en la ZF del acero B2.....	87
Figura 47. Curvas fuerza-desplazamiento de los microconstituyentes de la zona de la soldadura del Acero A. ....	88
Figura 48 Curvas fuerza-desplazamiento de los microconstituyentes de la zona de la soldadura del Acero B2. ....	89
Figura 49. Curvas-fuerza-desplazamiento de la FP en la ZACRC de ambos aceros. ....	90
Figura 50. Nanodurezas de los microconstituyentes. ....	91
Figura 51. Curvas fuerza-desplazamiento a 0, 180, 800, 1620 y 2060 $\mu\text{m}$ desde la posición correspondiente a $A_{cl}$ . a) curvas completas; b) acercamiento de la zona de fuerza y desplazamiento máximos. ....	96
Figura 52. Espesor de la ZACSC. ....	97
Figura 53. Conductividad térmica en función de la temperatura para algunos aceros. ....	98

# LISTA DE FIGURAS

Figura 54. Capacidad calorífica en función de la temperatura para algunos aceros. ....	98
Figura 55. Conductividad térmica estimada con la RNA en la etapa de entrenamiento comparado con el real. La línea sólida indica la relación que debería existir para una estimación exacta de la propiedad.....	100
Figura 56. Capacidad calorífica estimada con la RNA en la etapa de entrenamiento comparado con el real. La línea sólida indica la relación que debería existir para una estimación exacta de la propiedad.....	100
Figura 57. Porcentaje de error. a) Conductividad térmica, b) capacidad calorífica. ....	101
Figura 58. Comparación de la conductividad térmica real y estimada mediante el uso de la RNA para dos aceros diferentes. a) 0.06%C, 0.4%Mn; b) 0.13%C, 0.25%Mn, 0.14%Ni, 12.95%Cr. ....	104
Figura 59. Comparación de la capacidad térmica real y estimada mediante el uso de la RNA para dos aceros diferentes. a) 0.28%C, 0.07%Mn, 0.99%Si, b) 0.059%C, 0.46%Mn, 0.17%Ni, 0.28%Mo, 0.52%Cr. ....	105
Figura 60. Resultados estimados de a) Conductividad térmica, y b) capacidad calorífica, mediante el uso de dos RNAs. ....	106
Figura 61. Esfuerzo de fluencia estimado con la RNA en la etapa de entrenamiento comparado con el real. 11 nodos. La línea sólida indica la relación que debería existir para una estimación exacta de la propiedad.....	108
Figura 62. Porcentaje de error del esfuerzo de fluencia estimado con la RNA. 11 Nodos. ....	108
Figura 63. Esfuerzo de fluencia estimado con la RNA en la etapa de prueba comparado con el real. 11 nodos. La línea sólida indica la relación que debería existir para una estimación exacta de la propiedad.....	109
Figura 64. Error absoluto de las estimaciones del esfuerzo de fluencia de los acero A y B2 en función del número de nodos usados en la capa oculta de la RNA.....	109
Figura 65. Esfuerzo de fluencia estimado en las zonas y subzonas de la soldadura de los aceros microaleados. ....	110
Figura 66. Perfil de temperatura pico pesada. A) Acero A; b) Acero B2. Los símbolos corresponden a las posiciones de las curvas fuerza-desplazamiento de la Figura 51.....	114
Figura 67. Ciclos térmicos experimentados en la ZAC. A) Acero A; b) Acero B2. MR se refiere a la martensita revenida .....	115
Figura 68. Rapideces de enfriamiento de diferentes subzonas de la ZAC. A) soldadura Acero A, b) soldadura Acero B2.....	116
Figura 69. Decoración con plata del MB del Acero B2. a) cargado con hidrógeno; b) microanálisis de las partículas depositadas de la muestra cargado con hidrógeno; c) sin tratamiento de cargado con hidrógeno; d) cargado con hidrógeno, posteriormente descargado mediante tratamiento térmico a 150 °C.....	119
Figura 70. Atrapamiento de hidrógeno en las diferentes subzonas de la soldadura. a) Acero A; b) Acero B2. ....	120
Figura 71. Cantidad relativa de trampas de hidrógeno en las diferentes zonas de la soldadura.....	121
Figura 72. Curva de permeabilidad de hidrógeno de la ZF del acero A. ....	122
Figura 73. Corriente de permeación en la ZAC en función del tiempo para el Acero A y Acero B126	
Figura 74. Comparación de las curvas de permeabilidad del MB para ambos aceros. ....	126



# LISTA DE FIGURAS

---

Figura 75. Microdureza y coeficiente de difusión efectivo de la zona de la soldadura.....	128
Figura 76. Dureza y coeficientes de difusión de la zona de la soldadura.....	129
Figura 77. Cantidad relativa de precipitados y coeficientes de difusión de las zonas de la soldadura. .....	130
Figura 78. Ciclo térmico para simular la ZACCG del acero A. RE <sub>8-5</sub> : rapidez de enfriamiento en el rango de temperatura de 800 a 500 °C. ....	131
Figura 79. Microestructura desarrollada por ciclo térmico de la Figura 78 del Acero A (simulación física de la ZACCG).....	132
Figura 80. Deformación plástica equivalente obtenida del ensayo de fatiga con momento flector aplicado equivalente a una fuerza de 30 N. Acero A. ....	133
Figura 81. Deformación plástica equivalente obtenida del ensayo de fatiga con momento flector aplicado equivalente a una fuerza de 40 N. Acero A. ....	133
Figura 82. Deformación plástica equivalente obtenida del ensayo de fatiga con momento flector aplicado equivalente a una fuerza de 45 N. Acero A. ....	134
Figura 83. Zona de inicio de crecimiento de grieta en la probeta de fatiga. La zona se indica con una flecha. ....	135
Figura 84. Inicio del crecimiento de grietas. Probeta sin hidrógeno. ....	136
Figura 85. Inicio del crecimiento de grietas. Probeta cargada con hidrógeno. ....	137
Figura 86. Inicio del crecimiento de grietas. Probeta cargada con hidrógeno y descargada. ....	137
Figura 87. Longitud de grieta desarrollada en la probeta sin tratamiento de cargado con hidrógeno (probeta 1). a) sin ataque, b) con ataque.....	139
Figura 88. Longitud de grieta desarrollada en la probeta cargada con hidrógeno (probeta 2). a) sin ataque, b) con ataque. ....	139
Figura 89. Longitud de grieta desarrollada en la probeta cargada con hidrógeno y con tratamiento de descarga (probeta 3). a) sin ataque, b) con ataque.....	140
Figura 90. Avance de grieta de la probeta 2 cargada con hidrógeno. a) 23000 ciclos, b) 25500 ciclos. Las flechas indican los defectos por donde avanzó la grieta. ....	140
Figura 91. Crecimiento de grietas por fatiga de las tres probetas ensayadas. ....	142
Figura 92. Esquema del efecto del hidrógeno en la zona de la punta de grieta.....	142

## 1. INTRODUCCIÓN

En las últimas décadas la explotación de hidrocarburos en condiciones extremas o ambientes agresivos, y el aumento en la producción, así como la explotación de aceites cada vez más pesados, ha llevado a que los componentes fabricados con aceros microaleados sean sometidos a esfuerzos cada vez más cercanos a sus límites mecánicos con las subsiguientes consecuencias. Bajo estas condiciones, y usando los aceros que se encuentran en el mercado actualmente, para evitar fallas es necesario aumentar el espesor de los componentes, pero esto implicaría:

1. Retos tecnológicos para la producción de aceros con espesor grueso con las características microestructurales requeridas.
2. Aumento en el costo de fabricación.
3. Aumento en el costo de transporte de los componentes fabricados.
4. Disminución de la soldabilidad de los componentes (distorsión, esfuerzos residuales, microestructuras de baja temperatura, ablandamiento o endurecimiento de la zona afectada por el calor (ZAC)).
5. Aumento del riesgo del agrietamiento asistido por el hidrógeno (AAH) en el material base (MB) y en la zona de la soldadura.

Por lo tanto, inevitablemente se vuelve necesario la utilización de aceros de alta resistencia, pero éste aumento trae consigo el aumento a la susceptibilidad al AAH o fragilización por hidrógeno [1-6]. En base a esto, en los últimos años, se ha tomado gran interés en el efecto del hidrógeno en las propiedades y comportamiento mecánico de aceros microaleados destinados a la industria petrolera [7, 8].

Las fuentes de hidrógeno en la industria petrolera se dan durante la explotación, procesamiento y/o transporte de hidrocarburos, donde puede existir presencia de ácido sulfhídrico ( $H_2S$ ), el cual, mediante reacciones de corrosión se puede producir hidrógeno que se puede adsorber, absorber y difundirse a alguna zona de alta actividad, generando

# INTRODUCCIÓN

---

problemas tales como: AAH, agrietamiento inducido por el hidrógeno (AIH), agrietamiento por sulfuro y esfuerzo (ASE), daño por hidrógeno, amollamiento y demás.

Por otro lado, dada la situación mundial actual de disminución de las reservas de petróleo y del calentamiento global producido por la formación de gases de efecto invernadero a partir de la combustión de hidrocarburos, se ha vuelto imprescindible la búsqueda de nuevas fuentes de energía no contaminantes y amigables con el medio ambiente, en donde se espera que en las próximas décadas, el hidrógeno sea el combustible que sustituya a los hidrocarburos como fuente principal de energía [9, 10]. En una economía de hidrógeno, este necesitaría ser transportado desde su fuente de producción hacia las zonas industriales para su distribución. En este sentido resulta económicamente factible utilizar la red de los sistemas de transporte por ducto de hidrocarburos actualmente instalados y por instalar [11]. Para ello se requerirán de materiales resistentes al efecto perjudicial del hidrógeno. Dado éste panorama, se vuelve de gran importancia caracterizar el comportamiento mecánico de los aceros microaleados de alta resistencia que se destinaran al transporte de hidrocarburos en presencia de hidrógeno, y en particular el comportamiento de las soldaduras ya que en éstas, por la naturaleza misma del proceso, es donde se presentan las zonas más susceptibles al AAH. Por tal motivo, todo el conocimiento que se genere al respecto servirá en un futuro próximo.

El procedimiento común a seguir para determinar el efecto del hidrógeno en las propiedades y comportamiento mecánico de aceros, es cargar con hidrógeno probetas de tensión, fatiga, impacto, entre otras, y ensayarlas. Mediante la comparación de estas pruebas con los resultados obtenidos en probetas libres de hidrógeno, se determina el efecto del hidrógeno [12-14]. Con este procedimiento se analiza el efecto del hidrógeno sobre la probeta completa, es decir con toda su microestructura en conjunto, por lo que es difícil analizar a la microestructura y/o fase individual que es más susceptible al efecto del hidrógeno.

En este trabajo se estudiaron dos aceros microaleados experimentales de alta resistencia denominados acero A (acero martensítico-bainítico) y acero B (acero ferrítico), con esfuerzo de fluencia de 985 MPa y 788 MPa respectivamente. Actualmente en México,

# INTRODUCCIÓN

---

los aceros que se utilizan para el transporte de hidrocarburos tienen un esfuerzo de fluencia máximo de 551 MPa, correspondiente a aceros API X80. Para determinar la susceptibilidad AAH en estos aceros, se propuso determinar de la difusividad de hidrógeno, el atrapamiento de hidrógeno y de las propiedades mecánicas en las diferentes zonas de la soldadura, y correlacionarlas con las diferentes microestructuras desarrolladas por el efecto del calor de aporte por soldadura. Adicionalmente, debido a que los aceros de mayor resistencia suelen ser más susceptibles al AAH, y debido a que la ZACCG suele ser la subzona de la soldadura más susceptible al AAH, se realizaron pruebas de crecimiento de grietas en fatiga rotativa en ésta subzona en el acero A. Para poder realizar estas últimas pruebas, se requiere que el espesor de la ZACCG sea lo suficientemente grande como para poder obtener probetas de fatiga, pero debido a que éste espesor es estrecho, se decidió simular físicamente la microestructura de la ZACCG mediante la aplicación de un tratamiento térmico convencional.

## 1.1. Objetivo

Analizar la susceptibilidad al agrietamiento asistido por el hidrógeno de la zona de la soldadura de aceros microaleados experimentales de alta resistencia con diferente microestructura inicial.

### Objetivos particulares

- Estudiar el efecto que tienen los ciclos térmicos de la soldadura sobre la microestructura desarrollada.
- Correlacionar la microestructura de la zona de la soldadura con las propiedades mecánicas.
- Determinar si el hidrógeno contenido en las trampas irreversibles producirá agrietamiento asistido por el hidrógeno.
- Relacionar: ciclos térmicos-microestructura-propiedades mecánicas-difusividad de hidrógeno.

---

## 1.2. Hipótesis

Por el tipo de microestructura que se formará en cada zona y subzona de la soldadura, no es posible vislumbrar cuál será la más susceptible al AAH, y por propiedades mecánicas tampoco es posible realizar este adelanto, por lo que la susceptibilidad al AAH de la zona de la soldadura de los aceros microaleados experimentales bajo estudio se verá influenciada por sus características microestructurales tales como: tamaño de grano, precipitados, productos de segundas fases. Lo que sí se puede vislumbrar es que si las trampas de hidrógeno son irreversibles, esa zona o subzona será la menos susceptible al AAH, por otro lado, si las trampas son reversibles, esa zona o subzona será la más susceptible.

## 2. ESTADO DEL ARTE

Los aceros microaleados fueron desarrollados primeramente para obtener una serie de aceros de alta resistencia sin la necesidad de utilizar grandes cantidades de elementos aleantes y de tratamientos térmicos. La alta resistencia de estos aceros se debe a los mecanismos de endurecimiento por refinación del grano de la austenita y ferrita, y por precipitación de carburos, nitruros y carbonitruros. En el caso de los aceros microaleados con Nb, se han desarrollado procesos termo – mecánicos, en los que se realiza deformación plástica por laminación en caliente a una temperatura conveniente tal que no se produzca recristalización de los granos de austenita llevando a que esta fase se elonge lo suficiente para así producir mayores sitios de nucleación resultando en una refinación de grano de la ferrita, lo que lleva a un aumento de resistencia mecánica y de la tenacidad [15, 16]. Esto hace que estos aceros obtengan sus propiedades ingenieriles finales en la condición de laminados, por lo que no requieren tratamientos térmicos posteriores, contribuyendo a la disminución de costos de producción [17], esto los pone en ventaja con los aceros tratables térmicamente.

Es sabido y aceptado que un adecuado control de la cantidad de Ti y Nb en el acero pueden controlar el crecimiento de grano austenítico por la formación de nitruros de titanio (TiN) y carbonitruros de Niobio (Nb(C,N) en esta subzona [18-21]. Sin embargo, Tian y otros [22] observaron que en la soldadura de un acero con Ti y V no se refinó el grano en la subzona afectada por el calor de crecimiento de grano (ZACCG), pero aun así la tenacidad mejoró en comparación con aceros sin estos componentes. Este comportamiento se lo atribuyeron a la disminución del microconstituyente martensita-austenita (M/A), al aumento de la movilidad de las dislocaciones en la matriz ferrita-bainita por la disminución de la densidad de éstas, a la reducción de esfuerzos por el incremento de la temperatura de transformación de fase y al incremento de la cantidad de ferrita poligonal que tiene una mayor resistencia a la propagación de grietas. Se sabe que el Nb puede fomentar la formación del microconstituyente M/A [23]. Algunos investigadores comentan que pequeñas adiciones de Nb disminuyen la tenacidad [24], y mientras otros indican que no se

## ESTADO DEL ARTE

---

presenta un efecto significativo con la adición de Nb en el caso de aceros de bajo carbono [25]; por lo que este elemento junto con el calor aportado por soldadura presentan un efecto sobre la formación del M/A. Adicionalmente, se sabe que la distribución, morfología y fracción del microconstituyente M/A juega un papel importante en el comportamiento y propiedades mecánicas de la ZAC [26, 27].

Los aceros microaleados encuentran principalmente su uso en la industria automotriz y petrolera, en donde a menudo para obtener los componentes o piezas finales se necesita utilizar un proceso de soldadura, en el cual se genera una gran cantidad de calor. Éste calor es conocido como calor de aporte, el cual es una medida relativa de la energía transferida a los componentes a ser soldados. El calor de aporte es importante porque afecta principalmente a la rapidez de enfriamiento, la cual a su vez, afecta a la microestructura final de la soldadura [28-32]. Por lo tanto los componentes ingenieriles unidos mediante este tipo de procesos, experimentan una serie de cambios microestructurales debido a los ciclos térmicos que se generan; esto lleva a que la zona de la soldadura presente, con respecto al material base, diferentes propiedades mecánicas, tenacidad y resistencia a la corrosión, así como un campo de esfuerzos residuales [33, 34]. Uno de los procesos más usuales utilizados en la soldadura de componentes de aceros, es el de soldadura eléctrica, en donde se crea un arco eléctrico entre un electrodo y la pieza a soldar, mediante una diferencia de potencial para generar el calor de aporte el cual funde parcialmente el material base, y puede o no fundir el electrodo, dependiendo del proceso de soldadura. En general la microestructura final es función de la composición química y ciclo térmico, y a su vez éste último, es función del calor aportado y del componente geométrico (cantidad de material a ser soldado). Es aceptado que el deterioro de la tenacidad en soldaduras de aceros microaleados es función de las características microestructurales (como lo es el microconstituyente M/A), inclusiones no metálicas, tamaño de grano de austenita y la fracción de ferrita acicular [35-38].

En la soldadura de aceros microaleados, los cambios microestructurales que se presentan, dependiendo del ciclo térmico que se desarrolle (temperatura pico y rapidez de calentamiento y enfriamiento) son: disolución, crecimiento y re-precipitación de

## ESTADO DEL ARTE

---

precipitados, transformaciones de fase y crecimiento de grano [39]. Debido a estos cambios, se distinguen tres zonas: a) zona de fusión (ZF), b) ZAC y c) zona del metal base (MB). En la ZF, el material es fundido por completo debido al calor que aporta el electrodo, y posteriormente es solidificado, en donde se puede presentar la cristalización de granos equiaxiales y columnares. La ZAC se subdivide y se clasifica en diferentes subzonas dependiendo del ciclo térmico (temperatura pico y rapidez de calentamiento y enfriamiento) que experimente cada una de ellas. Estas subzonas son: subzona afectada por el calor de fusión parcial o parcialmente fundida (ZACPF); ZACCG; subzona afectada por el calor recristalizada (ZACRC); subzona afectada por el calor parcialmente transformada o intercrítica (ZACPT); y subzona afectada por el calor subcrítica (ZACSC). A excepción de la ZACPF, las transformaciones de fase que ocurren en las demás subzonas de la ZAC son en estado sólido, además de que se presentan fenómenos de disolución, crecimiento y reprecipitación de precipitados. En la ZACPF, la temperatura pico que se alcanza durante el ciclo térmico se encuentra entre la temperatura liquidus y solidus o temperatura peritética, dependiendo de la composición química del acero en cuestión. En la ZACCG, donde se alcanzan las temperaturas pico entre 1300 °C y 1400 °C, toda la microestructura original del MB se transforma a austenita en el ciclo de calentamiento para posteriormente, dependiendo de la rapidez de enfriamiento, transformarse a otras fases. Debido a las altas temperaturas pico alcanzadas, el grano crece debido a la disolución de la mayoría de los precipitados, en consecuencia, es muy factible la formación de microestructuras de baja temperatura como la martensita y bainita. A las temperaturas pico entre 1300 °C y  $A_{c3}$ , se encuentra la ZACRC, en donde al igual que en la ZACCG ocurre un proceso de formación de austenita en el ciclo de calentamiento y transformación de ésta durante el ciclo de enfriamiento, pero debido a las temperaturas pico menores, menos precipitados se disuelven por lo que se puede controlar el tamaño de grano. La subzona que alcanza las temperaturas pico entre  $A_{c3}$  y  $A_{c1}$  se le conoce como ZACPT o también como subzona intercrítica, debido a que la microestructura original del MB no transforma por completo, por lo que la microestructura final después del ciclo completo de soldadura es una mezcla de fases formadas durante el ciclo de enfriamiento y las fases del MB que no transformaron en el ciclo de calentamiento. La ZACSC alcanza temperaturas pico inferiores a  $A_{c1}$ , por lo



## ESTADO DEL ARTE

---

que no se produce formación de austenita durante el ciclo de calentamiento y por lo tanto no se forman nuevas fases durante el proceso de soldadura, sin embargo, en aceros de alta resistencia con microestructura inicial de martensita, esta subzona se puede ablandar a causa de experimentar un ciclo térmico similar al de un revenido [40-42]. Para poder examinar, interpretar o predecir los cambios microestructurales de la ZAC y poder correlacionarlos con las propiedades, así como el origen y formación de los esfuerzos residuales, se requiere el conocimiento de los ciclos térmicos, la temperatura pico y las rapidezces de calentamiento y de enfriamiento que se desarrollan en un proceso de soldadura específico. La determinación experimental de estos parámetros en todos los puntos y/o en cualquier momento es una tarea complicada, y en algunas ocasiones imposible. Para solucionar esto, Rosenthal [43, 44] desarrollo la teoría matemática de la distribución de calor en soldadura en un estado cuasi-estacionario y en un sistema de coordenadas en movimiento, para placas delgadas (solución en 2D) y placas gruesas (solución en 3D). Ashby y Easterling [45], simplificaron las dos soluciones límite de Rosenthal para determinar los ciclos térmicos en la ZAC; sin embargo, la transferencia de calor que se presenta en la mayoría de las soldaduras no cae dentro de ninguna de estas soluciones, lo que comúnmente se suele denominar estado 2.5D. Poorhaydari y otros [39] propusieron un método para determinar los parámetros importantes de los ciclos térmicos (temperaturas pico, rapidez de enfriamiento en el rango de temperaturas de 800 a 500 °C). El método se basa en el hecho de que las temperaturas pico que se alcanzan en las fronteras de la ZAC corresponden a la temperatura peritéctica (para el límite entre la ZF y la ZACCG) y la temperatura crítica  $A_{c1}$  (para el límite entre la ZACTP y la ZACSC), y en la medición experimental del espesor de la ZAC. Su objetivo es determinar por medio de un factor de peso los parámetros importantes del ciclo térmico para cualquier posición dentro de la ZAC. Mediante la comparación de los resultados analíticos y de mediciones experimentales de los ciclos térmicos mediante el uso de termopares introducidos en la zona de la ZAC, validaron su modelo. Concluyeron que mediante el uso de este método, se puede determinar los ciclos térmicos en la ZAC sin la necesidad de medirlos directamente con termopares.

En los últimos años, se ha tomado gran interés en el efecto del hidrógeno en las propiedades y comportamiento mecánico de aceros microaleados destinados a la industria petrolera [7, 8], en donde son utilizados para el transporte de hidrocarburos, los cuales suelen contener componentes agresivos. Uno de estos componentes, en medio amargo, más agresivos que se presenta en oleoductos, gasoductos y/o oleogasoductos es el ácido sulfhídrico, el cual por medio de reacciones de corrosión produce iones hidrógeno, y que dependiendo de las condiciones del medio éste puede reducirse a hidrógeno atómico, adsorberse, absorberse y difundirse hacia el interior del ducto en donde, dependiendo de la temperatura, puede reaccionar para producir hidrógeno gaseoso, aumentando la presión local y llevando consecuentemente a un agrietamiento, o puede difundirse a una zona concentradora de esfuerzos (como una punta de grieta) para acelerar la rapidez de crecimiento de grietas [46, 47]. Los problemas que se reconocen referentes al daño por el hidrógeno, son: agrietamiento asistido por el hidrógeno, agrietamiento por sulfuro y esfuerzo, ataque por hidrógeno, ampollamiento y demás. A todos estos fenómenos se les suele llamar fragilización por hidrógeno, pero debido a que en aceros de alta resistencia, el efecto del hidrógeno se localiza en la zona de la punta de la grieta, resulta más conveniente denominar el efecto como agrietamiento en lugar de fragilización. Entonces, la degradación por hidrógeno de la resistencia al crecimiento de grietas en aceros de alta resistencia se categoriza como agrietamiento asistido por el hidrógeno interno (AAHI) o agrietamiento asistido por el hidrógeno del medio ambiente (AAHE), dependiendo la fuente del hidrógeno. En el AAHI, el hidrógeno es introducido durante el procesamiento del acero, y en el AAHE el hidrógeno es introducido durante el servicio.

El problema del hidrógeno radica en su baja solubilidad en la red, alta potencial para adsorberse, absorberse y difundirse y su habilidad para localizarse en sitios internos como huecos, precipitados, inclusiones, fronteras de grano, y regiones con altos esfuerzos; además de su capacidad para reaccionar con ciertos elementos para formar hidruros. La fuerza motriz para la difusión de hidrógeno es una diferencia de actividades que se presenta como un gradiente de concentraciones, gradiente esfuerzos, gradiente eléctrico y gradiente de temperaturas, los cuales actúan independientemente [48]. Por otro lado, sólo una

## ESTADO DEL ARTE

---

pequeña cantidad de hidrógeno se disuelve en la red debido a que los sitios dentro de la red conocidos como trampas tienen la habilidad de atraparlo. La tendencia del hidrógeno a ser atrapado en éstos sitios depende de la energía de movimiento del átomo de hidrógeno y de la energía y naturaleza de la trampa. La difusión de hidrógeno en aceros depende de la microestructura: fases, tamaño y forma de grano, densidad de vacancias, densidad de dislocaciones, densidad de precipitados y densidad de huecos [8]. Los bordes de grano, dislocaciones y microhuecos tienen energías bajas de atrapamiento por lo que se consideran trampas reversibles. Los bordes de grano pueden incrementar la difusión de hidrógeno proveyendo caminos de rápida difusión [12, 13], o pueden reducir la movilidad de hidrógeno actuando como sitios de atrapamiento de hidrógeno reversible en nodos y puntos de unión [14, 49]. Ichimura y otros [15] y Yasdipour y otros [50] determinaron que la difusividad presenta un máximo a un tamaño de grano específico. A causa de estos defectos o trampas, la solubilidad es inversamente proporcional al coeficiente efectivo de difusión [51]; por lo que un material con una mayor cantidad de trampas, será menos susceptible al agrietamiento por hidrógeno [52, 53], pero se ha demostrado que, bajo ciertas consideraciones, en ausencia de hidrógeno difusible el hidrógeno de las trampas irreversibles puede contribuir al agrietamiento [34], por lo que una selección apropiada de las trampas puede controlar el contenido y distribución de hidrógeno [54]. Existen diferentes teorías que explican el mecanismo de agrietamiento asistido por el hidrógeno tales como: deslizamiento localizado por hidrógeno [55], teoría de la presurización interna [56], teoría de la descohesión de la red por hidrógeno [56] y teoría de la adsorción de superficie [53, 56]. Estas teorías tienen en común en que para que ocurra el agrietamiento asistido por el hidrógeno, éste primero tiene que difundir a la zona de nucleación y crecimiento de grietas.

La influencia del hidrógeno sobre la resistencia o límite a la fatiga, es un fenómeno particularmente interesante que no se ha estudiado a fondo. Recientemente se han desarrollado metodologías experimentalmente viables que pueden probar de manera local los efectos del hidrógeno en los materiales. Sin embargo, existen serias contradicciones y se reportan distintos fenómenos debidos al hidrógeno. Por ejemplo, las observaciones de las interacciones en una escala altamente localizada, tales como las observaciones in situ en un microscopio electrónico de transmisión [57], tienen diferentes estados de esfuerzo que los

estudios de los efectos del hidrogeno cargado catódicamente sobre el comportamiento de láminas de acero inoxidable durante pruebas de tensión [58, 59]. En estos casos el hidrógeno incrementó el esfuerzo de cedencia y decreció la ductilidad. El examen de las superficies de las laminillas después de evaluarlas reveló el ensanchamiento de escalones de deslizamiento, lo cual sugiere un incremento en el deslizamiento plano. Estos resultados conllevan a suponer que el hidrogeno retarda el movimiento rápido de las dislocaciones, pero promueve su movimiento lento. Por otro lado, la metodología convencional para el estudio del agrietamiento asistido por el hidrógeno es probar los materiales mediante técnicas mecánicas convencionales en combinación con diferentes técnicas de cargado de hidrógeno in situ o ex situ. Para tal efecto, se han realizado pruebas de impacto Charpy [60], para caracterizar la tenacidad a la fractura bajo carga dinámica; pruebas de tracción [2, 34, 61-65] y de rapidez de deformación lenta (SSRT) [66-70] para caracterizar el efecto sobre la ductilidad, porcentaje en reducción de área y tipo de fractura. Además, debido a que la mayoría de los componentes se someten a cargas cíclicas, se han realizado pruebas de crecimiento de grietas por fatiga [71-74], crecimiento de grietas por fatiga en probetas de doblado [75] y crecimiento de grietas por fatiga en probetas planas [76], para caracterizar el efecto sobre el comportamiento de las grietas. También se han realizado pruebas para determinar el efecto sobre la tenacidad a la fractura con el ensayo de doblado de tres puntos [77]; y se han caracterizado las propiedades a la fatiga con probetas de tracción plana [78]. Adicionalmente, se han realizado pruebas de agrietamiento asistido por hidrógeno y corrosión [68, 76, 79-81], debido a que muchos componentes ingenieriles, además de la presencia de hidrógeno, pueden estar expuestos a ambientes corrosivos. Sin embargo tales pruebas usualmente llevan a observaciones contradictorias, tales como reducción de la ductilidad e incremento en los esfuerzos de tensión y de cedencia [82, 83] y/o ablandamiento [84, 85]. Si se considera que el agrietamiento asistido por el hidrógeno se da a escala atómica, no es arriesgado decir que las pruebas a macro-escala presentan muchos inconvenientes. Por otro lado, se han realizado estudios utilizando TEM ambiental para el estudio detallado del efecto del hidrogeno sobre las dislocaciones [86]. A partir de estos estudios se ha podido concluir que el hidrogeno reduce el esfuerzo de fluencia y promueve el movimiento de las dislocaciones. Sin embargo, los experimentos mediante

## ESTADO DEL ARTE

---

TEM son difíciles de interpretar, debido a que el haz de electrones produce un alta fugacidad del hidrógeno y calentamiento local [87]. Principalmente basándose en estas dos metodologías se han propuesto dos mecanismos para explicar las posibles causas del agrietamiento asistido por el hidrógeno: De-cohesión resaltada y plasticidad local resaltada por hidrogeno (HEDE y HELP por sus siglas en inglés respectivamente). En el modelo para HEDE, el hidrógeno se acumula en sitios tales como grietas o interfaces, y reduce la fuerza de enlace atómica [88]; y en el caso de la HELP, se han establecido dos mecanismos: 1) el hidrogeno facilita el movimiento de dislocaciones mediante el blindaje de los campos de esfuerzos en las dislocaciones, y 2) el hidrógeno promueve el deslizamiento plano al estabilizar las dislocaciones de borde [86].

Los trabajos para determinar el contenido y/o la distribución de hidrógeno en el bulto del material y en la zona de la grieta, han sido mucho menores que aquellos enfocados en determinar el efecto del hidrógeno en las propiedades mecánicas y comportamiento mecánico; esto debido a que no se ha desarrollado un método apropiado y reproducible para determinar el contenido de hidrógeno [46]. Brass y otros [89] mediante la técnica de autoradiografía de tritio y espectrometría de masas de iones secundarios, midieron la concentración de hidrógeno en la zona plástica de la punta de la grieta de una probeta doble en voladizo; Marakami y Matsuoka [34] utilizaron la técnica de espectroscopia de desorción térmica utilizando un espectrómetro de masas cuádruple para medir el contenido de hidrógeno en la punta de grieta en ensayos de fatiga; Saintier y otros [73], utilizaron la técnica de espectrometría de masas de iones secundarios para determinar la distribución de hidrógeno en el componente del material y en la zona de la grieta de fatiga de probetas compactas (probetas CT); Addach y otros [90], establecieron un método de extracción en caliente para la remoción parcial o total de hidrógeno en partes de acero galvanizadas, para posteriormente ser analizado en un sistema de cromatografía de gases. Otros autores han utilizado la técnica de decoración con plata [91-93] para determinar la distribución de hidrógeno en la zona del proceso de crecimiento de grieta, y Mohtadi y otros [1] usaron una combinación de la técnica de permeabilidad y decoración con plata

## ESTADO DEL ARTE

---

para estudiar el comportamiento del agrietamiento inducido por el hidrógeno de aceros microaleados

Como ya se ha visto, todos los mecanismos del efecto del hidrógeno en la fragilización o agrietamiento, concuerdan que para que éste fenómeno se dé, se requiere que el hidrógeno difunda hacia una zona de alta actividad. De esta forma, para estudiar la susceptibilidad de un acero o de una microestructura o mezclas de microestructuras (como en el caso de la zona de la soldadura) al daño por el hidrógeno, es conveniente determinar la difusividad de hidrógeno [94]. La técnica de permeabilidad, la cual es ampliamente usada y aceptada, se puede usar para determinar la difusividad de hidrógeno y la concentración sub-superficial del mismo. Con respecto al uso de la técnica de permeabilidad, Luppo y Ovejero-García [95] determinaron que estructuras de martensita sin revenir, presentan la mínima difusividad y la mayor cantidad de trampas reversibles, y por lo tanto la mayor cantidad de hidrógeno absorbido, pero debido a la baja energía de atrapamiento de estas trampas, concluyeron que estas microestructuras son las más susceptibles al AAH porque el hidrógeno de éstas fácilmente se puede convertir a hidrógeno difusible; así mismo, Manolatos y otros [96], simularon físicamente diferentes microestructuras de la ZAC para realizar pruebas de permeabilidad, de donde concluyeron que la martensita es la microestructura más susceptible al daño por hidrógeno. Wang y otros [97] investigaron el efecto de la microestructura heterogénea de la ZF, ZAC y MB de soldaduras de aceros con tratamiento termo-mecánico; determinaron que el MB con granos de ferrita equiaxial fina y con granos de perlita finos dispersos presenta la difusividad más alta, en cambio, la ZAC con una microestructura compuesta de bainita muestra los valores más bajos; adicionalmente determinaron que el MB presenta la menor solubilidad y la ZF la más alta. Gesnouin y otros [98], determinaron el efecto del post tratamiento térmico (revenido) de soldaduras de acero martensíticos en la difusividad de hidrógeno; observaron que la difusividad disminuye con el aumento de la temperatura de revenido de 400 a 670 °C, lo cual se lo atribuyeron a los cambios microestructurales de la martensita. Park y otros [7], compararon la eficiencia de atrapamiento de hidrógeno (difusividad) en diferentes microestructuras, de donde determinaron que la ferrita acicular es la más eficiente en el

## ESTADO DEL ARTE

---

atrapamiento, es decir, presenta la menor difusividad, lo cual concuerda con lo presentado por Han y otros [99], quienes realizaron pruebas de permeabilidad en las diferentes zonas de la soldadura de un acero microaleado, determinando también que con el aumento del calor aportado por soldadura, se puede mejorar la resistencia a AAH. Haq y otros [100], demostraron que la forma y tamaño de grano así como la cantidad de dislocaciones afecta la permeabilidad de hidrógeno, es decir la combinación de un tamaño de grano fino y la alta densidad de dislocaciones promueve una difusividad baja. Con respecto al microconstituyente M/A, este puede actuar como trampa de hidrógeno, como lo es en el caso en que se encuentra entre las placas de la ferrita acicular [97], pero este mismo microconstituyente tiene un efecto desfavorable en la resistencia a la fragilización por hidrógeno [101].

La nucleación y crecimiento de grietas por el efecto del hidrógeno, se pueden localizar en la ZF o en la ZAC dependiendo de la templabilidad del material de aporte y del material base, pero debido a que la microestructura final de la ZF puede ser controlada por la composición química del electrodo en un proceso de soldadura con material de aporte, la ZAC suele ser la zona de la soldadura más propensa a la solubilidad de hidrógeno [97], y por lo tanto también al AAH, por la naturaleza misma de ella (esfuerzos residuales, microestructuras susceptibles, heterogeneidades microestructurales)[61]. Dentro de la ZAC, la ZACCG suele ser la más susceptible al agrietamiento; esto debido al aumento del tamaño de grano por la disolución de precipitados, que provoca la disminución de la cinética de formación de fases difusibles, lo que puede propiciar (dependiendo de la composición química y más estrictamente del carbono equivalente de la aleación, y de la rapidez de enfriamiento) la formación de microestructuras de baja temperatura como bainita y martensita; esto genera un campo de esfuerzos residuales y una disminución de la tenacidad, que en combinación con un medio específico. Sin embargo, resulta complicado la determinación de las propiedades mecánicas y el estudio del comportamiento del crecimiento de grietas en la ZAC (en particular la ZACCG), ya que ésta suele ser estrecha [102]. Para solucionar esto, ha habido una tendencia a la simulación física de los ciclos térmicos experimentados en las subzonas de la ZAC en probetas másicas, es decir, con



## ESTADO DEL ARTE

---

dimensiones tales que se puedan realizar ensayos mecánicos convencionales y pruebas para estudiar el comportamiento [103-108]. Por otro lado, la determinación de la rapidez de crecimiento de grietas se realiza mediante el análisis de la mecánica de la fractura elástica lineal (MFEL) aplicada al estudio de grietas largas, pero se ha determinado que la vida a la fatiga de los componentes ingenieriles está altamente influenciada por la rapidez de crecimiento de grietas cortas que no siguen este tipo de mecánica [109-112]. Para tal motivo, Ray y otros [110] propusieron el diseño de una probeta para examinar el desarrollo del crecimiento de grietas cortas en función de las características microestructurales. La propagación de grietas se divide en tres etapas: etapa I (grietas cortas), etapa II (grietas largas) y etapa III (fractura). En la etapa I, una grieta de fatiga propaga a lo largo de planos de esfuerzo de cizallamiento alto ( $45^\circ$ ), la grieta se propaga hasta que es desacelerada por barreras microestructurales como fronteras de grano o inclusiones, las cuales no pueden dar cabida a la dirección de crecimiento de grieta inicial. Se sabe que el refinamiento de grano es capaz de incrementar la resistencia a la fatiga por la inserción de una cantidad grande de barreras microestructurales [113, 114]. El inicio de la etapa II, se da cuando el deslizamiento comienza a desarrollarse en diferentes planos cerca de la punta de grieta a causa de que el factor de intensidad de esfuerzos se incrementa como consecuencia del crecimiento de grieta. La propagación de la grieta en esta etapa es perpendicular a la dirección de la fuerza aplicada. La etapa III está relacionada al crecimiento de grieta inestable, el crecimiento de grieta es controlado por modos estáticos de falla y es muy sensitivo a la microestructura, relación de carga y estado de esfuerzos. En el caso de superficies suaves, una microestructura con grano fino tendrá una mejor resistencia a la fatiga que una microestructura con grano grueso, sin embargo, el factor de intensidad de esfuerzos umbral se incrementa con el tamaño de grano. Esto implica que un material con tamaño de grano grande será más adecuado para resistir la iniciación de grieta.

El efecto del hidrógeno en el crecimiento de grietas en aceros depende de la composición química, microestructura y del estado de esfuerzos, por ejemplo, Marukami y Matsuoka [34], estudiaron el efecto del hidrógeno en el crecimiento de grietas con pruebas de fatiga rotativa en un acero de bajo carbono Cr-Mo y en dos aceros inoxidables austeníticos 304 y 316L, con lo que determinaron: 1) en presencia de hidrógeno las bandas



## ESTADO DEL ARTE

---

de deslizamiento disminuyen lo que se traduce en una disminución de la zona plástica, y 2) el crecimiento de grieta se da en dirección perpendicular a la aplicación de la carga; mientras que Fujita y otros [115] mediante pruebas de torsión cíclica indican que el hidrógeno aumenta la plasticidad que se observa mediante el aumento de la generación de bandas de deslizamiento en un acero templado y revenido. Adicionalmente, en estudios recientes, se ha demostrado que en aceros martensíticos, se produce un aumento de la plasticidad reflejado en el aumento de la formación de bandas de deslizamiento [116].

### 3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

#### 3.1. Dilatometría

##### 3.1.1. Materiales

Los materiales con los que se trabajó son dos aceros microaleados experimentales de alta resistencia, los cuales fueron recibidos como placas de 11 mm de espesor. La Tabla 1 muestra la composición química de estos aceros, y la Tabla 2 el carbono equivalente determinado con la fórmula de Ito- Bessyo [117] (Ec. 1):

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (1)$$

Tabla 1. Composición química de los aceros microaleados.

Acero	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Nb	Ti	N
A	0.028	0.244	1.000	0.003	0.005	0.422	0.180	1.354	0.025	0.015	0.006
B2	0.032	0.2355	1.031	0.003	0.003	0.424	0.167	1.300	0.024	0.015	0.006

Tabla 2. Carbono equivalente determinado con la ecuación de Ito- Bessyo.

Acero	Carbono equivalente
A	0.142
B2	0.146

Para determinar la microestructura inicial, se realizó una preparación metalográfica, la cual consistió en corte y desbaste con la secuencia de lijas 240, 320, 400 y 600, seguido de pulido grueso con alúmina de 1, 0.3 y 0.05  $\mu\text{m}$  de tamaño de partícula. Para revelar la microestructura, se utilizaron los reactivos en orden de uso: Nital 2, Picral 1 y LePera [118] modificado.

##### 3.1.2. Probetas

Para determinar la cinética de formación de austenita, las temperaturas críticas de transformación y los diagramas de transformación en calentamiento continuo (TCC), se

## PROCEDIMIENTO

---

realizaron pruebas de dilatometría a diferentes rapidezces de calentamiento. Para realizar estas pruebas, a partir de las placas de los aceros, se maquinaron probetas cilíndricas de 16 mm de altura por 7 mm de diámetro.

### 3.1.3. Pruebas

Cada probeta fue sometida a una rapidez de calentamiento continuo de: 2, 10, 20 y 40 °C/min, hasta una temperatura final de 1000 °C. Las pruebas se realizaron en un dilatómetro vertical Linseis serie L75V bajo una atmósfera inerte de argón. De estas pruebas se obtuvo el cambio de longitud con respecto a la temperatura (curvas dilatométricas).

## 3.2. Soldadura

### 3.2.1. Selección del proceso

Debido a que la ZAC suele ser la zona más susceptible al agrietamiento asistido por el hidrógeno, se decidió utilizar la soldadura por arco con gas y tungsteno (GTAW) autógeno para simular una soldadura de una pasada. Con esto se eliminó la variable de diseño de junta y selección de material de aporte.

### 3.2.2. Soldadura semiautomática

De las placas de acero, se cortaron dos con dimensiones de 105 x 105 mm, conservando el espesor original. Las superficies de las placas, se desbastaron con lija 600 para eliminar el óxido formado por el proceso termomecánico. Previo a la soldadura, las placas se limpiaron y se desengrasaron con alcohol para evitar la contaminación con materiales orgánicos e inorgánicos de la soldadura, y para evitar la introducción de hidrógeno por presencia de humedad.

Para obtener una calidad alta de la soldadura, la antorcha de la soldadora se adaptó a una máquina de corte con plasma, con lo cual se logró una velocidad de soldadura y una distancia entre el electrodo y la placa constantes. La Figura 1 muestra en forma esquemática la prueba de soldadura con una imagen de la adaptación de la antorcha de la

## PROCEDIMIENTO

soldadora al dispositivo de la cortadora con plasma. La Tabla 3 muestra los parámetros de soldadura utilizados.

La soldadura de la placa se realizó en la dirección de la laminación del proceso termomecánico. Debido al carbono equivalente de estos aceros, no se realizó precalentamiento ni post-tratamiento térmico de la placa, y se dejó enfriar en aire quieto hasta la temperatura ambiente.

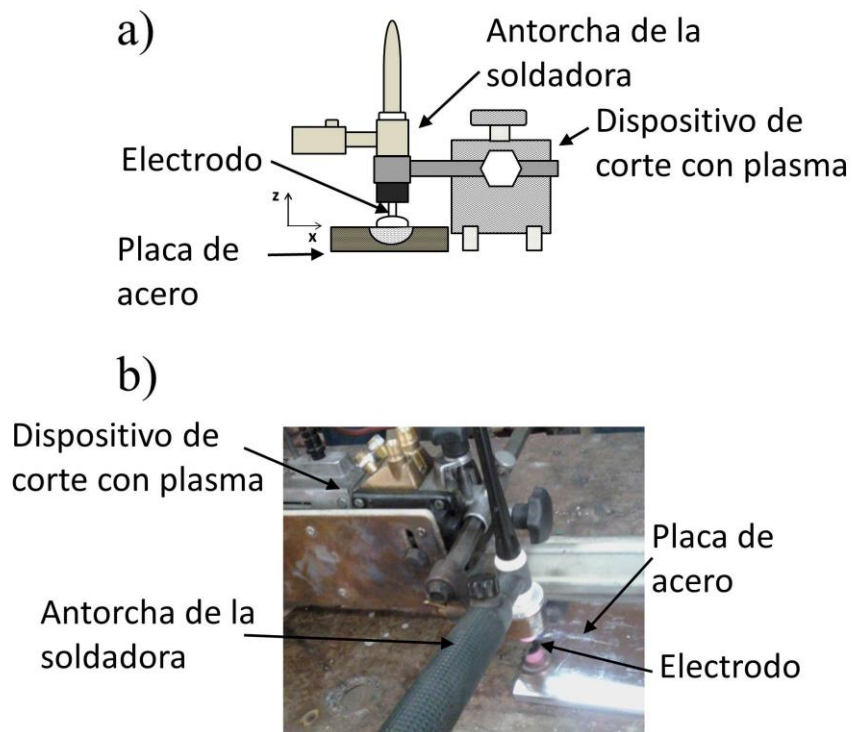


Figura 1. Adaptación de la antorcha de la soldadora al dispositivo de corte con plasma. a) esquema, b) fotografía.

Tabla 3. Parámetros del proceso de soldadura.

Corriente, A	200 A
Velocidad de soldadura, mm/s	3
Tipo de corriente	Corriente directa con electrodo negativo
Electrodo	Tungsteno con 2% de Rodio
Punta de electrodo	Afilada
Diámetro del electrodo, mm	3.18
Distancia entre la placa a soldar y el electrodo, mm	1.00

### 3.2.3. Preparación metalográfica

Una vez terminado el proceso de soldadura, se obtuvo una muestra para revelar la macroestructura y microestructura de la zona de la soldadura. Para cada placa soldada, la preparación metalográfica para revelar la macroestructura consistió en obtener una muestra en una zona alejada del inicio y fin de la soldadura mediante cortes transversales a la dirección de la soldadura con una segueta industrial a baja velocidad para evitar cualquier tipo de cambio microestructural. Posteriormente, las muestras fueron desbastadas siguiendo la secuencia de lijas 240, 320, 400 y 600. En esta condición de desbaste, se atacaron las muestras con el reactivo Nital 6 hasta revelar la macroestructura, enjuagando rápidamente con agua y alcohol. Las mismas muestras que se utilizaron para revelar la macroestructura, se utilizaron para revelar la microestructura. Éstas fueron pulidas con alúmina de 1  $\mu\text{m}$  de tamaño de partícula hasta eliminar la macroestructura, seguido de pulido fino con alúmina de 0.3 y 0.05  $\mu\text{m}$ . Igual que en el caso de la preparación metalográfica del material base, la revelación de la microestructura de la zona de la soldadura se realizó con la secuencia de reactivos: Nital 2, Picral 4 y LePera modificado.

### 3.2.4. Análisis metalográfico

Para realizar el análisis metalográfico, mediante el uso del microscopio óptico se adquirieron imágenes de las macroestructuras y microestructuras, y con el uso un analizador de imágenes, se realizaron las siguientes determinaciones:

- Espesor de las zonas de la soldadura
- Determinación de fases y microconstituyentes
- Tamaño de grano

La determinación del tamaño de grano se realizó con el método de intercepción lineal en concordancia con la norma ASTM E 112 [119].

## PROCEDIMIENTO

### 3.2.5. Microdureza

Con el equipo Shimadzu Microhardness modelo HMV-2, se realizó un barrido de microdurezas desde la ZF hasta el MB pasando por la ZAC como lo muestra la Figura 2. Las mediciones se realizaron con una fuerza de 980.5 mN y con un tiempo de 15 s. La separación entre mediciones fue de aproximadamente 2.5 veces la huella dejada en cada medición.

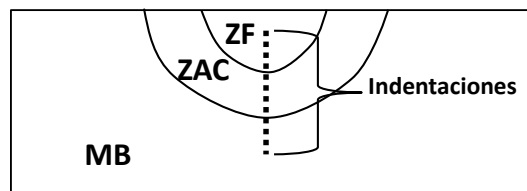


Figura 2. Configuración del barrido de microdureza en la zona de la soldadura.

### 3.2.6. Nanoindentación

Las muestras que fueron utilizadas para la medición de la microdureza, se utilizaron para realizar pruebas de nanoindentación para determinar la nanodureza de las fases y/o microconstituyentes en cada zona de la soldadura.

En las pruebas de nanoindentación la preparación de las muestras es una variable muy importante ya que la superficie a ser ensayada necesita tener una rugosidad menor a la profundidad que dejara la huella después de las nanoindentación, además de que se debe tener cuidado de no introducir deformación plástica; por lo que no es posible realizar pruebas de nanoindentación en muestras atacadas y/o distorsionadas.

Después de las mediciones de microdureza, estas muestras se desbastaron con lija 600 para eliminar las huellas del indentador Vickers, seguido de pulido fino con alúmina de 1 y 0.3  $\mu\text{m}$  de tamaño de partícula, para posteriormente ser atacadas con nital 2 para revelar la microestructura de cada zona. Para poder realizar las pruebas de nanoindentación se marcaron la ZF y las subzonas de la ZAC, con el uso del microdurómetro Vickers, en las muestras atacadas. Una vez hecho esto, las muestras se pulieron con alúmina de 0.05  $\mu\text{m}$  de

## PROCEDIMIENTO

---

tamaño de partícula hasta desaparecer toda la microestructura revelada por el ataque pero sin eliminar las marcas Vickers introducidas en las zonas. Para dar el acabado final, se utilizó una solución nanométrica de sílica coloidal hasta obtener una rugosidad aproximada de  $15.5 \pm 2.1$  nm. Todo se llevó a cabo sin la aplicación de fuerza externa, es decir, con el puro peso de la muestra se realizó el pulido, esto con el fin de evitar la introducción de deformación plástica.

Las pruebas de nanoindentación se llevaron a cabo en un nanoindentador TI 750 Nanomechanical Test System marca Hysitron, con el uso de una punta Berkovich calibrada con una muestra estandarizada de sílice fundida. Con este nanoindentador, se puede controlar la fuerza aplicada o la profundidad de penetración. Para la determinación de las propiedades mecánicas, se decidió el uso de control fuerza. Para el control de la fuerza, se utiliza una función de fuerza, la cual indica cómo se va a aplicar la fuerza en función del tiempo.

Se sabe, que algunos materiales pueden presentar apilamiento (pile-up) alrededor de las nanoindentaciones, el cual puede dar una determinación errónea de las propiedades mecánicas ya que el área de contacto de nanoindentación se verá afectada. Para mitigar este problema, se realizaron pruebas preliminares para determinar la fuerza de nanoindentación y la forma de función de carga.

El nanoindentador también se utilizó como un microscopio de fuerza atómica para adquirir la morfología de la zona de las nanoindentaciones y para determinar la rugosidad.

Una vez realizadas las pruebas de nanoindentación, se adquirieron imágenes de las nanoindentaciones con las muestras pulidas y posteriormente se volvieron a tomar imágenes con las muestras atacadas con nital 2 para determinar la microestructura que fue nanoindentada.



## 3.3. Propiedades térmicas y mecánicas

Las propiedades térmicas se requieren para realizar el análisis térmico de la soldadura con el método propuesto por Poorhaydari y otros [120]. Debido a que las pruebas de crecimiento de grietas en la ZAC se realizaron mediante el ensayo de fatiga, es necesario conocer las propiedades mecánicas de ésta zona para poder calcular el momento flector que se aplicara, tal que no sea mayor al esfuerzo de fluencia.

Para esto, se propuso el diseño e implementación de dos redes neuronales artificiales (RNAs) como herramientas para estimar la conductividad térmica y capacidad calorífica en función de la composición química y temperatura de aceros, donde una RNAs es una estructura compuesta de nodos o neuronas interconectados y organizados en capas a las que se les asigna un factor de peso [121] (anexo A).

### 3.3.1. Bases de datos

Se realizó una búsqueda bibliográfica para construir tres bases de datos, una de la conductividad térmica, otra de la capacidad calorífica, y otra del esfuerzo de fluencia. Las dos primeras en función de la composición química y de la temperatura, y la última en función de la composición química y la dureza.

Se tuvo cuidado de obtener la suficiente información como para asegurar que las variables independientes de los acero microaleados bajo estudio, estuvieran dentro de los límites de las composición química y la dureza de los aceros recopilados. Adicionalmente, se asumió que las propiedades térmicas no son función de la microestructura.

Para las bases de datos de la conductividad térmica, capacidad calorífica y esfuerzo de fluencia, se recolectó información de un total de 396, 176 y 228 aceros respectivamente. En las Tablas 4, 5 y 6 se presentan el resumen de las bases de datos para la conductividad térmica, capacidad calorífica y esfuerzo de fluencia respectivamente. Cada base de datos fue dividida en dos partes, la primera parte con el 80% de la información y la segunda parte con el 20% restante de la información. La primera parte de cada base de datos, se utilizó en la etapa de entrenamiento de las RNAs, y la segunda parte en la etapa de prueba.

## PROCEDIMIENTO

---

Los valores de las variables de entrada y de salida de las tres bases de datos, fueron normalizados mediante la ecuación:

$$N = \frac{x_i - x_{\min}}{x_{\max} - x_{\min}} \quad (2)$$

donde  $N$  representa el valor normalizado,  $x_i$  el valor de la propiedad real, y  $x_{\min}$  y  $x_{\max}$  los valores mínimos y máximos de la propiedad respectivamente.

## PROCEDIMIENTO

Tabla 4. Valores mínimos y máximos de las variables independientes (input) y de la conductividad térmica (output) de la base de datos.

Variable	Mínimo	Máximo	promedio	Desviación estándar
%Fe	16.16	100.00	87.5	17.66
%C	0.00	1.70	0.31	0.26
%Mn	0.00	6.00	0.72	0.80
%Ni	0.00	63.00	4.31	9.31
%Mo	0.00	4.80	0.36	0.94
%V	0.00	3.00	0.05	0.35
%Cr	0.00	30.40	4.90	7.63
%Cu	0.00	0.64	0.001	0.055
%Al	0.00	4.50	0.033	0.334
%Nb	0.00	3.00	0.101	0.442
%Si	0.00	3.50	0.220	0.539
%W	0.00	18.50	0.423	2.482
%Ti	0.00	1.40	0.028	0.153
%Co	0.00	46.60	1.013	5.519
Temperatura, °C	0.00	1200	387.6	335.4
Conductividad térmica, W/m	10.90	80.20	32.88	12.34

# PROCEDIMIENTO

Tabla 5. Valores mínimos y máximos de las variables independientes (input) y de la capacidad calorífica (output) de la base de datos.

Variable	Mínimo	Máximo	promedio	Desviación estándar
%Fe	21.00	100.0	89.43	14.329
%C	0.00	1.70	0.336	0.308
%Mn	0.00	13.00	1.205	2.453
%Ni	0.00	60.00	3.472	8.397
%Mo	0.00	3.600	0.211	0.533
%Cr	0.00	29.00	4.329	7.258
%Cu	0.00	0.64	0.018	0.106
%Al	0.00	4.50	0.029	0.340
%Nb	0.00	0.90	0.0102	0.095
%Si	0.00	2.00	0.211	0.509
%W	0.00	18.5	0.565	3.090
%Ti	0.00	0.60	0.007	0.064
Temperatura, °C	20.00	1000	363.182	290.726
Capacidad calorífica, W/m°C	402	960	573.012	114.886

Tabla 6. Valores mínimos y máximos de las variables independientes (input) y del esfuerzo de fluencia (output) de la base de datos.

Variable	Mínimo	Máximo	Promedio	Desviación estándar
%C	0	0.880	0.240	0.191
%Mn	0	2.240	1.126	0.459
%Ni	0	3.800	0.782	1.189
%Mo	0	3.460	0.245	0.497
%V	0	1.780	0.069	0.143
%Cr	0	4.100	0.436	0.666
%Cu	0	1.880	0.286	0.555
%Al	0	0.490	0.021	0.039
%Nb	0	0.860	0.044	0.147
%Si	0	1.240	0.311	0.156
%W	0	0.990	0.008	0.072
%Ti	0	0.200	0.013	0.029
%P	0	0.050	0.015	0.011
%S	0	0.077	0.014	0.017
Dureza, HV	75.8	713	318	138
Esfuerzo de fluencia, MPa	103.0	2300	834.8	434.4

---

### 3.3.2. Diseño de la redes neuronales artificiales

Se propuso el diseño de tres RNAs del tipo percepción multicapa con una regla de aprendizaje de propagación hacia atrás y función de transferencia sigmoideal. Para determinar el mejor diseño de las RNAs, se utilizó una sola capa oculta variando el número de nodos ocultos, ya que la cantidad de estos tiene influencia en las etapas de entrenamiento y de prueba y por subsiguiente en las estimaciones.

En la RNA para estimar la conductividad térmica, se utilizó un total de 15 variables independientes (14 para la composición química y 1 para la temperatura), en la RNA para estimar la capacidad calorífica se utilizó un total de 13 variables independientes (12 para la composición química y 1 para la temperatura), y para la RNA para estimar el esfuerzo de fluencia, se usaron 15 variables independientes (14 para la composición química y 1 para la dureza). La Figura 3 muestra las arquitecturas generales de las RNAs.

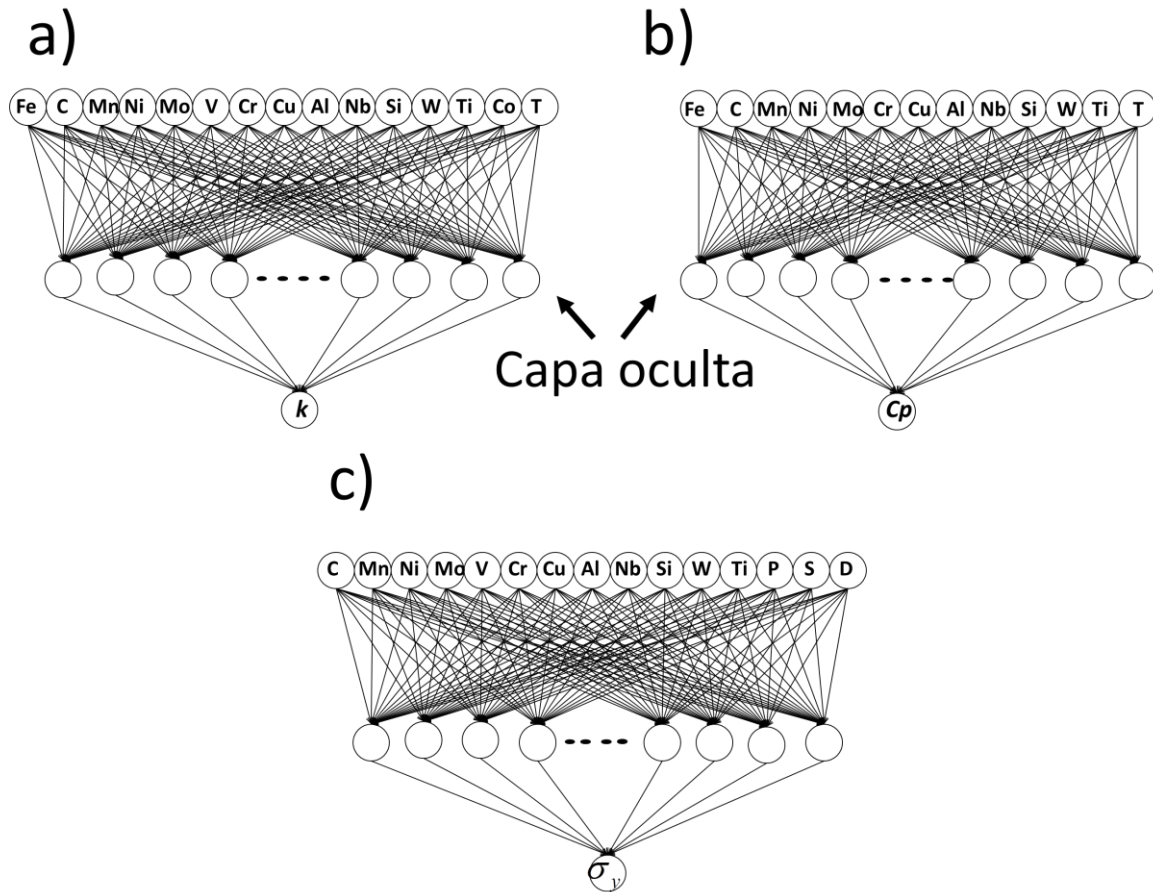


Figura 3. Arquitectura de las RNAs. a) conductividad térmica ( $k$ ), b) capacidad calorífica ( $C_p$ ), c) esfuerzo de fluencia ( $\sigma_y$ )

### 3.3.3. Propiedades térmicas y del esfuerzo de fluencia de la zona de la soldadura

Una vez que las RNAs fueron entrenadas y probadas, se procedió a estimar las propiedades térmicas de los materiales base, y el esfuerzo de fluencia en las zonas y subzonas de la soldadura.

Para estimar las propiedades térmicas, se alimentó a las RNAs correspondientes, la composición química de los aceros microaleados bajo estudio; adicionalmente, para la conductividad térmica se alimentó el intervalo de temperaturas de 25 a 1200 °C y para la capacidad calorífica el intervalo de temperaturas de 25 a 1000 °C.

## PROCEDIMIENTO

En el caso de la estimación del esfuerzo de fluencia, la RNA correspondiente fue alimentada con la composición química y con el perfil de durezas de toda la zona de la soldadura, es decir, el perfil de durezas de la ZF, ZACPF, ZACCG, ZACRC, ZACPT, ZACSC y MB.

### 3.4. Análisis térmico de la soldadura

Para determinar el efecto del calor aportado por soldadura sobre la microestructura, dureza y comportamiento, es necesario determinar los ciclos térmicos experimentados. Debido a las dificultades experimentales para determinar estos ciclos, se propuso estimarlos mediante las soluciones de las ecuaciones de Rosenthal para placas gruesas y delgadas y la aplicación del método propuesto por Poorhaydari y otros [120]. El método consiste en aplicar un factor de peso a las soluciones analíticas de Rosenthal para placas delgadas y placas gruesas, ya que la mayoría de las soldaduras exhiben un comportamiento intermedio entre estas dos categorías. El factor de peso es determinado por la ecuación (Ec. 3):

$$F_p = \frac{(W_{\text{exp}} - W_{\text{Placa-gruesa}})}{(W_{\text{Placa-delgada}} - W_{\text{Placa-gruesa}})} \quad (3)$$

donde  $W_{\text{exp}}$  es el espesor de la ZAC determinado experimentalmente;  $W_{\text{Placa-delgada}}$  y  $W_{\text{Placa-gruesa}}$  son los espesores de la ZAC que son determinados de las soluciones de Rosenthal para placas delgadas y gruesas respectivamente.

De las soluciones de Rosenthal, el cambio de la temperatura con respecto al tiempo para placas gruesas se determina mediante la Ec. 4:

$$T = T_o + \frac{q/v}{2\pi kt} \exp\left(-\frac{r^2}{4\alpha t}\right) \quad (4)$$

y para placas delgadas (Ec. 5):



## PROCEDIMIENTO

$$T = T_o + \frac{q/v}{d(4\pi k \rho C p t)^{1/2}} \exp\left(-\frac{r^2}{4\alpha t}\right) \quad (5)$$

Las temperaturas pico ( $T_p$ ) como función de la distancia desde la fuente de calor se determinan para placa gruesa (Ec. 6) y placa delgada como (Ec. 7):

$$T_p = T_o + \left(\frac{2}{\pi e}\right) \frac{q/v}{\rho C p r^2} \quad (6)$$

$$T_p = T_o + \left(\frac{2}{\pi e}\right)^{1/2} \frac{q/v}{2d \rho C p r} \quad (7)$$

con esto, los perfiles de temperatura (Ec. 8) y las temperaturas pico (Ec. 9) se determinan mediante:

$$T = T_{Placa-gruesa} + F_p (T_{Placa-delgada} - T_{Placa-gruesa}) \quad (8)$$

$$T_p = T_{p,Placa-gruesa} + F_p (T_{p,Placa-delgada} - T_{p,Placa-gruesa}) \quad (9)$$

El factor de peso,  $F_p$ , varía de 0 a 1. Valores cercanos a 0 indican que la solución se aproxima a una placa gruesa, por el otro lado, cuando  $F_p$  presenta valores cercanos a 1, la solución se aproxima a una placa delgada.  $W_{Placa-delgada}$  y  $W_{Placa-gruesa}$ , se determinan sabiendo que en las fronteras entre la ZF y la ZAC y entre la ZAC y el MB, se conocen las temperaturas pico que se alcanzan durante el proceso de soldadura, y que corresponden a la temperatura de fusión y a la temperatura crítica de transformación  $A_{c1}$  respectivamente. Poorhaydari y otros [120] demostraron que los parámetros importantes tales como las temperaturas pico y el tiempo de enfriamiento entre 800 °C y 500 °C, se pueden estimar mediante el pesado de las soluciones para placas delgadas y gruesas, y que estos resultados se pueden usar para correlacionar estudios de microestructura, y modelado y simulación.

Uno de los parámetros más importantes en los procesos de soldadura, es la rapidez de enfriamiento que se experimenta en el rango de temperaturas de 800 °C a 500 °C, ya que esta rapidez ésta directamente relacionada con la susceptibilidad a la formación de martensita. Entonces, la rapidez promedio de enfriamiento se determina mediante:

## PROCEDIMIENTO

$$RE_{8-5} = \frac{800 - 500}{\Delta t_{8-5}} \quad (10)$$

donde  $\Delta t_{8-5}$  es el tiempo necesario para enfriar desde la temperatura de 800 °C hasta 500 °C. Para placas gruesas este tiempo se calcula mediante:

$$\Delta t_{8-5} = \frac{q/v}{2\pi k \theta_1} \quad (11)$$

y para placas delgadas:

$$\Delta t_{8-5} = \frac{(q/v)^2}{4\pi k \rho C_p d^2 \theta_2} \quad (12)$$

donde  $\theta_1$  y  $\theta_2$  de determinan mediante:

$$\frac{1}{\theta_1} = \left( \frac{1}{500 - T_o} - \frac{1}{800 - T_o} \right) \quad (13)$$

$$\frac{1}{\theta_2} = \left( \frac{1}{(500 - T_o)^2} - \frac{1}{(800 - T_o)^2} \right) \quad (14)$$

El  $\Delta t_{8-5}$  pesado toma la siguiente forma:

$$\Delta t_{8-5} = \Delta t_{8-5, Placa-gruesa} + F_p \left( \Delta t_{8-5, Placa-delgada} - \Delta t_{8-5, Placa-gruesa} \right) \quad (15)$$

### 3.5. Atrapamiento de hidrógeno en la zona de la soldadura

Como apoyo para determinar la efectividad de las diferentes microestructuras desarrolladas en la zona de la soldadura, se utilizó la técnica de decoración con plata. Para determinar que efectivamente la plata se deposita en los sitios donde hay presencia de hidrógeno, se realizó la prueba de decoración para tres casos:

Caso 1: Se realizó la decoración con plata a muestras que no fueron cargadas con hidrógeno.

## PROCEDIMIENTO

---

Caso 2: Se realizó la prueba de decoración a muestras que fueron cargadas con hidrógeno.

Caso 3: Se realizó la prueba de decoración a muestras que fueron cargadas con hidrógeno y sometidas a un tratamiento térmico de baja temperatura (baking) para remover el hidrógeno atrapado.

### 3.5.1. Preparación de muestras

De la zona de la soldadura, se cortaron laminillas de 10 x 10 mm con un espesor aproximado de 1.5 mm con la cortadora Buehler ISOMET 1000 aplicando una carga de 150 g y una velocidad de corte de 225 rpm. Ambas caras de las muestras fueron desbastadas con la secuencia de lijas 240, 320, 400 y 600, y posteriormente pulidas con alúmina de 1  $\mu\text{m}$  de tamaño de partícula.

A cada muestra, con el uso de plastiacero, se realizó la fijación de un cable de cobre, el cual funge como conexión entre la muestra y la fuente de poder para el cargado electroquímico.

### 3.5.2. Cargado electroquímico

Para el cargado electroquímico con hidrógeno de las muestras, se seleccionó una solución de  $\text{H}_2\text{SO}_4$  0.5 M. A ésta, se le agregó 0.2 g de  $\text{As}_2\text{O}_3$  por cada litro de disolución, esto con el fin de evitar la recombinación de los iones hidrógeno para formar hidrógeno molecular.

El cargado de las muestras con hidrógeno se realizó con una fuente de poder Mastech modelo HY 1803D y con el uso de un electrodo de grafito como ánodo. La muestra se conectó a la carga negativa y el ánodo a la carga positiva. La Figura 4 muestra el dispositivo experimental utilizado para cargar con hidrógeno las muestras.

El cargado se realizó durante 180 minutos, y la corriente que se aplicó fue la equivalente a 40  $\text{mA}/\text{cm}^2$ .

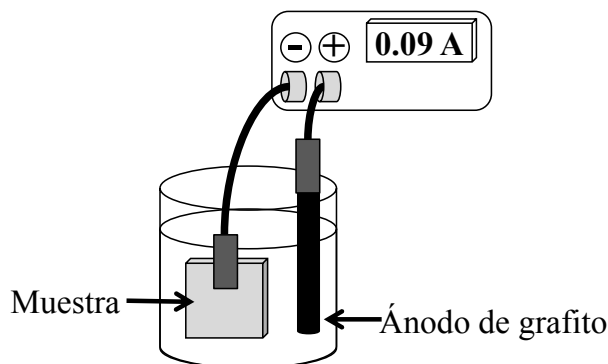


Figura 4. Dispositivo experimental para el cargado con hidrógeno.

### 3.5.3. Decoración con plata

Se prepararon dos soluciones, una de  $\text{AgNO}_3$  0.86M y otra de KCN 1.72M. De acuerdo con Schober y otros y Yaho y otros [122, 123], a un mililitro de solución de  $\text{AgNO}_3$  se le agregó gota por gota un mililitro de la solución de KCN agitando para disolver el precipitado que se formaba. Con esto se forma el compuesto di-cianuro de plata potasio ( $\text{K}[\text{Ag}(\text{CN})_2]$ ). Posteriormente, esta disolución es diluida con agua a 1:50 para formar los iones plata y cianuro.

La decoración con plata, consistió en sumergir las muestras a decorar en la disolución de di-cianuro de plata potasio por un periodo de dos horas. Posterior al tratamiento, las muestras fueron enjuagas con alcohol de grado absoluto.

Para determinar que los iones plata realmente se reducen por la reacción con el hidrógeno atrapado, éste mismo procedimiento se siguió para decorar muestras de la zona de la soldadura que no fueron cargadas con hidrógeno.

Finalmente, para determinar la distribución de las partículas de plata depositadas en la zona de la soldadura, se obtuvieron imágenes de las diferentes zonas de la soldadura mediante el uso del microscopio electrónico de barrido. Con el software Image-J, se realizó un análisis de la distribución y tamaño de partículas de plata depositadas.

## 3.5.4. Descarga de hidrógeno

Para determinar la naturaleza reversible o irreversible de las trampas de hidrógeno y la efectividad de un tratamiento térmico para la eliminación de hidrógeno, se realizó un tratamiento térmico de baja temperatura comúnmente conocido como baking.

A una muestra ya desbastada y pulida, se realizó el mismo procedimiento de cargado con hidrógeno. La muestra cargada, se pulió y se sometió a un tratamiento térmico en una mufla a 150 °C por un tiempo de 3 horas. Posteriormente se realizó la prueba de decoración con plata siguiendo el mismo procedimiento ya descrito.

## 3.6. Permeabilidad de hidrógeno

Todos los mecanismos de fragilización por hidrógeno concuerdan que para que éste fenómeno se dé, se requiere que el hidrógeno difunda hacia una zona de alta actividad tales como: una punta de grieta etc. De esta forma, para estudiar la susceptibilidad de un acero o de una microestructura o mezclas de microestructuras al agrietamiento inducido por el hidrógeno, es conveniente determinar la difusividad de hidrógeno. Por tal motivo, se realizaron pruebas de permeabilidad de hidrógeno en la ZF, ZAC y MB, para determinar cuál de éstas pudiera ser más susceptible al AAH.

### 3.6.1. Preparación de muestras

La primera parte de la preparación de las muestras corresponde al mismo procedimiento que se realizó para obtener la macroestructura de la soldadura. Posterior al revelado de la macroestructura, se realizaron cortes para obtener muestras de la ZF, ZAC y MB con la cortadora Buehler ISOmet 1000 aplicando una carga de 100 g y una velocidad de corte de 250 rpm. La Figura 5 muestra las zonas y la orientación de donde se obtuvieron las muestras.

El espesor de estas muestras fue ligeramente mayor a 1 mm. La preparación finalizó con desbaste de ambas caras con lija 600 hasta obtener un espesor de 1 mm.

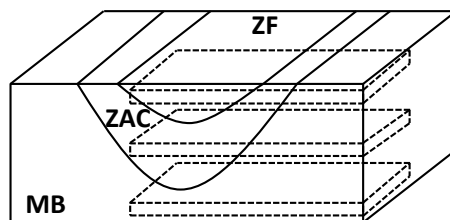


Figura 5. Esquema de las zonas de obtención de las muestras para las pruebas de permeabilidad.

### 3.6.2. Diseño de la celda

Para las pruebas de permeabilidad de hidrógeno, se construyó una celda del tipo Devanathan y Stachurski acorde a la norma ASTM G148 [49]. Este tipo de celda cuenta con dos celdas, una donde se realiza el cargado de la muestra con hidrógeno y otra donde se realiza la oxidación del hidrógeno. La Figura 6 muestra la celda de permeabilidad y la disposición de la muestra o electrodo de trabajo (ET).

### 3.6.3. Pruebas de permeabilidad

En la celda de cargado se utilizó una disolución 0.5 M de  $H_2SO_4$  con 0.2 g de  $As_2O_3$  por litro de disolución, y en la celda de oxidación se utilizó una disolución de 0.1 M de NaOH. El  $As_2O_3$  se utilizó para evitar la recombinación del hidrógeno adsorbido para formar hidrógeno molecular.

Finalmente, se utilizó el método de tiempo transcurrido (elapsed-time) para determinar el coeficiente de difusión de hidrógeno [49].

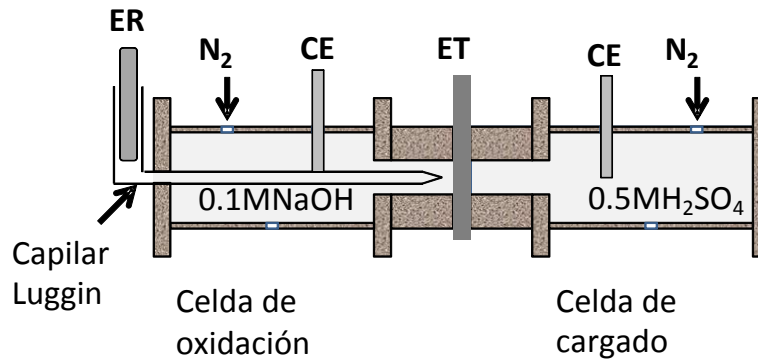


Figura 6. Disposición experimental de la celda de permeabilidad. ER: electrodo de referencia; CE: contra-electrodo; ET: electrodo de trabajo (muestra).

### 3.7. Crecimiento de grietas

Las pruebas de crecimiento de grietas se realizaron mediante el ensayo de fatiga rotativa, usando un diseño modificado de probetas destinadas al estudio de grietas cortas propuesto por Ray y otros. [110]. Debido al espesor estrecho de la ZAC, para obtener probetas, se simuló físicamente esta zona mediante un tratamiento térmico convencional. Con microscopía óptica, se monitoreó el crecimiento de las grietas en función del número de ciclos aplicados durante el ensayo de fatiga en tres probetas: 1) probeta sin carga de hidrógeno; 2) probeta cargada con hidrógeno y 3) probeta cargada con hidrógeno y descargada mediante tratamiento térmico baking. Durante el transcurso de los ensayos, se monitoreó el crecimiento de grietas. Debido a la escasez de material, esto se realizó sólo para el acero A.

#### 3.7.1. Simulación física de la ZAC

Debido a que el espesor de la ZAC es estrecho (3.42 mm para el acero A y 2.88 mm para el acero B), no es posible obtener muestras de la zona de la soldadura deseada para fabricar las probetas de fatiga propuestas.

## PROCEDIMIENTO

Varios autores [104-108] han usado la simulación física (con el uso de simuladores termomecánicos o tratamientos térmicos convencionales) para obtener muestras de tamaño suficiente de la zona o subzonas de la soldadura de su interés para realizar pruebas mecánicas. Por tal razón, para poder fabricar las probetas de fatiga de la zona de la soldadura de interés, se decidió realizar un tratamiento térmico convencional para reproducir un ciclo térmico parecido al que se experimenta en la ZACCG durante la soldadura [104, 107, 124, 125].

Para el tratamiento térmico, se fabricaron probetas cilíndricas de 8 mm de diámetro por 60 mm de altura. Para determinar el tiempo que le tardaría a cada probeta alcanzar la temperatura pico designada (1350 °C), se determinó en primer lugar el número de Biot (Ec. 16):

$$Bi = \frac{h_Q (Vol / A)}{k} \quad (16)$$

donde el coeficiente de transferencia de calor global ( $h_Q$ ), es la suma de la componente convectiva y la componente de radiativa (Ec. 17):

$$h_Q = h_{Q_c} + h_{Q_r} \quad (17)$$

La componente convectiva se determinó mediante la correlación para cilindros verticales (Ec. 18)[126]:

$$Nu = 0.53Gr Pr^{1/4} \quad (18)$$

La componente radiativa se determinó mediante (Ec. 19) [126]:

$$h_{Q_r} = \epsilon \left[ \frac{s(T^4 - T_f^4)}{T - T_f} \right] \quad (19)$$

El número de Biot da un valor promedio menor a 0.1, por lo que se asumió que no existen gradientes de temperatura dentro de la probeta. Con ésta suposición, la



## PROCEDIMIENTO

determinación de la temperatura como función del tiempo sin tomar en cuenta la transformación de fase se realizó con un balance de energía:

$$\text{Entradas} = \text{Salidas} + \text{Acumulación} \quad (20)$$

De este balance se obtuvo la ecuación diferencial:

$$-h_o(T_f - T)A = \rho C_p Vol \frac{dT}{dt} \quad (21)$$

donde  $T_f$  es la temperatura del fluido o medio ambiente,  $\rho$  es la densidad,  $C_p$  la capacidad calorífica y  $Vol$  el volumen de las probetas.

Para resolver esta ecuación diferencial, se puede asumir que durante el calentamiento o enfriamiento, la temperatura varía una cantidad pequeña ( $\sim 1^\circ\text{C}$ ), es decir, el paso del tiempo ( $\Delta t$ ) entre el cálculo de la temperatura actual y la temperatura futura es muy corto. Si la temperatura cambia poco entre el cálculo actual y el futuro, entonces se puede suponer que durante este cambio las propiedades termofísicas y los coeficientes de transferencia de calor permanecen constantes, con lo que la Ec. 21 sería una ecuación diferencial ordinaria de variables separables y por lo tanto se podría resolver por integración obteniendo la solución:

$$T = T_f + (T_o - T_f) \exp\left(-\frac{h_o A}{\rho C_p Vol} t\right) \quad (22)$$

Si el cambio de temperatura entre el cálculo actual y el futuro es de aproximadamente de  $1^\circ\text{C}$ , entonces determinar el perfil térmico desde  $1350^\circ\text{C}$  hasta  $25^\circ\text{C}$ , se requerirían de 1325 soluciones de la Ec 21, pero esta solución sería de la misma forma que la Ec. 22, por lo que para obtener el perfil sólo basta con actualizar en cada cálculo las propiedades termofísicas y los coeficientes de transferencia de calor radiativo y convectivo.

La Ec. 22 relaciona la temperatura de la probeta con el tiempo, por lo que se puede despejar este último para determinar el tiempo que le tomara a la probeta alcanzar la temperatura pico deseada.

### 3.7.2. Probetas

Se maquinaron probetas modificadas para el estudio del crecimiento de grietas cortas propuesto por Ray y otros. [110]. Estas probetas tiene una zona reducida y dos caras planas, las cuales fueron sometidas a un proceso de desbaste hasta lija 600 y una secuencia de pulido con alúmina de 1, 0.1 y 0.05  $\mu\text{m}$  de tamaño de partícula. La Figura 7 presenta la configuración de las probetas, de donde debido al diseño, las zonas 1 y 2 son puntos de nucleación de grietas.

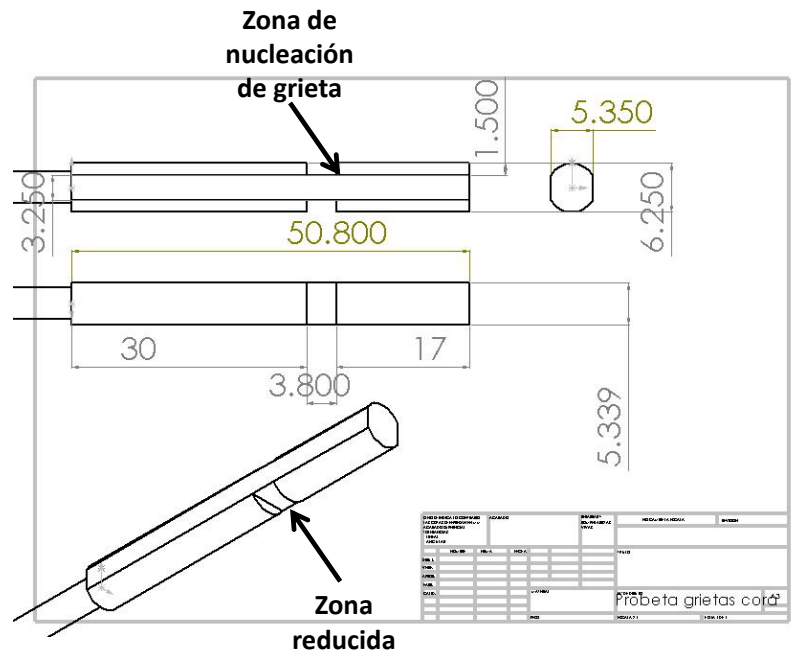


Figura 7. Probeta modificada para el estudio del crecimiento de grietas cortas. Unidades en mm.

### 3.7.3. Diseño de las pruebas de fatiga

El diseño de las pruebas de fatiga consistió en determinar el momento flector que se aplicaría a las probetas de fatiga, tal que éste no rebasara el esfuerzo de fluencia del

## PROCEDIMIENTO

material. Para esto se recurrió a la modelación matemática del ensayo de fatiga. La Figura 8 muestra esquemáticamente la disposición del ensayo de fatiga.

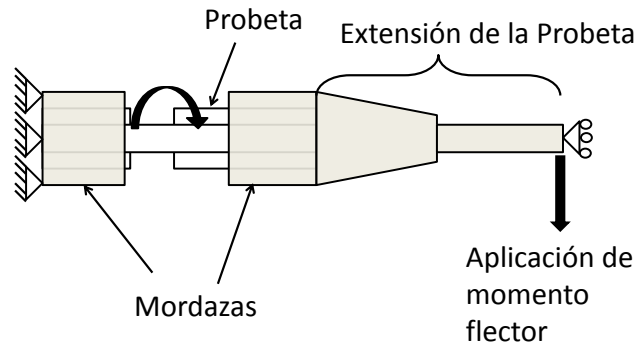


Figura 8. Esquema del dispositivo de ensayo de fatiga. No a escala.

### *Descripción del ensayo*

El ensayo de fatiga consiste en aplicar un momento flector en el extremo de la mordaza mientras se produce movimiento angular alrededor del eje de la probeta. El momento flector es de magnitud tal que la aplicación de éste no rebase el esfuerzo de fluencia de la probeta. Debido a este proceso, se produce la nucleación y crecimiento de grietas en las zonas concentradoras de esfuerzos diseñadas para tal motivo (Figura 7).

### *Suposiciones*

Para la modelación matemática del ensayo de fatiga se realizaron las siguientes suposiciones:

- Comportamiento isotrópico.
- Comportamiento elasto-plástico ideal.
- No se presentan cambios de volumen en la probeta.
- La respuesta mecánica en la zona elástica obedece la ley de Hooke.
- Las mordazas no se deforman ni elásticamente ni plásticamente.

## PROCEDIMIENTO

### Formulación matemática

La formulación matemática del campo de esfuerzos en la probeta de fatiga queda determinada por el sistema de ecuaciones diferenciales:

$$\sigma_{ij,j} + F_i = 0 \quad (23)$$

donde  $\sigma_{ij}$  es el tensor de esfuerzos, y  $\sigma_{ij,j}$  es la divergencia de este tensor.

La Figura 9 muestra el diagrama de cuerpo libre de este sistema.

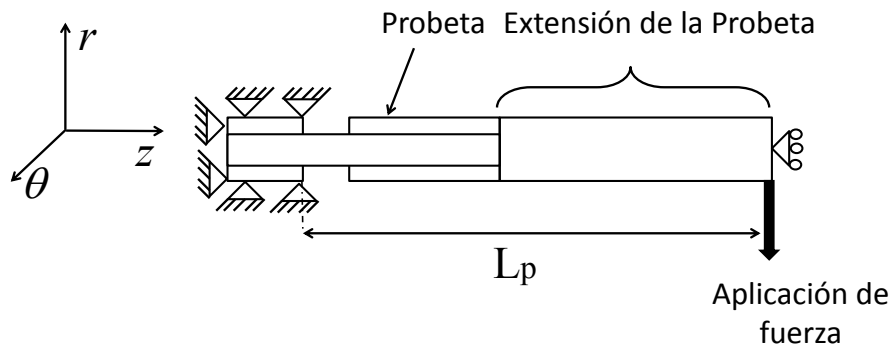


Figura 9. Esquema de las condiciones de frontera de la modelación matemática del ensayo de fatiga.

Las condiciones de frontera del sistema son:

$$\begin{aligned} u_r(r, \theta, 0) &= 0 \\ u_\theta(r, \theta, 0) &= 0 \\ u_z(r, \theta, 0) &= 0 \end{aligned} \quad (24a)$$

$$\begin{aligned} \frac{\partial u_r(r, \theta, 0)}{\partial r} &= 0 \\ \frac{\partial u_\theta(r, \theta, 0)}{\partial \theta} &= 0 \\ \frac{\partial u_z(r, \theta, 0)}{\partial z} &= 0 \end{aligned} \quad (24b)$$

## PROCEDIMIENTO

$$\begin{aligned}\frac{\partial u_r(r, \theta, L_p)}{\partial r} &= f(M) \\ \frac{\partial u_\theta(r, \theta, L_p)}{\partial \theta} &= 0 \\ \frac{\partial u_z(r, \theta, L_p)}{\partial z} &= 0\end{aligned}\tag{24c}$$

donde  $u_r$ ,  $u_\theta$  y  $u_z$  son los desplazamientos en las direcciones  $r$ ,  $\theta$  y  $z$  respectivamente, y  $M$  es el momento flector.

### *Método de solución*

Para resolver el campo de esfuerzos, primero se debe de calcular el campo de desplazamientos, y para esto se utilizó el método de elemento finito desde un punto de vista Lagrangiano implementado en Abaqus.

Con la determinación del campo de desplazamientos, se determina el campo de esfuerzos mediante la ecuación constitutiva del sistema:

$$d\sigma_{ij} = C_{ijkl}^{ep} d\varepsilon_{kl}\tag{25}$$

donde  $C_{ijkl}^{ep}$  es el tensor de rigidez elástico-plástico.

Para determinar el momento flector necesario para no producir flujo plástico, en la simulación del ensayo de fatiga, se aplicó una fuerza en la parte final de la extensión de la probeta (Figura 9) y se realizó la simulación para dicha fuerza. En el pos-procesamiento de la simulación, se determinó si la fuerza aplicada producía deformación plástica equivalente.

Una vez que se determinó la fuerza máxima permitida para no producir deformación plástica, el momento flector se determinó mediante la siguiente relación:

$$M = F * L_p\tag{26}$$

donde  $L_p$  es la longitud de la extensión de la probeta más la porción de la probeta que no está empotrada.

## 3.7.4. Cargado electroquímico con hidrógeno de probetas

Se cargaron con hidrógeno dos probetas de fatiga rotativa a una densidad de corriente de  $40 \text{ mA/cm}^2$  m. Debido a que la fuente de poder suministra corriente y no densidad de corriente, se determinó el área de la probeta para determinar la corriente aplicada.

El área de las probetas es de  $10.52 \text{ cm}^2$ , pero debido a que no toda la probeta se sumergió en la solución, se aplicó una corriente de  $0.34 \text{ A}$  por un periodo de 1 hora. La Figura 10 muestra la disposición del dispositivo para el cargado con hidrógeno. La solución que se utilizó para el cargado fue la misma que se utilizó para las pruebas de permeabilidad ( $\text{H}_2\text{SO}_4$   $0.5 \text{ M}$  con  $0.2 \text{ g}$  de  $\text{As}_2\text{O}_3$  por cada litro de disolución).

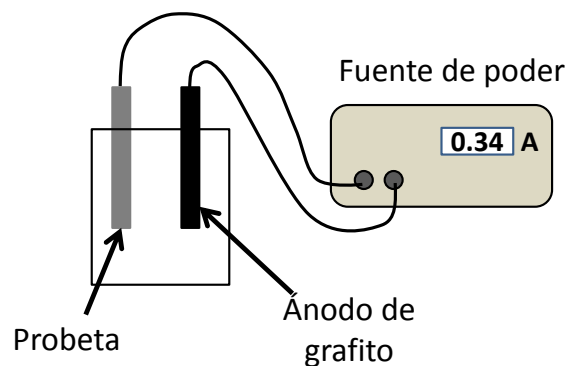


Figura 10. Dispositivo experimental para el cargado con hidrógeno de las probetas de fatiga rotativa.

## 3.7.5. Ensayos de fatiga

En una máquina de fatiga rotativa (Fatigue dynamics inc modelo RBF 200), se realizaron pruebas de fatiga rotativa a tres probetas, donde los parámetros de la prueba fueron:

- Momento flector: 24 lb-plg.
- Frecuencia: 20 s<sup>-1</sup>

Durante el transcurso del ensayo, se monitoreo el crecimiento de grietas mediante el uso del microscopio óptico. La Tabla 7 resume las condiciones de las probetas previas al ensayo.

Tabla 7. Condiciones de las probetas para los ensayos de fatiga.

Probeta	Tiempo de cargado con hidrógeno	Condiciones de descargado de hidrógeno
Probeta 1	Sin carga de hidrógeno	No aplica
Probeta 2	1 hora	No fue descargada
Probeta 3	1 hora	150°C por 3 hora

La probeta 3 se ensayó sin carga de hidrógeno para determinar el efecto de éste sobre el crecimiento de las grietas.

Las dos probetas que fueron cargadas con hidrógeno fueron sometidas al ensayo mediante el siguiente esquema:

1. La probeta 2 fue sometida al ensayo de fatiga rotativa inmediatamente después de concluido el cargado con hidrógeno.
2. La probeta 3 fue sometida a un proceso de descargado con hidrógeno “baking” a una temperatura de 150 °C por un tiempo de 3 horas. Posteriormente se realizó el ensayo bajo los mismos parámetros de la primera probeta.

## PROCEDIMIENTO

---

Posterior a cada prueba, las probetas fueron atacadas con nital 2 para revelar la microestructura en la zona de la grieta.



## 4. RESULTADOS Y ANÁLISIS

### 4.1. Dilatometría

#### 4.1.1. Materiales

La Figura 11 muestra la microestructura original de los materiales base. El acero A presenta una estructura de martensita de color blanco y bainita de color café, y el acero B2 una microestructura de ferrita poligonal, ferrita acicular (ambas de color café) y microconstituyente M/A de color blanco.

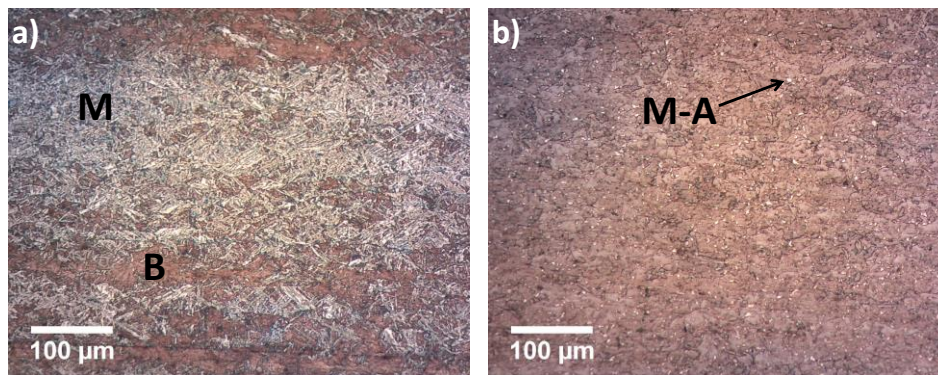


Figura 11. Microestructuras de los materiales base. a) acero A; b) acero B2.

#### 4.1.2. Temperaturas críticas de transformación

De las pruebas de dilatometría, se obtuvieron las deformaciones longitudinales ( $\Delta L/L_0$ ) en función de la temperatura (curvas dilatométricas). Las Figuras 12 y 13, muestran la curva dilatométrica y la derivada de las deformaciones longitudinales con respecto a la temperatura para una rapidez de calentamiento de 2 °C/min de las probetas de acero A y acero B2 respectivamente. Se observa que a temperaturas menores a 700 °C, conforme la temperatura aumenta, el cambio de longitud aumenta linealmente con respecto a la temperatura. A este cambio se le conoce como el coeficiente de expansión térmica. Entre 700 °C y 907 °C, se observan tres cambios en la primera derivada de la curva dilatométrica, los cuales están relacionados con dos etapas de transformación de fase [127]

## RESULTADOS Y ANÁLISIS

---

[128, 129], y por lo tanto son referidos a temperaturas críticas de transformación. Alrededor de los 700 °C, se observa una contracción en la curva dilatométrica, y una pendiente negativa en su primera derivada. A éste cambio en esta curva, se le atribuye al inicio de una transformación de fase o el inicio de la primera etapa. La pendiente negativa continúa hasta antes de los 800 °C, en donde antes de alcanzar el valor de cero, en un muy estrecho rango de temperaturas, la pendiente se vuelve positiva. A este cambio de pendiente se le atribuye al fin de la primera etapa y el inicio de la segunda. Posteriormente, nuevamente se obtiene una pendiente negativa que cambia a positiva alrededor de los 850 °C hasta alcanzar un máximo alrededor de los 905 °C a lo cual se le atribuye el fin de la transformación de la segunda etapa. Todas las probetas de los dos aceros que fueron ensayadas a diferentes rapidezces de calentamiento, presentan estas dos etapas.

Dependiendo de la composición química, la microestructura inicial y la rapidez de calentamiento, la formación de austenita se puede dar en dos etapas. En estos aceros, para cada probeta se observan tres temperaturas críticas de transformación correspondientes a  $A_{s1}$ ,  $A_{f1}$  y  $A_{c3}$ , por lo que la formación de austenita se da en dos etapas [127, 128, 130, 131]. El comportamiento en la formación de austenita en aceros con microestructura de martensita y bainita no se ha estudiado, y por lo tanto no existe información al respecto. Para el caso de aceros con microestructura inicial de perlita y ferrita,  $A_{s1}$  y  $A_{f1}$  corresponden a las temperaturas de inicio y fin de formación de austenita a partir de perlita respectivamente, es decir, cuando toda la perlita se ha consumido, y  $A_{c3}$  al fin de la formación de austenita a partir de ferrita proeutectoide [127, 130, 132-134]. Para aceros bainíticos,  $A_{s1}$  y  $A_{f1}$  corresponden respectivamente a las temperaturas de inicio y fin de disolución de cementita, carburos y otros precipitados, y a su vez,  $A_{f1}$  y  $A_{c3}$  corresponden respectivamente al inicio y fin de la formación de austenita a partir de la ferrita bainítica [128]. La cinética de formación de austenita a partir de martensita no ha sido del todo estudiada; sólo existen algunos estudios de la transformación en aceros maraging [131, 135-138]. En estos aceros, las temperaturas  $A_{s1}$  y  $A_{f1}$  corresponden, respectivamente al inicio y fin de una etapa de precipitación de carburos y formación de ferrita a partir de la martensita, para posteriormente iniciar la formación de austenita a partir de la ferrita a la temperatura  $A_{f1}$  y finalizar a la temperatura  $A_{c3}$  [139]. Debido a esto, en un acero con

## RESULTADOS Y ANÁLISIS

---

microestructura bainítica-martensítica, en la primera etapa de formación de austenita, se presentan dos mecanismos que compiten y se traslapan entre ellos: la precipitación-disolución de carburos a partir de la martensita y la disolución de carburos de la bainita. Para aceros con microestructura inicial de ferrita, la formación de austenita se da en una etapa [140, 141], donde la austenita nuclea en los bordes de grano y crece en dirección del centro del grano. El Acero B2 tiene una microestructura de ferrita y microconstituyente M/A y presenta dos etapas de formación de austenita, por lo que la primera etapa se debe a la descomposición del microconstituyente M/A y la segunda a la formación de austenita a partir de la ferrita.

Las Figuras 14 y 15, muestran las temperaturas críticas de transformación en función de la rapidez de calentamiento. Se observa que conforme la rapidez de calentamiento aumenta, las temperaturas críticas también aumentan, pero  $A_{s1}$  se incrementa más rápido en comparación con  $A_{f1}$  y  $A_{c3}$ . Esto da como resultado que la diferencia entre estas temperaturas sea menor a rapidezces de calentamiento mayores a 10 °C/min en comparación a rapidezces menores (Figura 16).

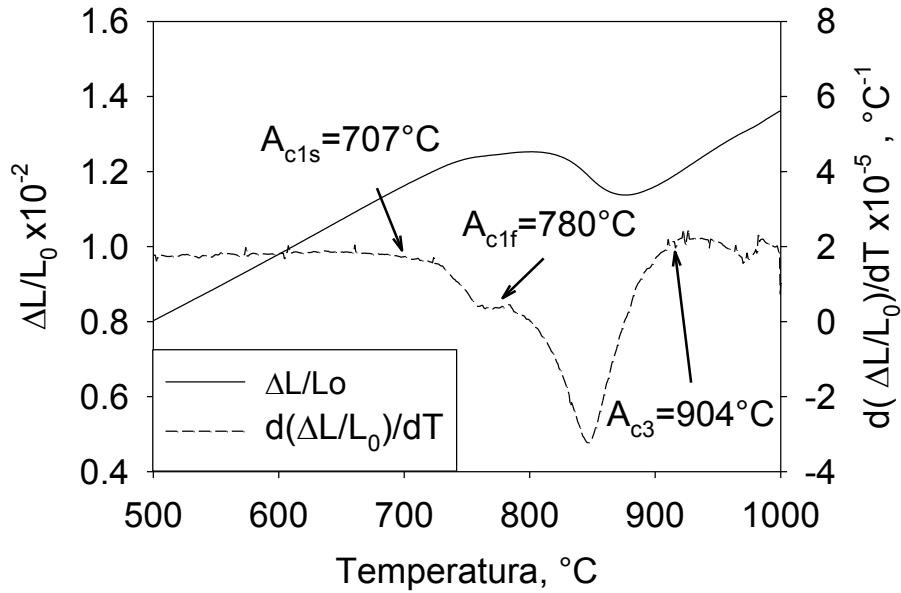


Figura 12. Determinación de las temperaturas críticas de transformación a una rapidez de calentamiento de 2 °C/min. Acero A.

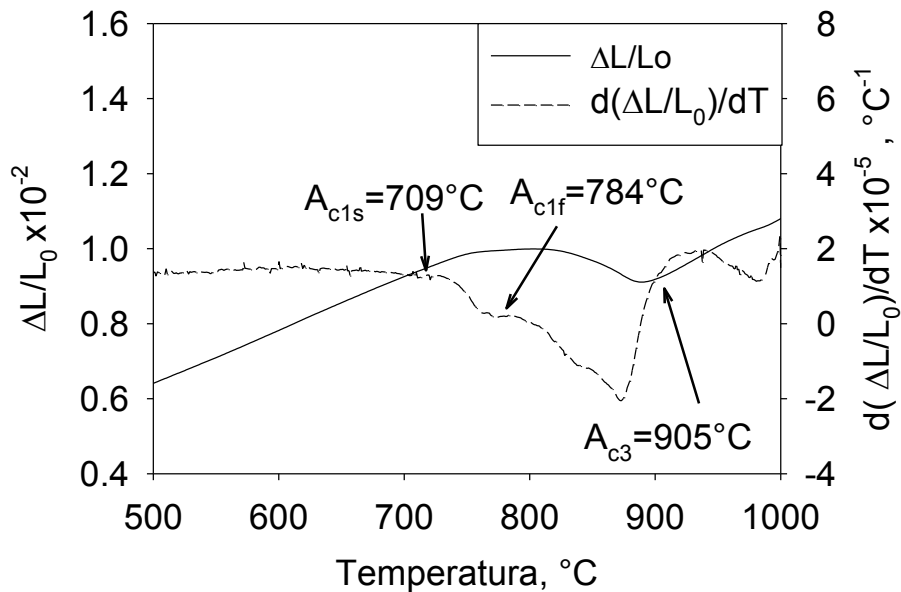


Figura 13. Determinación de las temperaturas críticas de transformación a una rapidez de calentamiento de 2 °C/min. Acero B2.

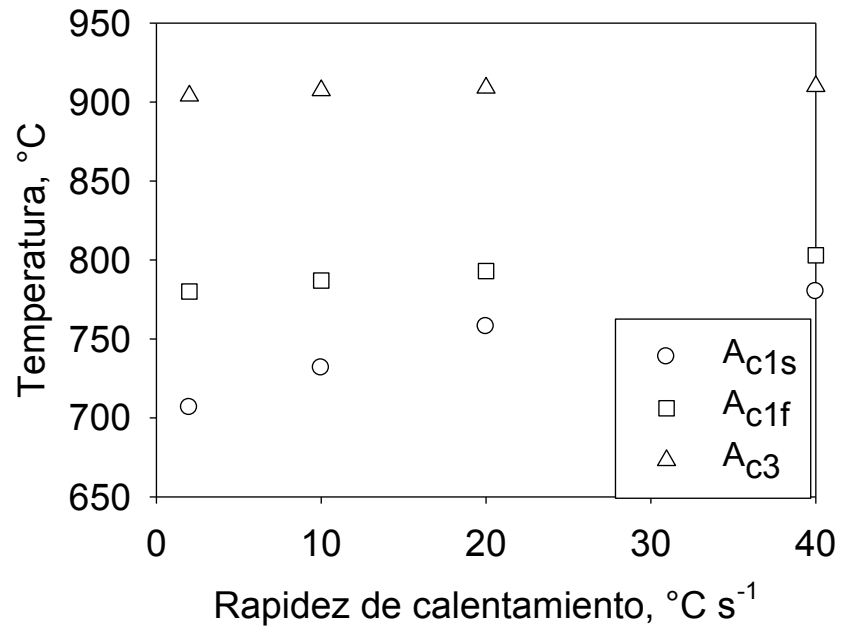


Figura 14. Temperaturas críticas de transformación en función de la rapidez de calentamiento. Acero A.

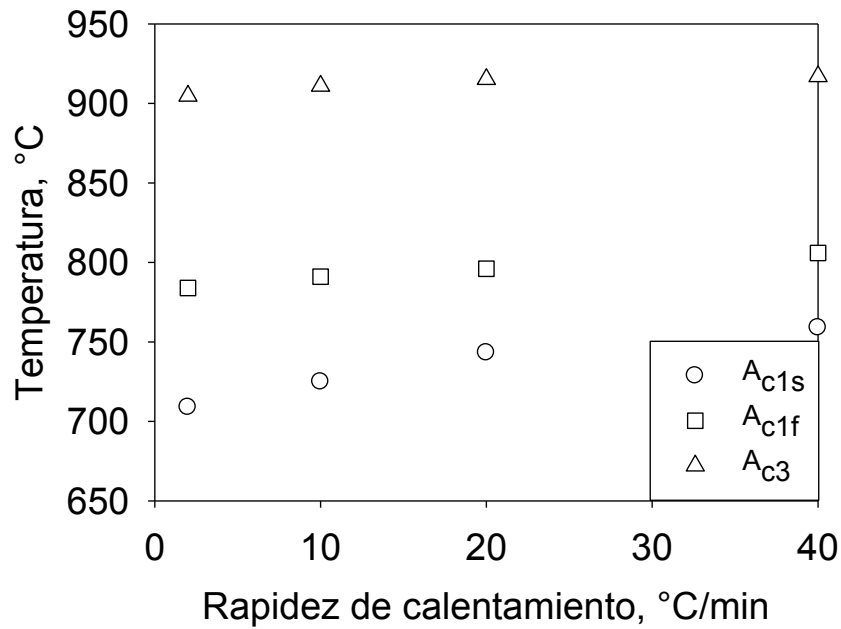


Figura 15. Temperaturas críticas de transformación en función de la rapidez de calentamiento. Acero B2.

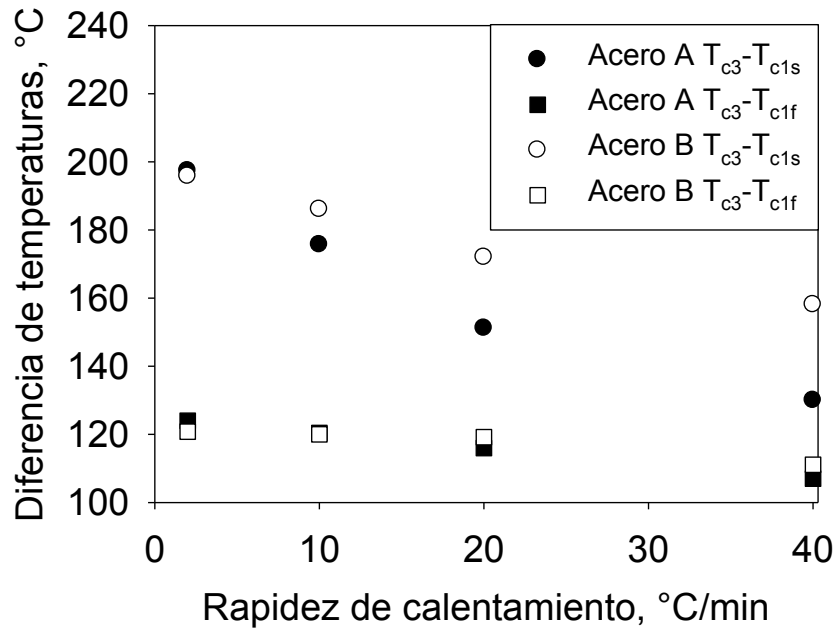


Figura 16. Diferencia entre temperaturas críticas en función de la rapidez de calentamiento.

#### 4.1.3. Diagramas de transformación durante calentamiento continuo

Una vez determinadas las temperaturas críticas de transformación, se construyeron los diagramas de TCC (por sus siglas en inglés). Las Figuras 17 y 18 muestran estos diagramas. De estos, se puede observar el efecto de la rapidez de calentamiento en las temperaturas críticas de transformación, las cuales aumentan conforme aumenta la rapidez de calentamiento. Debido a que la temperatura crítica  $A_{c1}$  aumenta más rápido que las otras temperaturas, a rapidezces de calentamiento mayores la formación de austenita tiende realizarse en 1 etapa. Para que la transformación de fase se de en una etapa, se requieren rapidezces de calentamiento superiores a 600 °C/min para aceros martensíticos [135, 139].

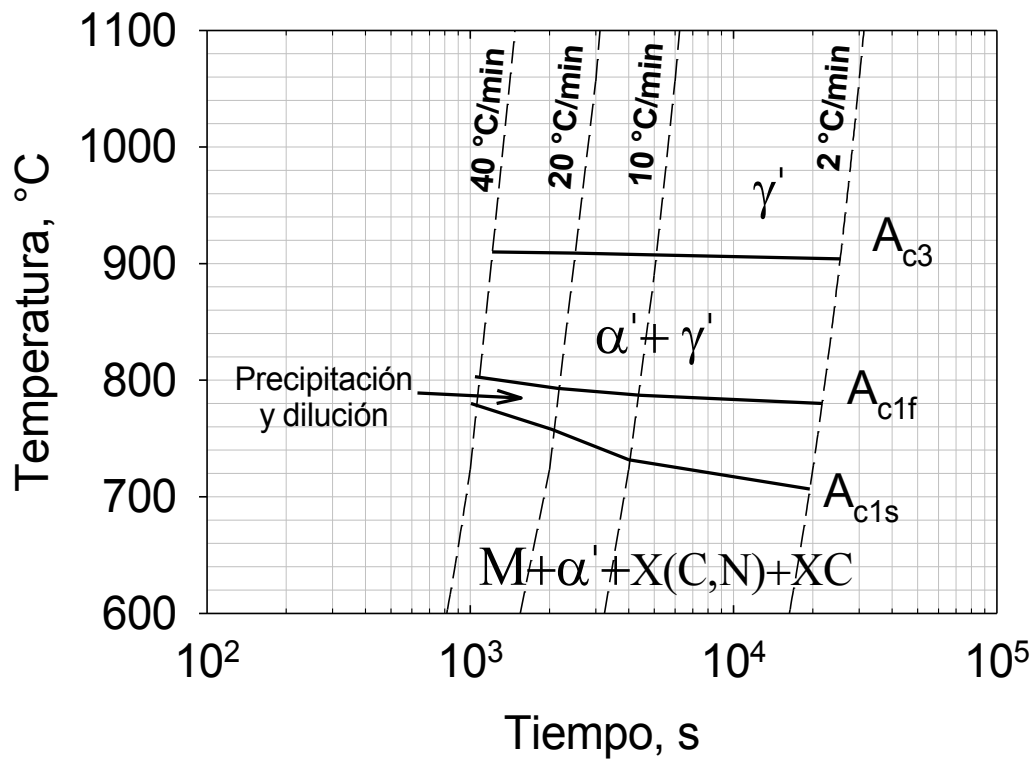


Figura 17. Diagrama de transformación en calentamiento continuo.  $\gamma'$ : austenita;  $\alpha'$ : ferrita;  $\alpha''$ : martensita;  $X(C,N)$ : carbonitruro del elemento  $X$ ;  $XC$ : carburo del elemento  $X$ . Acero A.

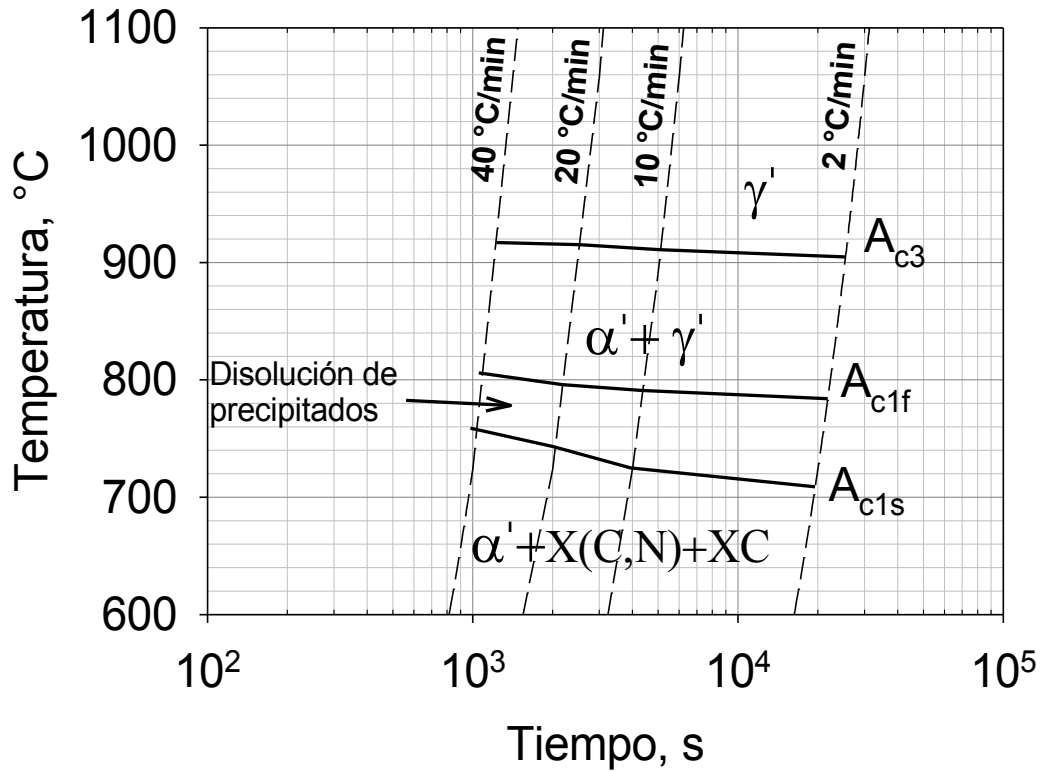


Figura 18. Diagrama de transformación en calentamiento continuo.  $\gamma'$ : austenita;  $\alpha'$ : ferrita;  $X(C,N)$ : carbonitruro del elemento  $X$ ;  $XC$ : carburo del elemento  $X$ . Acero B2.



## 4.1.4. Parámetros cinéticos

Aplicando la regla de la palanca a la derivada de las curvas dilatométricas con respecto a la temperatura, se determinó la fracción en volumen de austenita formada  $f_\gamma$  como función de la temperatura para cada rapidez de calentamiento. Para esto, se obtuvieron dos ecuaciones lineales que corresponden a la parte lineal de la derivada de la curva dilatométrica con respecto a la temperatura antes y después de iniciar la formación de austenita,  $L_1(T)$  y  $L_2(T)$  respectivamente. La diferencia entre la ecuación  $L_1(T)$  y la derivada de la curva dilatométrica dividida entre la diferencia de las ecuaciones  $L_1(T)$  y  $L_2(T)$  da como resultado la fracción en volumen formada de austenita [50, 142]. La Figura 19 esquematiza el procedimiento antes descrito, en donde la fracción en volumen formada para la temperatura indicada ( $\sim 830$  °C) se determinó como:

$$f_\gamma = \frac{A-B}{A-C} \quad (27)$$

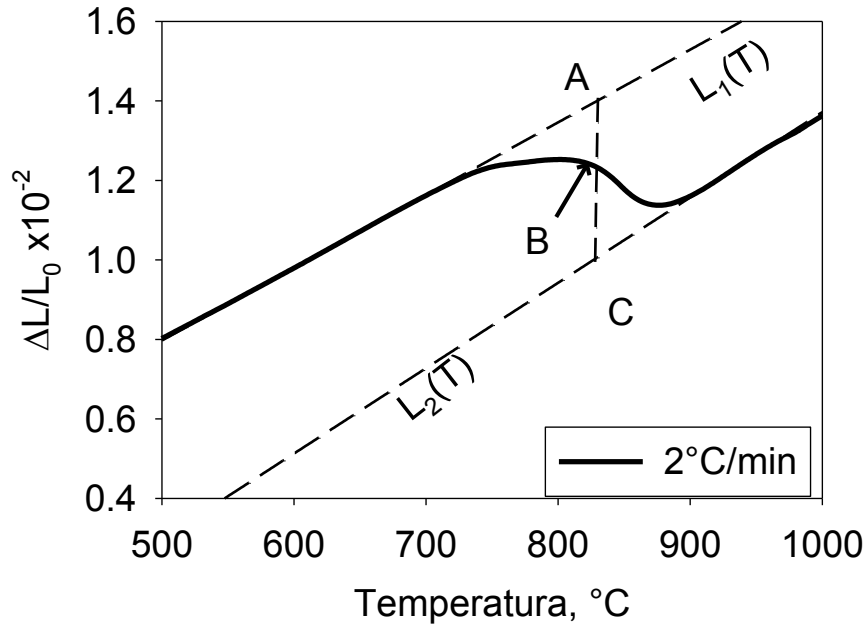


Figura 19. Ilustración del procedimiento para obtener la fracción en volumen de austenita formada. Acero A con una rapidez de calentamiento de 2 °C/min.

Las mediciones dilatométricas están adquiridas tanto en función del tiempo como de la temperatura, por lo que es posible correlacionar la fracción en volumen de austenita con respecto al tiempo y obtener así la cinética de formación. En las Figuras 20 y 21 se presentan con símbolos la cinética de formación de austenita para las cuatro rapidezces de calentamiento probadas para el Acero A y Acero B2 respectivamente. Se observa que las curvas muestran un comportamiento del tipo sigmoideal, el cual puede ajustarse mediante la ecuación de Avrami [143]:

$$f_{\gamma} = 1 - \exp(-Kt^n) \tag{28}$$

donde  $K$  es una constante de rapidez y  $n$  un exponente que es dependiente del mecanismo de formación de austenita. Estos dos parámetros son conocidos como parámetros cinéticos. Mediante una regresión no lineal de la fracción en volumen de austenita con respecto al tiempo utilizando el software SigmaPlot V.10, se determinó el valor de estos parámetros.

## RESULTADOS Y ANÁLISIS

---

Las Tablas 8 y 9 presentan los valores obtenidos mediante la regresión con sus respectivos coeficientes de correlación. Para ambos aceros, se observa que el parámetro  $K$  tiende a aumentar con el aumento de la rapidez de calentamiento, esto debido a que este parámetro depende de la nucleación y de la rapidez de crecimiento y por lo tanto es muy sensible a la temperatura. En otras palabras, las transformaciones rápidas están asociadas con valores altos de  $K$ . Se observa que éste parámetro es mayor para el Acero A en todas las rapideces de calentamiento.

Con respecto al parámetro  $n$ , se mantiene un valor cercano a 2.5 para ambos aceros, con excepción de la rapidez de calentamiento de 40 °C/min para el Acero B2. Estos valores casi constantes indican que el mecanismo de formación de austenita no cambia [144]. Para valores de  $n$  de: 1, 2 y 3, se obtiene una rapidez de nucleación cero, es decir, los sitios de nucleación están saturados [145]. Un valor de  $n$  igual a 2, indica un mecanismo de nucleación en el borde de grano, donde tres granos convergen, y un valor de 3 indica un mecanismo de nucleación en una esquina de grano, donde cuatro granos convergen [145, 146]. De los resultados obtenidos, se espera que la nucleación de la austenita, para estos aceros, se dé entre estos dos mecanismos indicados. Haciendo uso de estos parámetros cinéticos, en las Figuras 20 y 21 se presentan las fracciones en volumen formadas de austenita para el Acero A y Acero B2 respectivamente, comparadas con las fracciones experimentales. Debido a las bajas rapideces de calentamiento que se experimentaron, la formación de austenita se da por difusión.

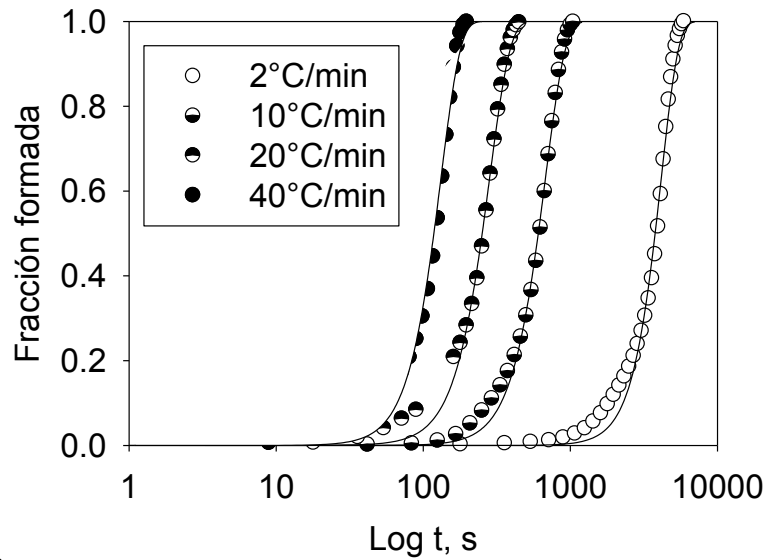


Figura 20. Fracción en volumen de austenita formada en función del tiempo. Símbolos: obtenida con la regla de la palanca; líneas: obtenidas con los parámetros cinéticos,  $n$  y  $K$ .

Acero A.

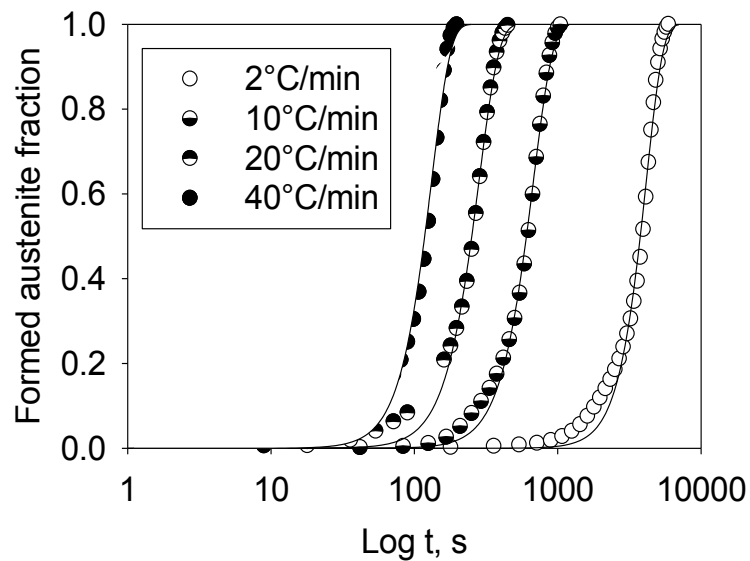


Figura 21. Fracción en volumen de austenita formada en función del tiempo. Símbolos: obtenida con la regla de la palanca; líneas: obtenidas con los parámetros cinéticos,  $n$  y  $k$ .

Acero B2.

Tabla 8. Parámetros cinéticos de formación de austenita obtenidos mediante el ajuste de los resultados experimentales de fracción formada. Acero A.

Rapidez de calentamiento, °C/min	n	k	R2
2	2.49	5.31E-09	0.994
10	2.14	3.11E-06	0.996
20	2.33	5.30E-06	0.996
40	2.74	3.29E-06	0.992

Tabla 9. Parámetros cinéticos de formación de austenita obtenidos mediante el ajuste de los resultados experimentales de fracción formada. Acero B2.

Rapidez de calentamiento, °C/min	n	k	R2
2	2.41	8.07E-09	0.985
10	2.39	7.80E-07	0.996
20	2.63	9.92E-07	0.994
40	3.14	5.02E-07	0.990

## 4.1.5. Energías de activación

Se utilizó el método de Kissinger [147-149], para determinar la energía de activación de las dos etapas de formación de austenita. Durante una transformación de fase, a la temperatura a la cual se presenta la rapidez máxima de transformación ( $df_x/dt$ ), se le conoce como la temperatura de transformación pico. El cálculo de la energía de activación de formación de austenita se basa en esta rapidez y en el cambio con la rapidez de calentamiento de la temperatura respectiva [150]. Con esto, la energía de activación se puede determinar de la Ec. 29, la cual es derivada de experimentos de dilatometría:

$$\ln\left(\frac{T_p^2}{RC}\right) = \frac{E_a}{RT_p} + \ln\left(\frac{E_a}{R\kappa_o}\right) + \ln\beta \quad (29)$$

donde  $T_p$  es la temperatura máxima pico,  $RC$  es la rapidez de calentamiento,  $E_a$  es la energía de activación de la formación de austenita,  $R$  es la constante universal de los gases y  $\kappa_o$  y  $\beta$  son constantes. La Ec. 29 está en forma lineal, por lo que la energía de activación puede ser determinada mediante la obtención de la pendiente de una gráfica de  $\ln(T_p^2/RC)$  vs  $(1/RT_p)$ . Las Figuras 22 y 23 muestran las energías de activación determinadas con el método descrito para las dos etapas de formación de austenita para el Acero A y Acero B2 respectivamente. Para el Acero A la energía de activación es de 317 KJ/mol y 530 KJ/mol para la primera y segunda etapa respectivamente; para el Acero B2, la energía de activación es de 366 KJ/mol y 545 KJ/mol para la primera y segunda etapa respectivamente.

Chang y Yu, [128] determinaron, para un acero bainítico, una energía de activación de 385.71 KJ/mol y de 539.14 KJ/mol para la primera y segunda etapa de formación de austenita. Para aceros martensíticos, Kapoor y Batra [137], determinaron para la primera y segunda etapa, valores de energía de activación de 387 KJ/mol y de 481 KJ/mol respectivamente. Para la formación de austenita a partir de martensita en una sola etapa, Guo y otros [151] determinaron una energía de activación de 342 KJ/mol, mientras que Carvalho y otros [138] determinaron un valor de 562 y 649 KJ/mol. Las energías de

## RESULTADOS Y ANÁLISIS

---

activación obtenidas concuerdan con los de la literatura, e indican que las dos etapas de formación de austenita se dan por un mecanismo principalmente difusivo [137].

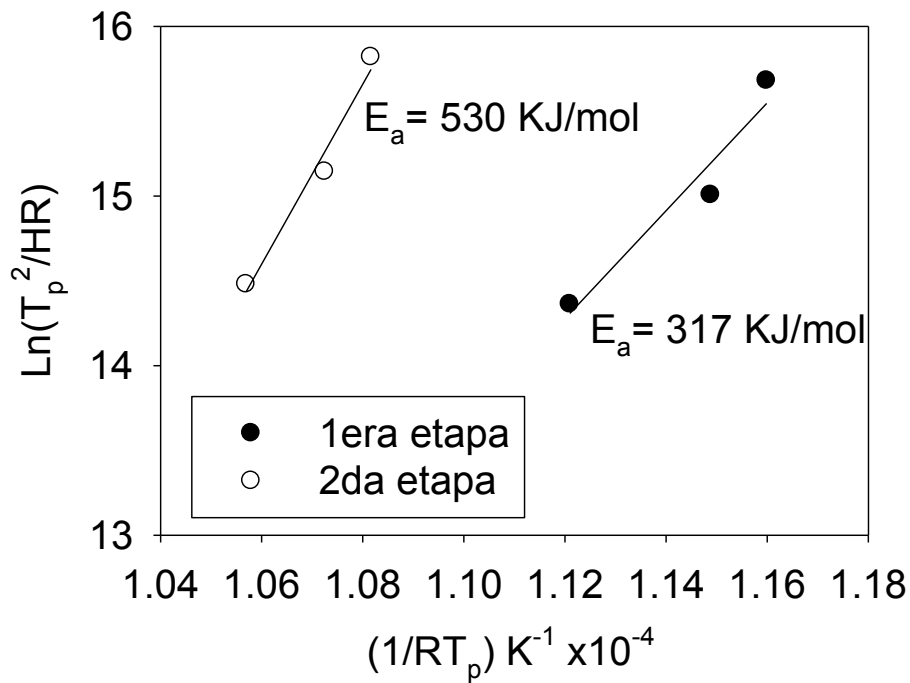


Figura 22. Energías de activación de la formación de austenita para el Acero A.

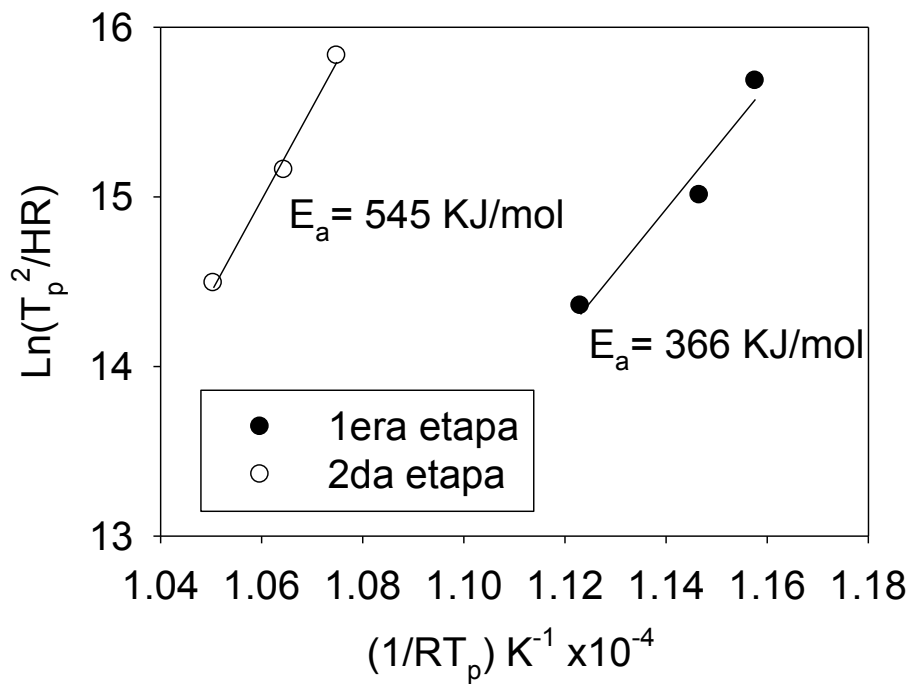


Figura 23. Energías de activación de la formación de austenita para el Acero B2.



## 4.2. Soldadura

### 4.2.1. Análisis metalográfico

La Figura 24 muestra la soldadura producida con el proceso GTAW adaptado a la máquina de corte con plasma, en donde se puede observar una ZAC bien desarrollada, además de una soldadura libre de imperfecciones tales como salpicaduras, falta de continuidad del cordón, fisuras, poros, y demás.

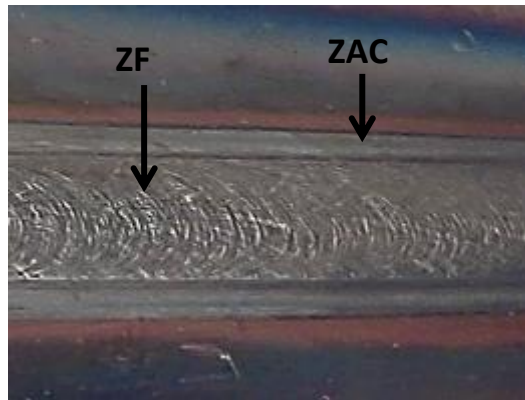


Figura 24. Soldadura producida por el proceso GTAW. Acero A.

La Figura 25 muestra la macroestructura desarrollada por el efecto del calor aportado en la soldadura. Se observa la zona de fusión (ZF), y las subzonas de la ZAC: subzona parcialmente fundida (ZACPF), subzona de crecimiento de grano (ZACCG), subzona de recristalización (ZACRC), subzona parcialmente transformada (ZACPT), y el material base, el cual no fue afectado por el calor. No se observa ningún tipo de defecto como porosidades o grietas.

La Tabla 10 presenta los espesores de la ZF, ZACCG, ZACRC y ZACPT que se obtuvieron del proceso de soldadura. Se observa que en el Acero A, se obtuvo un mayor espesor de la ZF y la ZAC, lo cual se le puede atribuir a que este acero tiene una microestructura inicial compuesta por un microconstituyente metaestable (martensita).

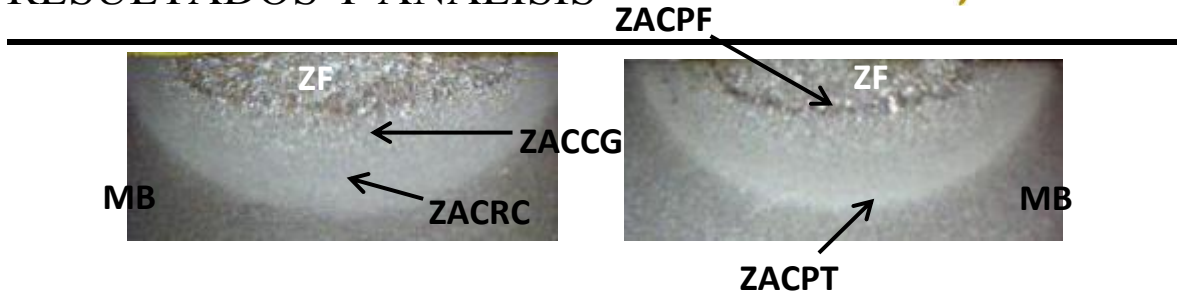


Figura 25. Macroestructuras desarrolladas en la zona de la soldadura. a) Acero A, b) Acero B2 (ataque con nital 6).

Tabla 10. Espesor de las zonas y subzonas de las soldaduras. Unidades en mm.

	<b>Acero A</b>	<b>Acero B2</b>
<b>ZF</b>	1.95	1.70
<b>ZAC</b>	3.42	3.24

En las Figuras 26 y 27 se presentan las microestructuras de las zonas y subzonas de ambas soldaduras.

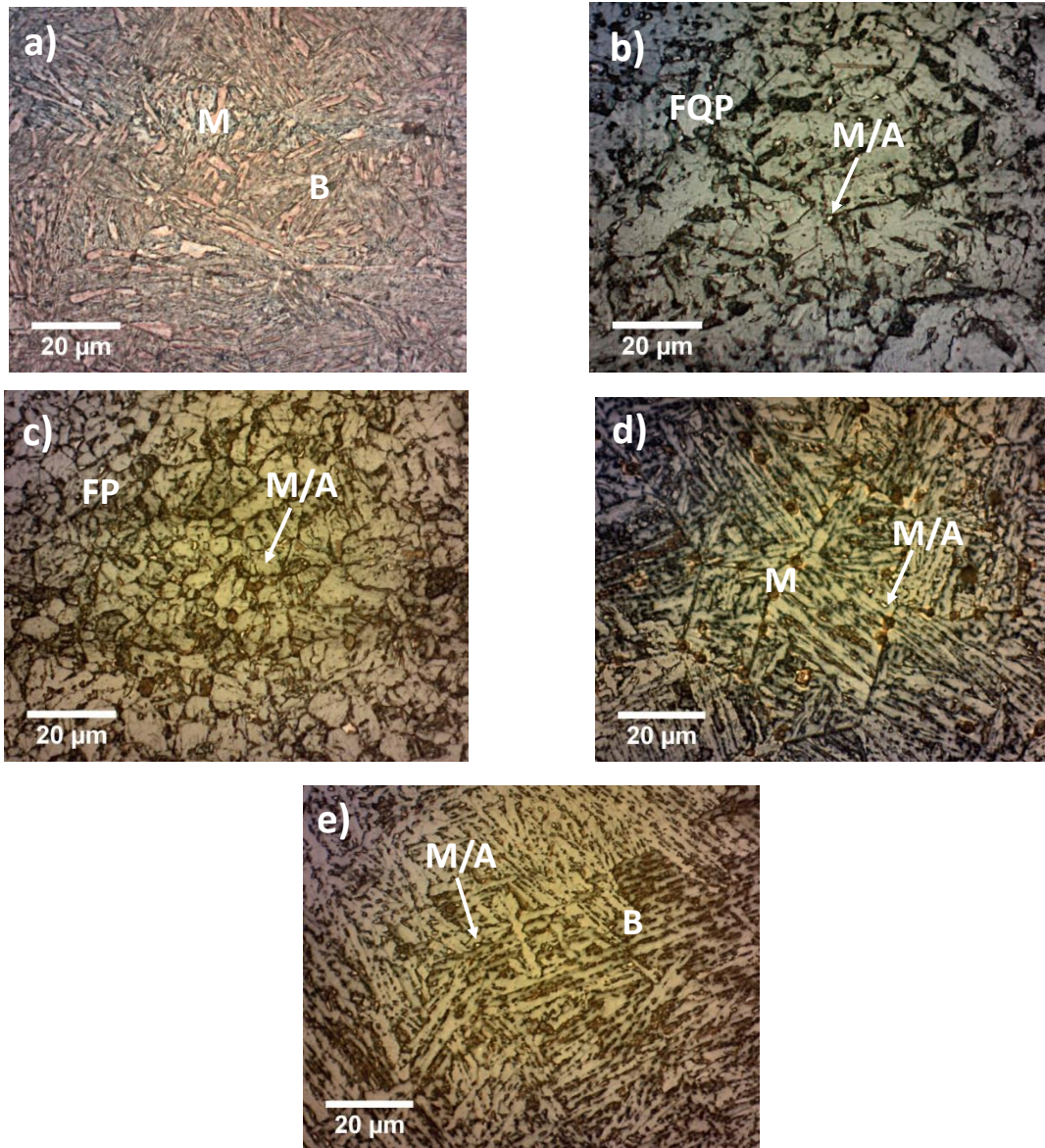


Figura 26. Microestructuras obtenidas por efecto del calor aportado en la zona de la soldadura del Acero A. a) MB, b) ZACPT, c) ZACRC, d) ZACCG y e) ZF



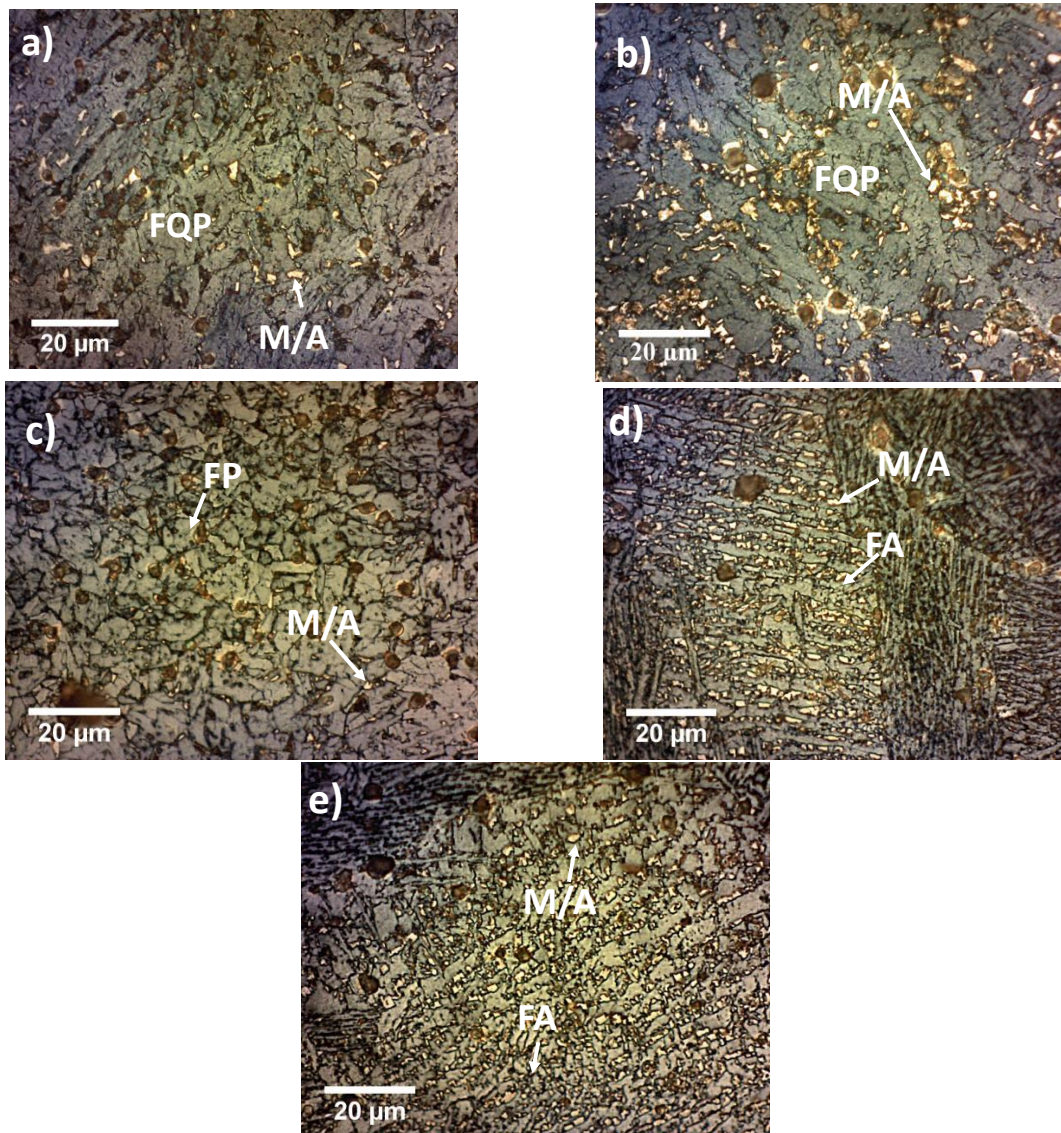


Figura 27. Microestructuras obtenidas por efecto del calor aportado en la zona de la por soldadura del Acero B2. a) MB, b) ZACPT, c) ZACRC, d) ZACCG y e) ZF.

## RESULTADOS Y ANÁLISIS

---

El MB del Acero A, presenta martensita de color azul claro, y bainita de color café; mientras que en el Acero B2, se observa FCP y FA, ambas de color azul y el microconstituyente M/A de color blanco; además de que en ambos aceros se observa la presencia de precipitados. Mediante metalografía cuantitativa, se determinaron los porcentajes de los microconstituyentes presentes en los MBs (Tabla 11). Las Figuras 26 b y 27 b presentan la microestructura desarrollada en la subzona afectada por el calor parcialmente transformada (ZACPT). Debido a las temperaturas pico que se desarrollan en esta subzona (entre  $A_{c1}$  y  $A_{c3}$ ), parte de la microestructura original no transformó a austenita durante el ciclo de calentamiento, como se puede observar para el caso del Acero B2, donde la austenita formada transformó a FCP y se promovió la formación del microconstituyente M/A y la aglomeración y crecimiento de precipitados. Para el caso del Acero A, parte de la martensita y la bainita se transformaron para formar austenita en el ciclo de calentamiento la cual, durante el ciclo de enfriamiento transformó a FCP, adicionalmente a la formación del microconstituyente M/A. En la ZACRC (Figuras 26 c y 27 c), las temperaturas pico que se alcanzaron están por encima de la temperatura crítica  $A_{c3}$  pero inferiores a  $1300\text{ }^{\circ}\text{C}$ , por lo que las microestructuras originales de los materiales base, fueron completamente austenizadas durante el ciclo de calentamiento. En la microestructura final no se observa formación de martensita, lo cual se puede atribuir a que el grano austenítico no creció en exceso, lo que propició que existieran muchos sitios de nucleación para la formación de nuevas fases durante el enfriamiento. Adicionalmente, se observa que se promovió la formación de FP para ambos aceros, y la disminución del microconstituyente M/A en el Acero B2.

De acuerdo con la temperatura de disolución de carbonitruros ( $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) obtenida a partir de la Ec. 30 [152], en la ZACPT y parte de la ZACRC se presentan carbonitruros de niobio, los cuales además de contribuir a la resistencia mecánica por el mecanismo de precipitación, controlaron el tamaño de grano durante la soldadura.

$$\text{Log} \left( [Nb] \left[ C + \frac{12N}{14} \right] \right) = 2.26 - \frac{6770}{T} \quad (30)$$

En la ZACCG el Acero A presenta una microestructura de martensita, y el Acero B2 una microestructura de FA (Figura 26 d y Figura 27 d respectivamente). Debido a las altas temperaturas que se experimentan en la ZACCG (entre 1300 °C y 1453 °C), se presentan fenómenos de disolución de la mayoría de los precipitados (con excepción de los nitruros de titanio) [153-156]. Como consecuencia de esto, existen menos sitios de nucleación para las nuevas fases que se formaran durante el enfriamiento, haciendo que la cinética de transformación de fases difusionales disminuya, por lo que es más fácil formar martensita y/o bainita. Finalmente, en la ZF, el Acero A presenta una microestructura de bainita y el Acero B2 una microestructura de FA (Figura 26 e) y Figura 27 e) respectivamente). Tanto en la ZACCG y ZF del acero B2, se observa la formación de M/A, donde este microconstituyente delimita las fronteras de la FA.

Las Figuras 28 y 29 muestran el tamaño de grano de las diferentes subzonas de la ZAC y del MB de los dos aceros.

Tabla 11. Microconstituyentes de los materiales base.

Acero A	Acero B2
30% martensita	99.2% ferrita
70% bainita	0.82% M/A

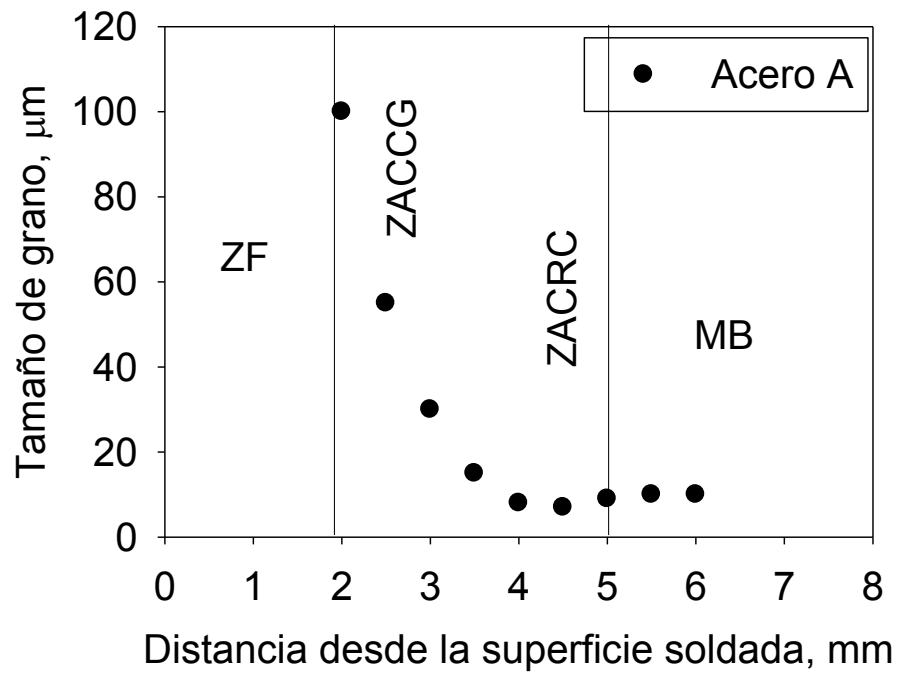


Figura 28. Tamaño de grano en la ZAC del Acero A.

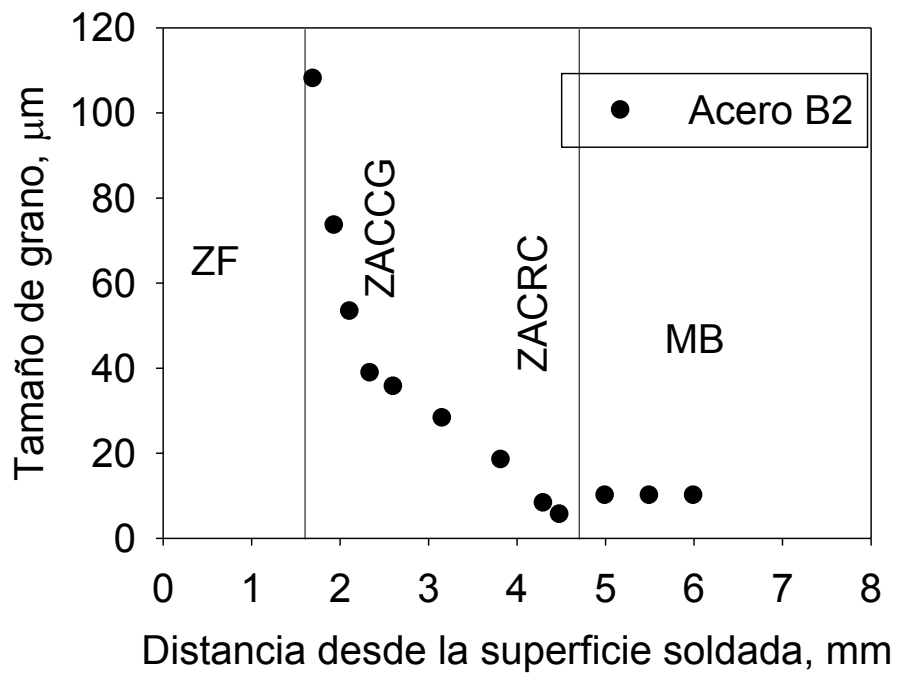


Figura 29. Tamaño de grano en la ZAC del Acero B2.

## RESULTADOS Y ANÁLISIS

---

Para corroborar que las áreas teñidas de color blanco en las Figuras 26 y 27 en realidad se trata del microconstituyente M/A, se realizó un microanálisis de las partículas de M/A como se muestra en la Figura 30, de donde se observa que la partícula está compuesta de hierro.

Mediante metalografía cuantitativa, se determinó el tamaño y porcentaje de área del microconstituyente M/A. La Figura 31 y Tabla 12, muestra la cantidad relativa del microconstituyente M/A para cada zona de la soldadura y subzona de la ZAC de ambos aceros.



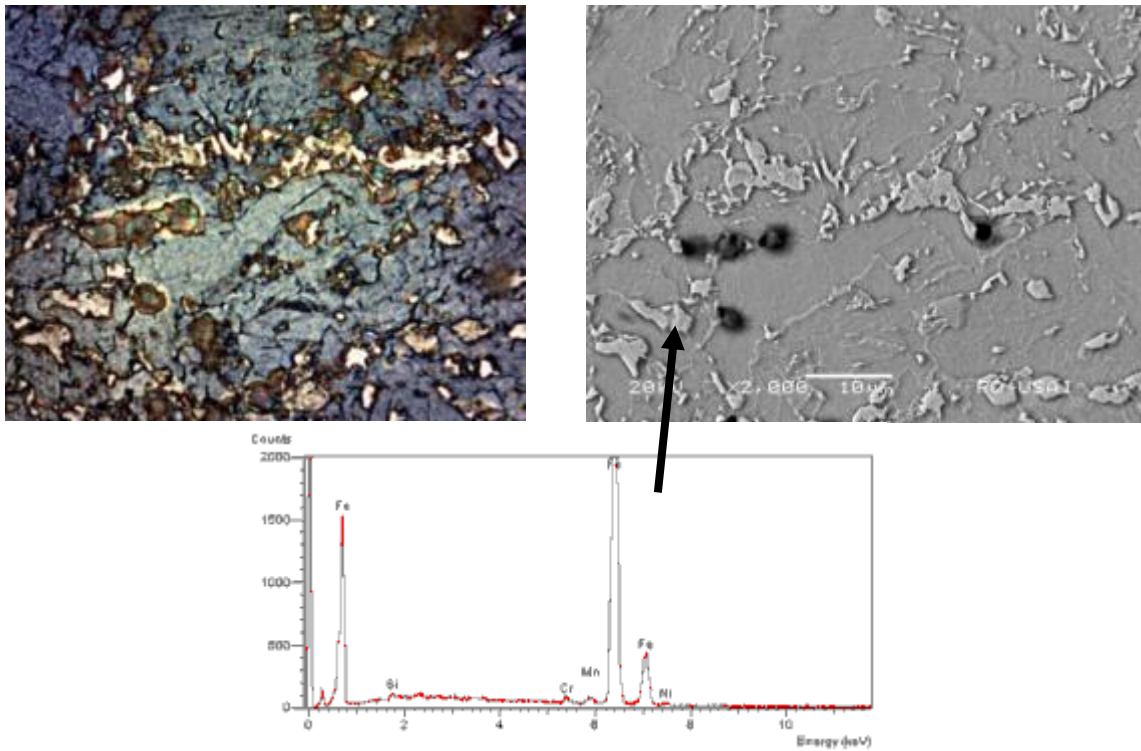


Figura 30. Microconstituyente M-A en la ZACPT del acero B2. a) MO; b) MEB.  
Microestructura revelada con reactivo LePera modificado.

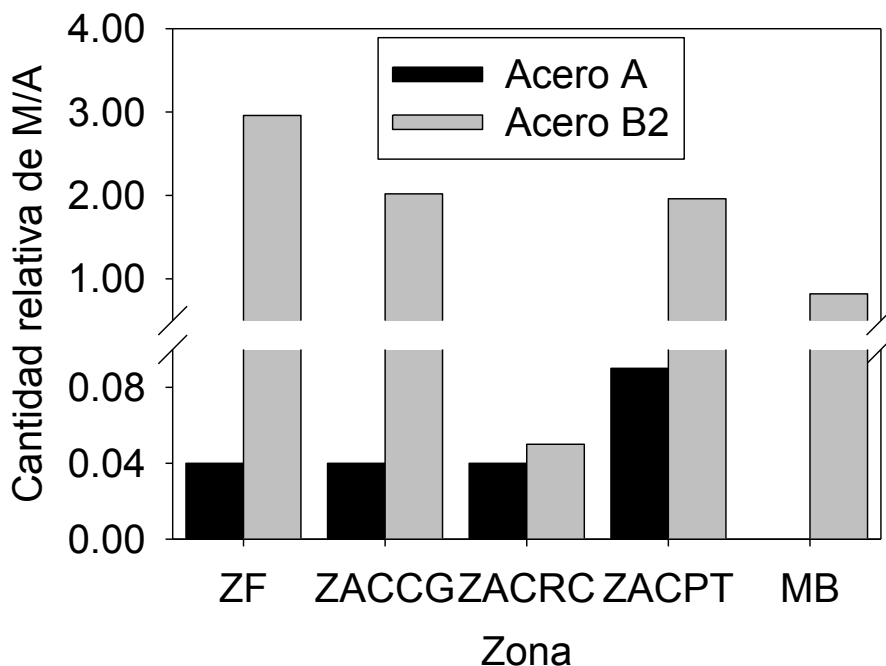


Figura 31. Porcentaje de área del microconstituyente M/A en función de la zona y subzonas de la soldadura para los dos aceros.

Tabla 12. Porcentaje del microconstituyente M/A en la zona de la soldadura.

subzona	% de M/A	
	Acero A	Acero B
MB	0.00	0.82
ZACPT	0.09	1.96
ZACRC	0.04	0.05
ZACCG	0.04	2.02
ZF	0.04	2.96

Las Figuras 32 y 33 presentan la cantidad y tamaño de los precipitados de M/A. En el MB del Acero A no existe presencia del microconstituyente M/A y en la ZACPT se observa el mayor porcentaje de área de M/A; en general, en este acero el 60% del microconstituyente M/A tiene un tamaño menor a  $0.2 \mu\text{m}^2$ . En comparación, el Acero B2 en todas las zonas de la soldadura y subzonas de la ZAC, se presenta mucha mayor cantidad de M/A. En la ZF y ZACCG se presenta la mayor cantidad del microconstituyente

## RESULTADOS Y ANÁLISIS

---

M/A (2.96% y 2.02% respectivamente) y la mayor relación de aspecto, es decir la mayor relación del largo entre el ancho de la partícula. La mayor cantidad de M/A que se presenta en esta zona y subzona se puede explicar por la formación de AF por un mecanismo de corte, donde se produce enriquecimiento de carbono en las fronteras de esta fase, esto hizo que se obtuvieran partículas pequeñas de M/A y que se distribuyeran uniformemente. Por otra parte, en la ZACPT, se observa la formación irregular de M/A de mayor tamaño en comparación de las demás zonas y subzonas, es decir, son pocas partículas, pero son de gran tamaño. Se observa que la morfología y cantidad del microconstituyente es función del ciclo térmico experimentado en la soldadura y de la microestructura original.

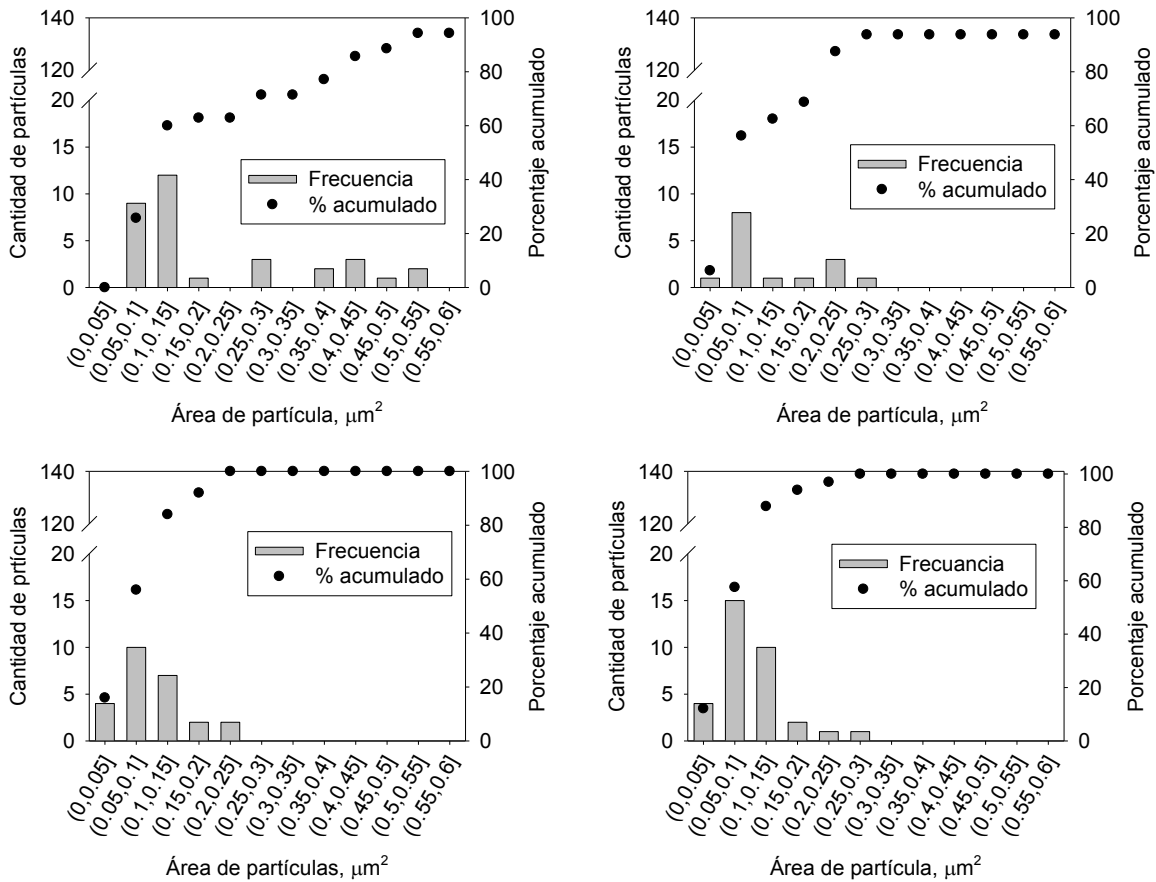


Figura 32. Distribución de partículas del microconstituyente M/A en las zonas de la soldadura del Acero A. a) ZACPT; b) ZACRC; c) ZACCG; d) ZF.

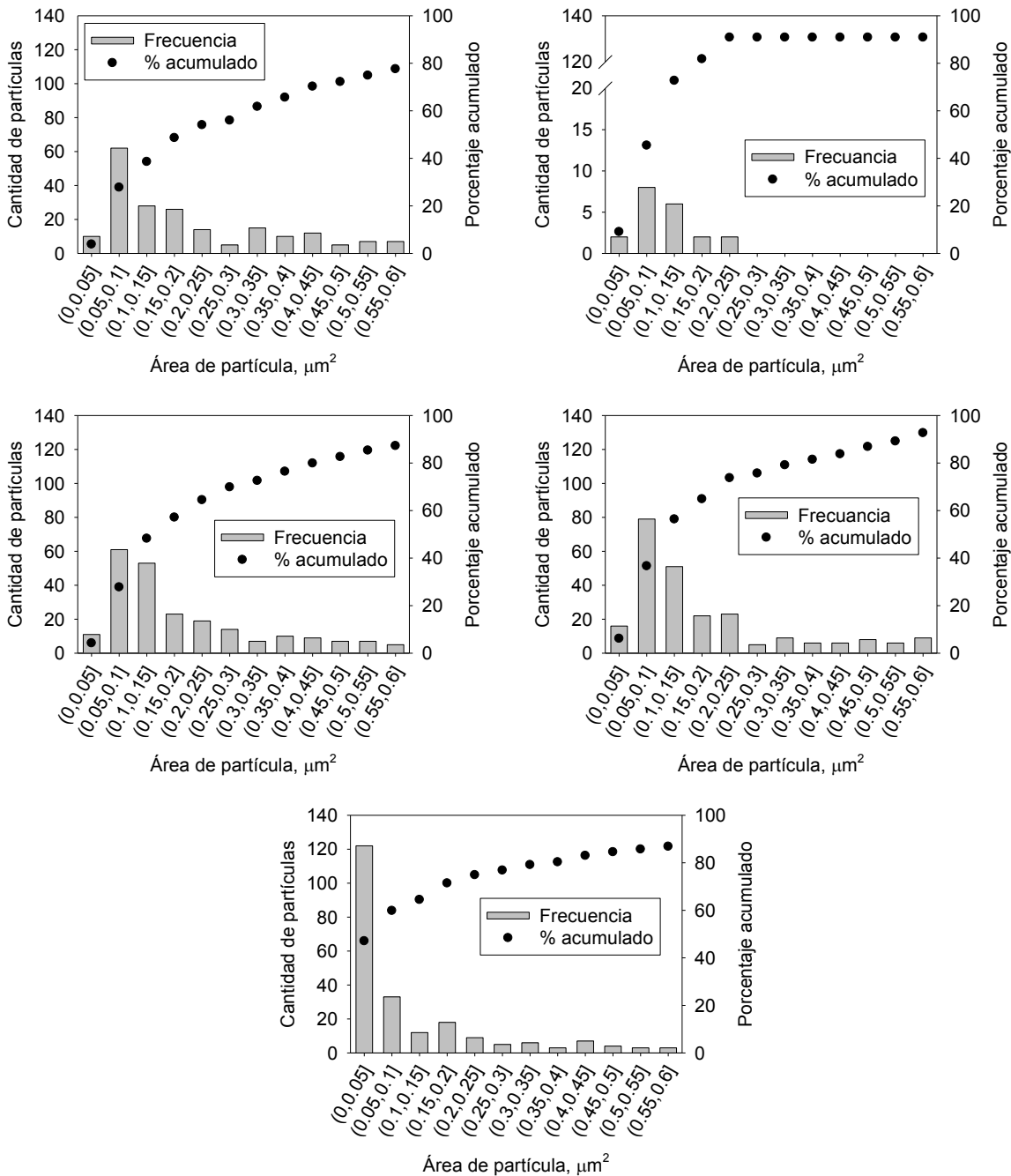


Figura 33. Distribución de partículas del microconstituyente M-A en las zonas de la soldadura del acero B. a) ZACPT; b) ZACRC; c) ZACCG; d) ZF.

## 4.2.2. Microdureza

En la Figura 34 presenta la microdureza medida en cada zona de la soldadura y subzona de la ZAC, la cual está relacionada con las microestructuras presentes. Se sabe que en la frontera entre la ZF y la ZAC la temperatura pico que se alcanzó es la temperatura de fusión, y en la frontera entre la ZAC y el MB, se alcanzó la temperatura pico correspondiente a  $A_{c1}$ . En el Acero A, se observa un ablandamiento de la ZAC, lo cual bajo ciertas consideraciones, suele presentarse en aceros microaleados con tratamiento termomecánico [157]; adicionalmente, este ablandamiento se da en aceros cuya estructura está basada en microestructuras fuera del equilibrio (martensita o bainita) [40, 158, 159]. Éste ablandamiento lleva a una disminución de la resistencia mecánica local, que está relacionada a fallas de deformación localizada [160]. Este fenómeno se observa en las subzonas de ZACRC, ZACPT y en la ZACSC, como una pendiente positiva entre  $A_{c1}$  y la frontera entre la ZCRC y la ZACCG. El ablandamiento en la ZACSC se debe a que esta subzona experimentó un ciclo térmico parecido al de un revenido o un envejecido de la martensita [41, 42]. El ablandamiento de la ZAC es un fenómeno complejo que es función de la microestructura original, la composición química, el calor de aporte de soldadura y el estado de deformación [159, 161].

Microscópicamente no es posible observar un cambio de fase en esta subzona ya que la temperatura pico que se alcanza durante el proceso de soldadura es inferior a la temperatura crítica  $A_{c1}$ , pero se puede presentar eliminación de dislocaciones y dilución y crecimiento de precipitados (recuperación). En la ZACPT, parte de la microestructura que no transformó a austenita, se revino como en el caso de la ZACSC, y la parte que sí transformó a austenita en el ciclo de calentamiento, en el ciclo de enfriamiento se formó FCP; por lo que esta subzona es aún más blanda que la ZACSC. En la ZACRC toda la microestructura original se transformó a austenita en el ciclo de calentamiento, y se formó FP en el ciclo de enfriamiento, por lo que no existen vestigios de la microestructura original, resultando esta subzona la más blanda de todas. En la ZACCG la dureza es mayor que la del MB, debido a la formación de martensita, y en la ZF la microdureza disminuyó debido a la formación bainita. Éste ablandamiento no se observa en el Acero B2 ya que la

## RESULTADOS Y ANÁLISIS

---

microestructura original es de FCP y por lo tanto no tiene martensita que se pueda revenir. En éste acero se observa un incremento de la microdureza desde el MB con microestructura de FCP, FA y M/A hasta la ZACCG con microestructura de FA y M/A. Posteriormente se observa una disminución en la ZF, ya que esta zona al ser una estructura de solidificación, presenta granos columnares con una microestructura más gruesa de FA en comparación de la ZACCG. Se sabe que un acero es más susceptible al AAH cuanto mayor sea su dureza [1, 162], por lo que se esperaría que la ZACCG fuera la subzona más susceptibles para ambos aceros, y en particular la del Acero A, ya que esta es la que presentó mayor microdureza de las dos.

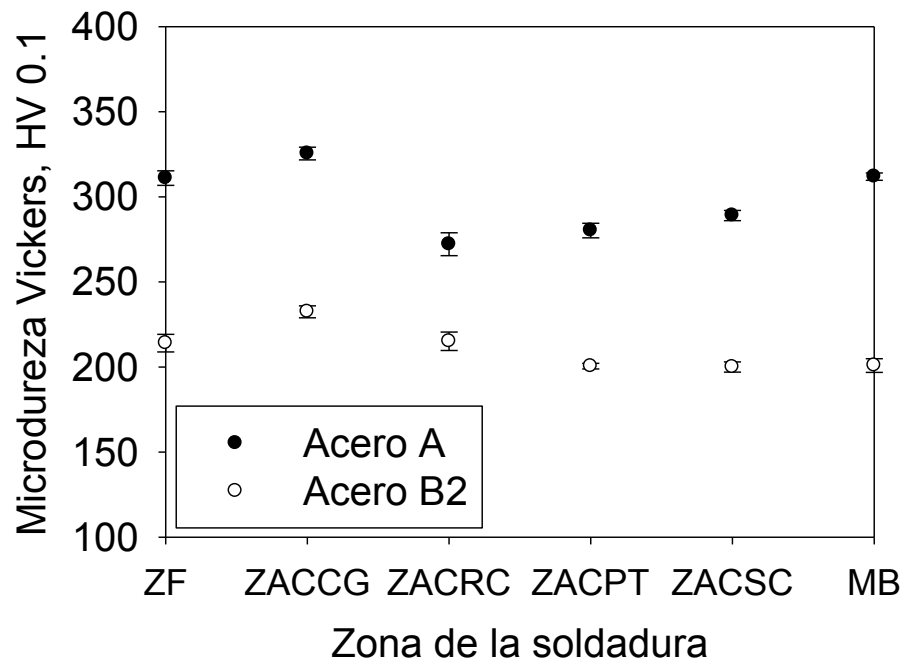


Figura 34. Perfil de dureza en la zona de la soldadura.



## 4.2.3. Nanoindentación

De las pruebas preliminares de nanoindentación, se determinó que una fuerza de 10000  $\mu\text{N}$  y una función de carga triangular con 25 s para cargar y 25 s para descargar y sin tiempo de permanencia, se obtenía la menor cantidad de pile-up (Figura 35). La Figura 36 muestra la morfología de una huella de nanoindentación de la zona de fusión en el acero A en 2D y 3D en donde se puede observar la formación de pile-up, además se presenta su respectiva curva fuerza-desplazamiento. En esta figura se pueden observar tres parámetros importantes: la fuerza máxima ( $P_{\text{max}}$ ), el desplazamiento máximo ( $h_{\text{max}}$ ) y la rigidez elástica de la curva de descarga ( $S$ ) definida como la pendiente de la parte del inicio de la curva de descarga durante el estado inicial de descarga. La Figura 37 muestra la huella de microdureza Vickers y la huellas de las nanoindentaciones realizadas en el MB de la muestra pulida y atacada con nital 2.

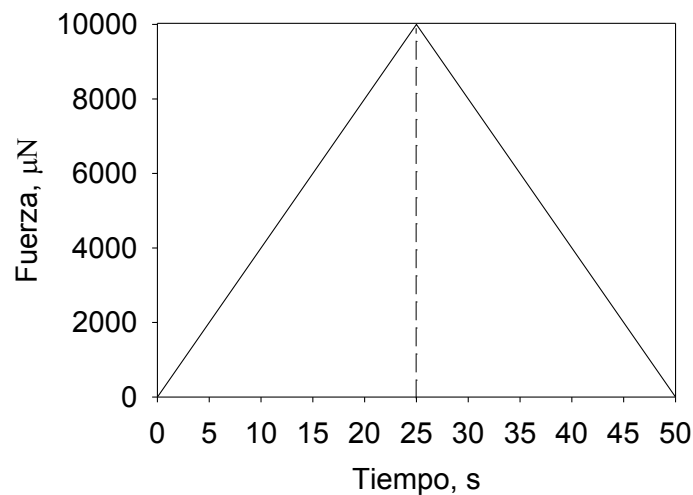


Figura 35. Función de carga utilizada en las pruebas de nanoindentación.

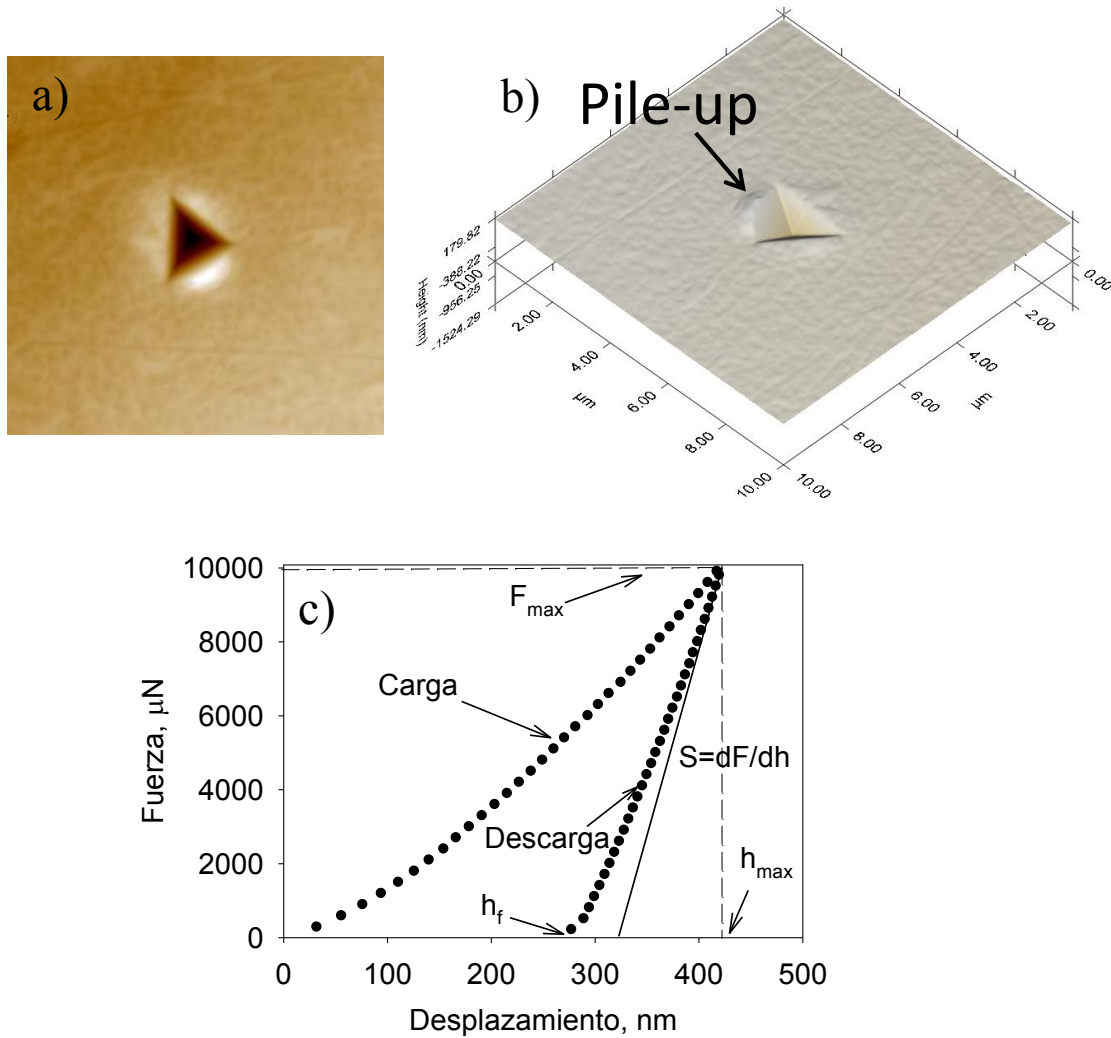


Figura 36. Nanoindentación en la zona de fusión. a) nanoindentación en 2D; b) nanoindentación en 3D donde se observa la formación de pile-up; c) curva fuerza-desplazamiento. Rugosidad promedio: 10.5 nm.

## RESULTADOS Y ANÁLISIS

---

Las Figuras 37 a la 46 muestran los microconstituyentes que fueron nanoindentados en cada zona de la soldadura de los dos aceros. En el MB, en el acero B2 las nanoindentaciones se realizaron en la FCP y lejos del borde de grano y de los precipitados presentes. En la ZACPT del acero A las nanoindentaciones se realizaron en la zona donde se obtuvo MR, y en el acero B2 en el interior de los granos y en los bordes de grano de la FCP. En la ZACRC, para ambos aceros, las nanoindentaciones se realizaron muy cerca o incluso sobre los bordes de grano de la FP, ya que el tamaño promedio de estos granos es de 8  $\mu\text{m}$ . En la ZACCG, la mayoría de la nanoindentaciones se realizaron en el interior de un grano en la zona de bainita. En la ZF en ambos aceros, las nanoindentaciones se realizaron en zonas de bainita y FA.

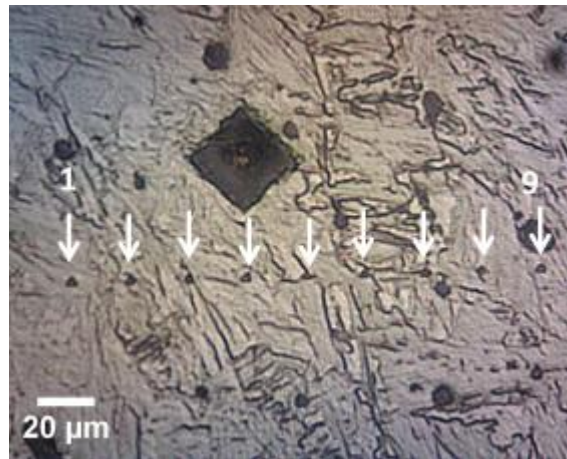


Figura 37. Marcas de nanoindentación en el MB del acero A

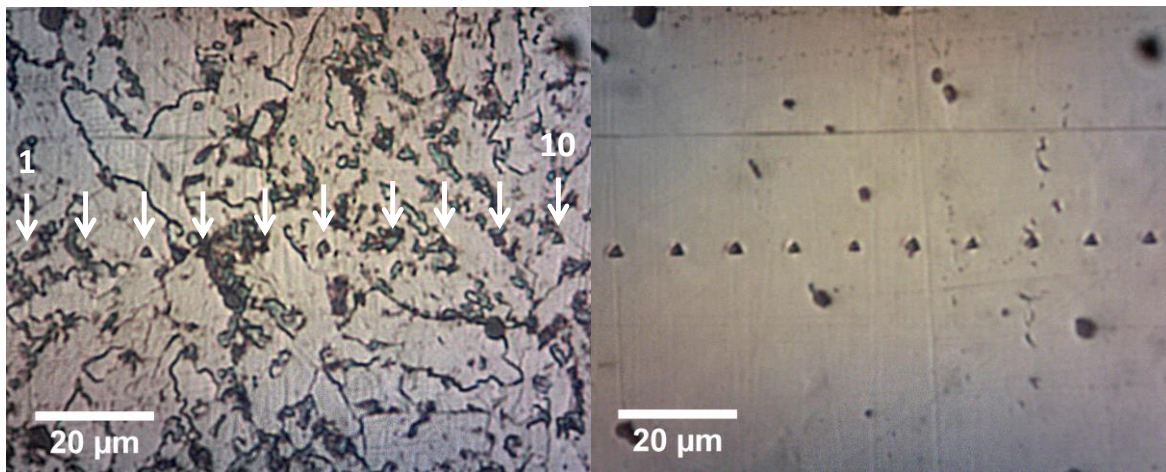


Figura 38. Marcas de nanoindentaciones en el MB del acero B2.

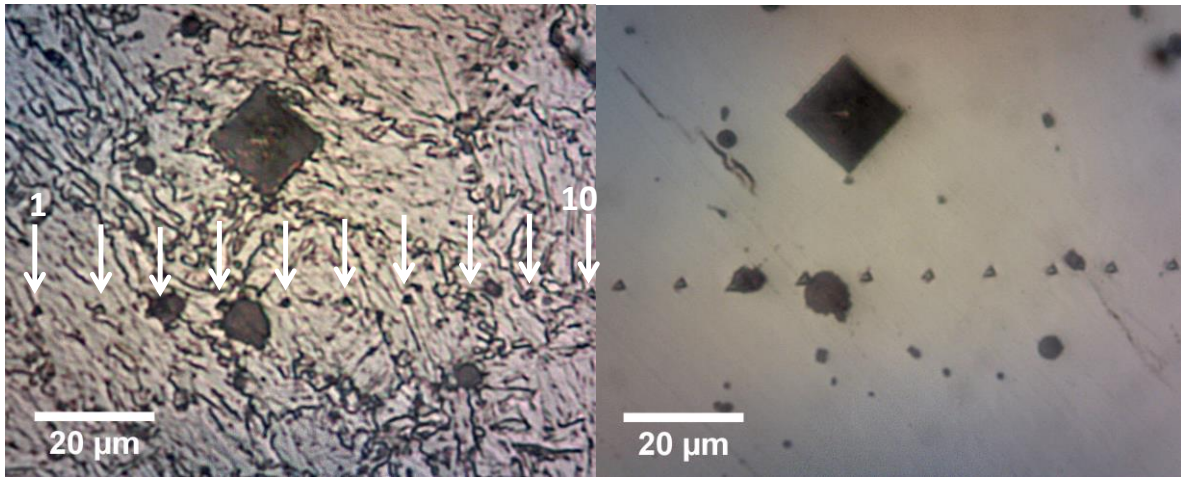


Figura 39. Marcas de nanoindentaciones en la ZACPT del acero A.

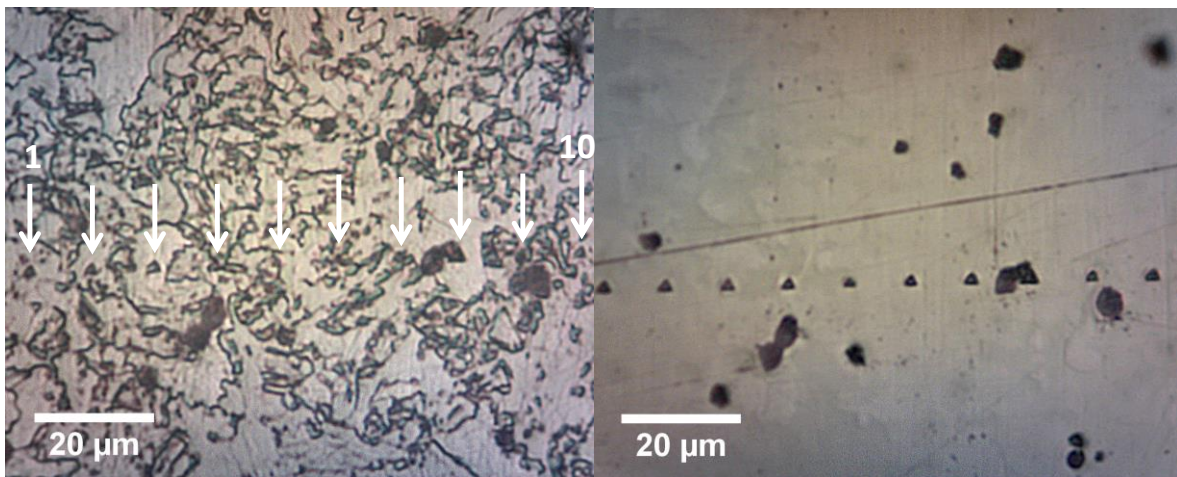


Figura 40. Marcas de nanoindentaciones en la ZACPT del acero B2.



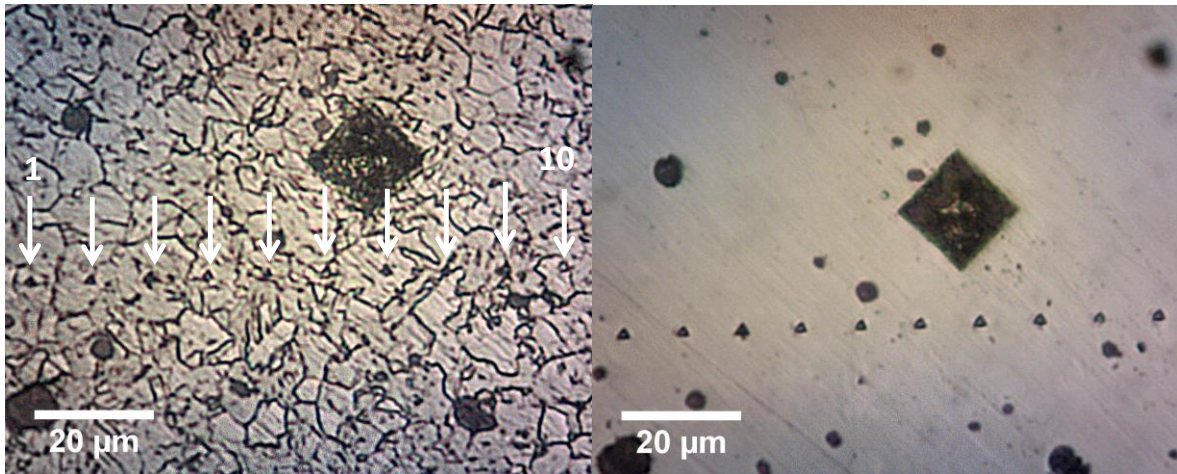


Figura 41. Marcas de nanoindentaciones en la ZACRC del acero A.

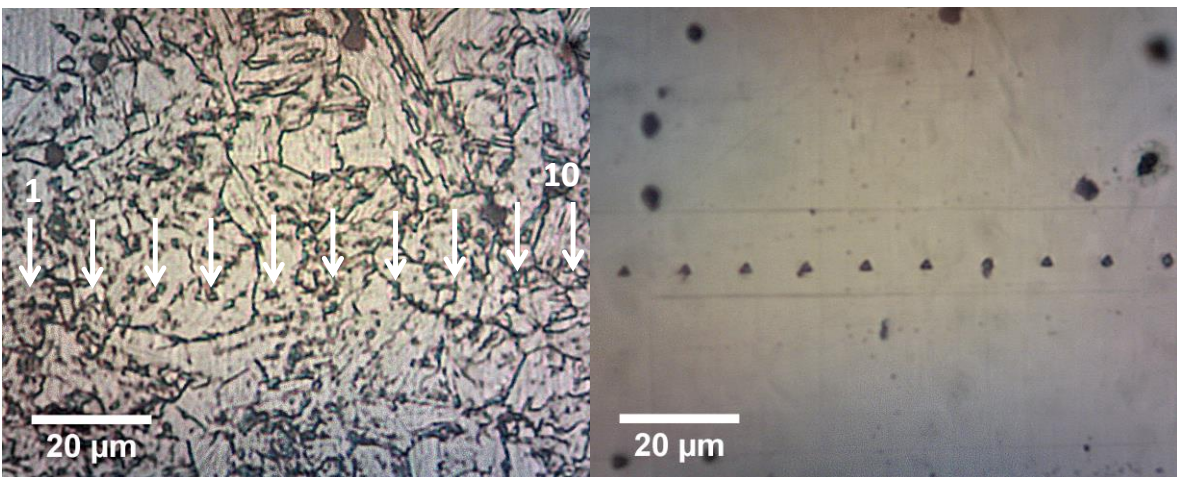


Figura 42. Marcas de nanoindentaciones en la ZACRC del acero B2.

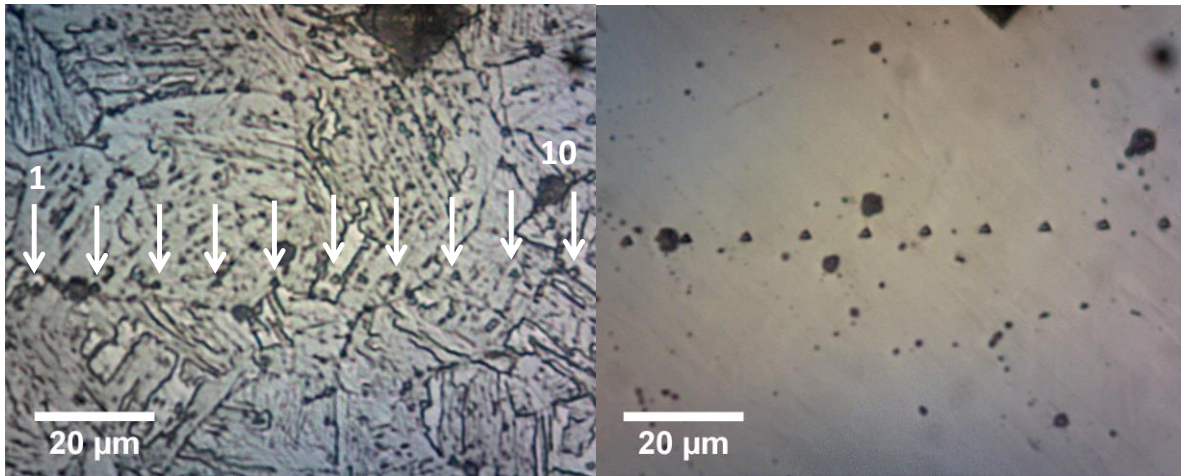


Figura 43. Marcas de nanoindentaciones en la ZACCG del acero A.

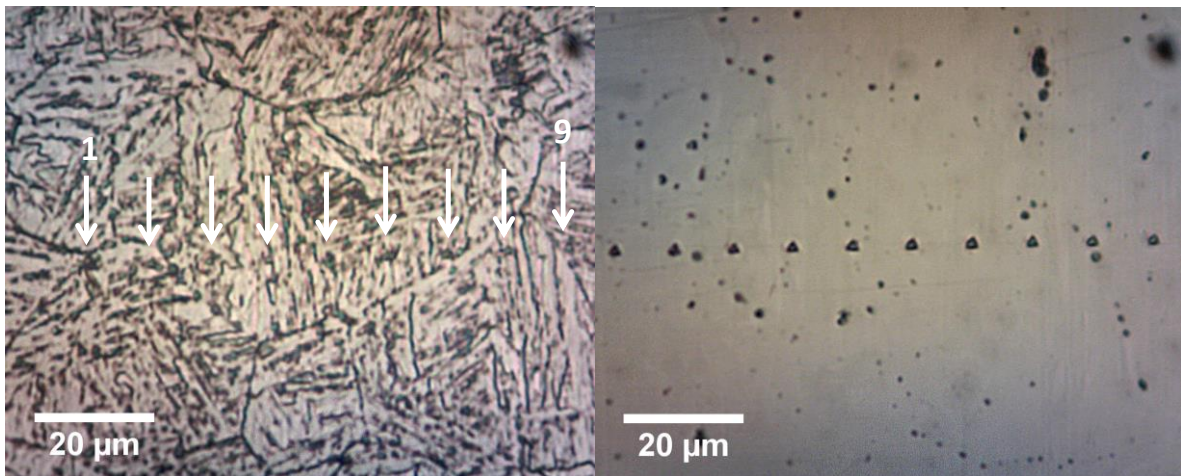


Figura 44. Marcas de nanoindentaciones en la ZACCG del acero B2.



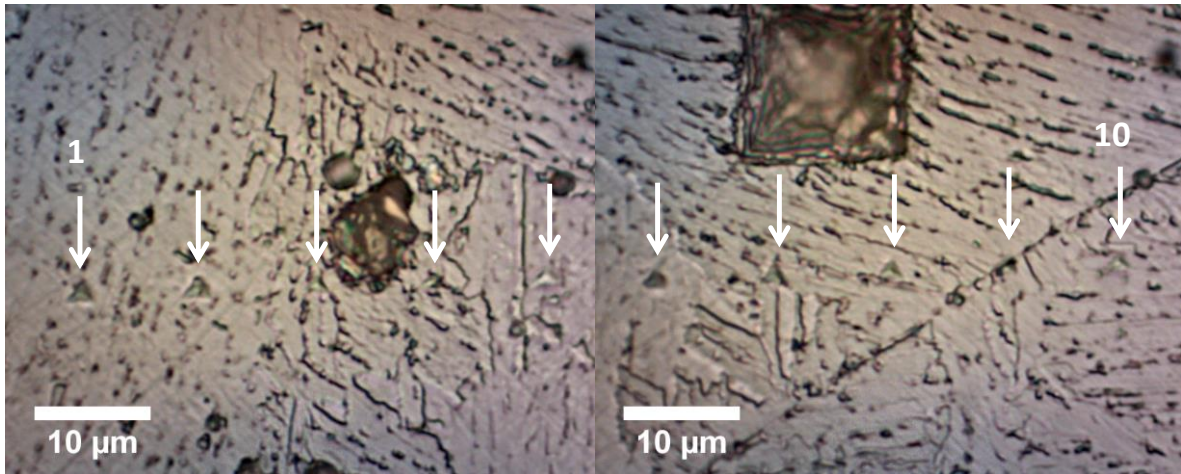


Figura 45. Marcas de nanoindentaciones en la ZF del acero A.

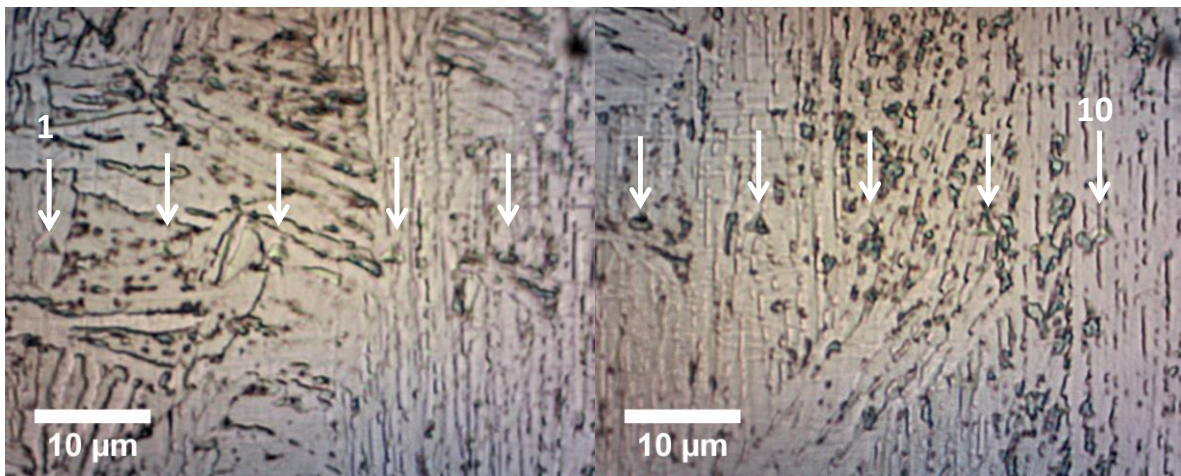


Figura 46. Marcas de nanoindentaciones en la ZF del acero B2.



## RESULTADOS Y ANÁLISIS

Las Figuras 47 y 48 muestran las curvas fuerza-desplazamiento de los microconstituyentes de la zona de la soldadura del Acero A y Acero B2 respectivamente. Se observa que bajo la misma fuerza máxima (10000  $\mu\text{N}$ ) la martensita tiene una menor penetración en comparación con los demás microconstituyentes, lo cual concuerda con el hecho de que la martensita es el microconstituyente con mayor dureza y por lo tanto se resistirá más a la penetración. Así mismo, se observa que la FP y la bainita presentan un comportamiento similar, y la FA y la FCP presentan la mayor penetración siendo las fases más blandas. En la Figura 49 se compara el comportamiento de la FP desarrollada en la ZACRC de ambos aceros. Se observa que la FP del acero A es ligeramente más dura, ya que bajo la misma fuerza aplicada, se obtiene una penetración menor. Esto se puede atribuir a que el tamaño de grano en la ZACRC del acero A es ligeramente menor.

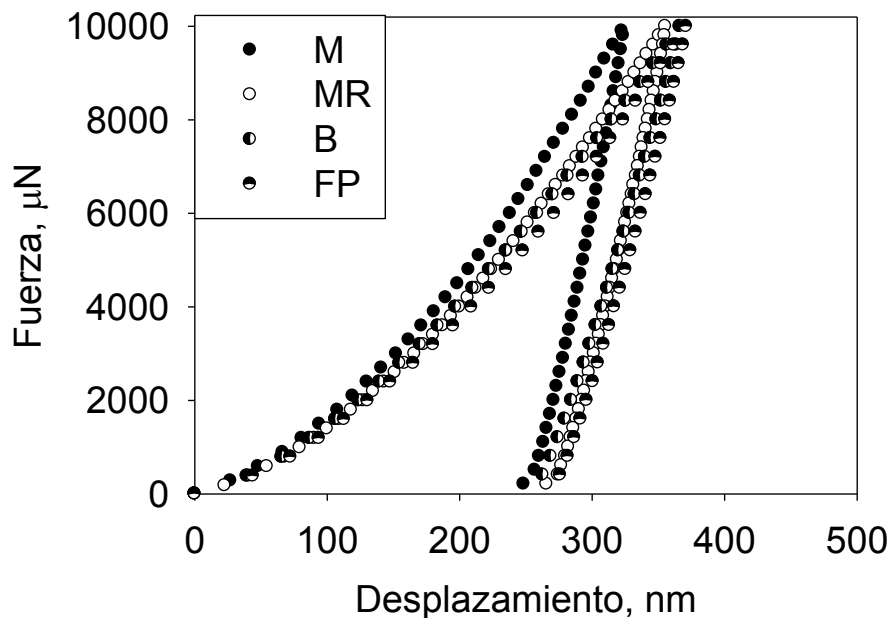


Figura 47. Curvas fuerza-desplazamiento de los microconstituyentes de la zona de la soldadura del Acero A.

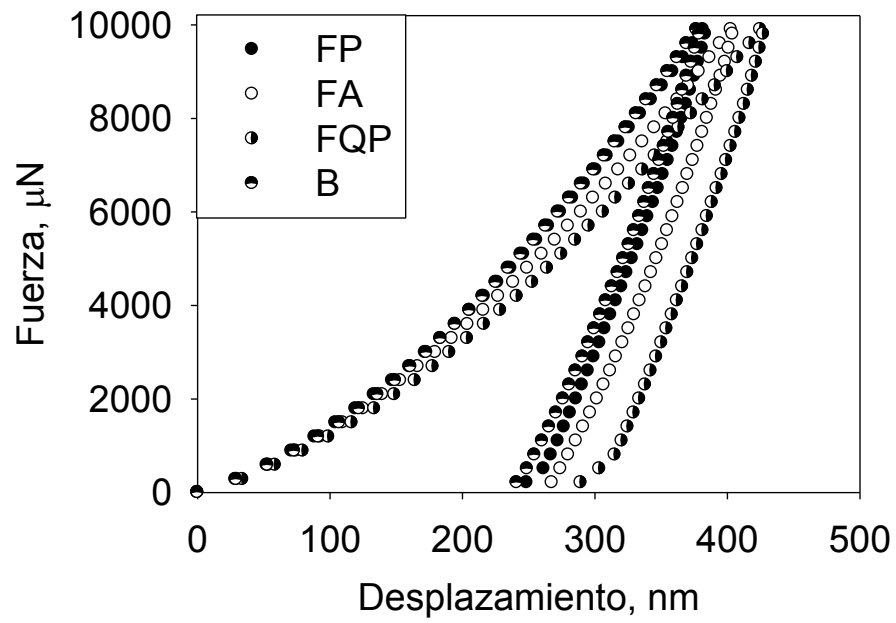


Figura 48 Curvas fuerza-desplazamiento de los microconstituyentes de la zona de la soldadura del Acero B2.

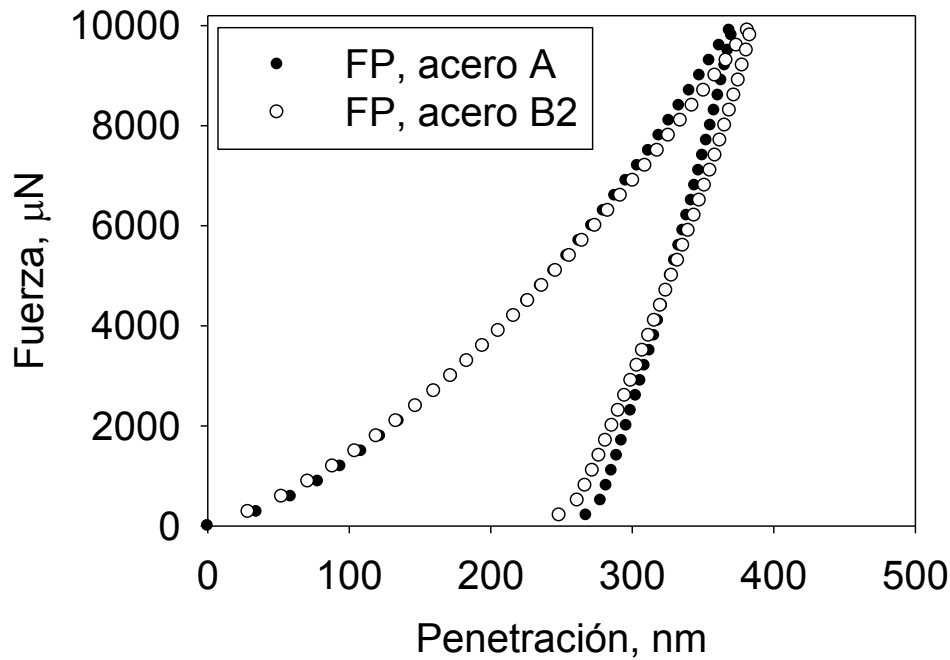


Figura 49. Curvas-fuerza-desplazamiento de la FP en la ZACRC de ambos aceros.

La nanodureza ( $H$ ) se define como la fuerza máxima aplicada entre el área de contacto bajo esta fuerza (ver anexo B, Oliver y Pharr [163]):

$$H = \frac{F_{\max}}{A} \quad (31)$$

donde  $A$  es el área de contacto, la cual que es función del desplazamiento del indentador. Esta definición de fuerza difiere de la definición de microdureza Vickers, la cual utiliza el área residual de la huella.

En la Figura 50 se presentan las nanodurezas de los microconstituyentes de la zona de la soldadura. Se observa que la martensita presenta la mayor nanodureza, con un valor de 4.3 GPa y la FCP la menor. Se observa que la barra de error es mayor para microconstituyentes o fases de menor nanodureza, lo cual se puede deber al efecto del borde de grano y de precipitados. Por ejemplo, en la FCP cuando la nanoindentación se realiza lejos de un borde de grano o precipitado, la nanodureza que se obtiene es de 2.8 GPa, en cambio cuando se realiza cerca de un borde de grano la nanodureza es de 3.2 GPa

## RESULTADOS Y ANÁLISIS

y cuando se realiza cerca de un precipitado puede llegar hasta 3.7 GPa, es decir, la cantidad de defectos como bordes de grano y precipitados son los responsables de las variaciones en la medición de nanodureza. En la martensita y bainita es donde se obtuvo la menor barra de error, lo cual indica que en la nanodureza, la contribución por transformación de fase (formación de martensita) es mayor que la contribución por tamaño de grano.

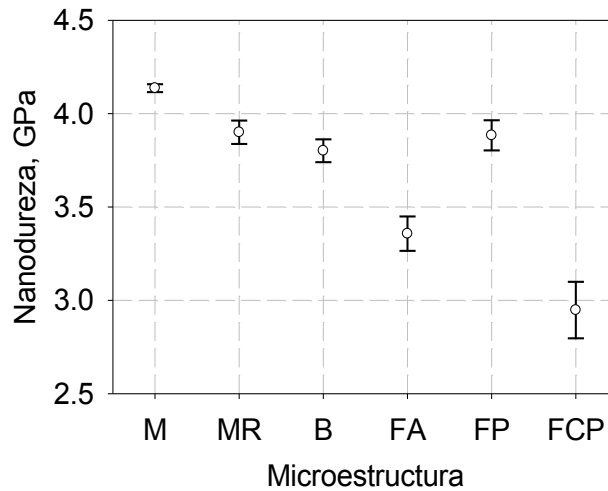


Figura 50. Nanodurezas de los microconstituyentes.

En la Tabla 13 se presenta un resumen de nanodurezas de microconstituyentes reportadas en la literatura, en donde se observa que la nanodureza es función del contenido de carbono. Estos resultados concuerdan con los obtenidos en nuestras pruebas, por ejemplo, Ohamura y otros [164], determinaron la nanodureza de la martensita en aleaciones Fe-C en función del contenido de carbono la cual se encuentra entre 3.0 y 10.0 GPa; si a sus resultados se realiza una regresión polinomial de tercer grado se obtiene una relación entre la concentración de carbono y la nanodureza:

$$H = 10.833C^3 - 14.250C^2 + 14.517C + 4.08 \quad (32)$$

Esta ecuación es válida para valores de 0.1 a 0.6 % C. Si extrapolamos esta función hasta la concentración de C del acero A, obtenemos para la martensita un valor de nanodureza de 4.5 GPa lo cual corresponde a una diferencia del 4% con respecto al valor

## RESULTADOS Y ANÁLISIS

que obtuvimos (4.2 GPa). Esta diferencia se puede deber al hecho de que la martensita presente en el Acero A corresponde a una martensita de baja dureza debido a que se tiene una baja concentración de carbono y por lo tanto pocos átomos de carbono contribuyen a la deformación de la celda unitaria.

De las Figuras 47, 48 y 50, se observa que la FP tiene un comportamiento y nanodureza similar a la bainita, lo cual no corresponde con las observaciones en la escala de la microdureza Vickers. La razón por la cual se da esto, se debe a que el tamaño de grano promedio en la ZACRC es de 8  $\mu\text{m}$  y dado que las nanoindentaciones se realizaron con un espaciamiento de 10  $\mu\text{m}$ , éstas se ejecutaron muy cerca de los bordes de grano; es decir, la dureza de esta fase que presenta endurecimiento por solución sólida, presenta un efecto de endurecimiento por tamaño de grano.

Comparando la nanodureza de la FP (3.8 GPa) de la ZACRC, que presenta endurecimiento por tamaño de grano, con la nanodureza de la FCP (2.9GPa) del MB del Acero B2, en la cual el efecto de tamaño de grano es menor, se determina que la contribución del tamaño de grano en el aumento de nanodureza es del 24 %. Debido a que la ferrita de la ZACRC y la ferrita del MB presentan la misma composición química, la diferencia en nanodureza entre ellas se debe principalmente por el efecto del borde de grano, es decir, por el mecanismo de endurecimiento por tamaño de grano.

Se sabe que el aumento en resistencia mecánica en aceros se puede modelar mediante la ecuación [165]:

$$\sigma_y = \sigma_o + \sigma_s + \sigma_g + \sigma_p + \sigma_d + \sigma_{transf} \quad (33)$$

donde  $\sigma_y$  es el esfuerzo de fluencia,  $\sigma_s$ ,  $\sigma_g$ ,  $\sigma_p$ ,  $\sigma_d$  y  $\sigma_{transf}$  son las contribuciones del endurecimiento por solución sólida, por tamaño de grano, por precipitación, por dislocaciones y por transformación de fase respectivamente, y  $\sigma_o$  es la contribución por fricción interna. La contribución al endurecimiento por efecto del tamaño de grano se puede determinar utilizando la ecuación de Hall-Petch [166]:

$$\sigma_g = k_y d^{-1/2} \quad (34)$$

en donde  $k_y$  es la constante de Hall-Petch y  $d$  es el tamaño de grano. Usando esta ecuación para la FCP con un tamaño de grano promedio de 12  $\mu\text{m}$ , y para la ferrita poligonal con un tamaño promedio de 8  $\mu\text{m}$ , se obtiene que la contribución al esfuerzo de fluencia de la primera es de 174 MPa y de la segunda de 213 MPa, que equivale a un aumento aproximado de 23%, lo cual es similar a la proporción de aumento de nanodureza.

# RESULTADOS Y ANÁLISIS

Tabla 13. Resumen de nanodureza de fases y microconstituyentes reportados en la literatura.

Referencia	%C	Austenita	F	F revenida	B	M	MR
[167]	0.15,0.08	-	-	-	4.11	6.57	-
[168]	0.23,0.25	-	-	-	-	-	-
[169]	0.13	-	3	2.9	-	7	4
[170]	0.071	-	3	-	-	-	-
[42]	0.13	-	3	-	-	7	4
[171]	0.16- 0.29	10	4.8	-	7	16.7	-
[172]	0.05-.07	-	2.2	-	4.4	-	-
[173]	0.2	-	-	-	-	5.25 -7.5	-
[174]	0.013	-	2.75	-	-	3.0- 4.0	-
[164]	0.1	-	-	-	-	5.4	-
	0.2	-	-	-	-	6.5	-
	0.4	-	-	-	-	8.3	-
	0.6	-	-	-	-	10.3	-
	0.8	-	-	-	-	10	-
[175]	0.4	-	-	-	-	3.25- 4.6	-
Resultados de ésta tesis	0.028- 0.032	-	3.8	-	3.8	4.2	3.9

## RESULTADOS Y ANÁLISIS

---

En la Figura 34 se observó un ablandamiento en las subzonas ZACRC, ZACPT y ZACSC de la soldadura del Acero A, en donde el espesor de esta última subzona sólo pudo ser determinada mediante las mediciones de microdureza ya que no se pueden observar cambios microestructurales debido a las temperaturas pico que se experimentaron (inferiores a  $A_{c1}$ ). En los resultados de nanodureza también se observa este fenómeno. En la Figura 51 a) se presenta las curvas fuerza-desplazamiento a diferentes distancias desde la posición correspondiente a  $A_{c1}$  (posición referida al fin de la ZACPT) y en la Figura 51 b) un acercamiento de estas curvas en la zona de fuerza y desplazamiento máximo. En esta última figura, la curva correspondiente a la posición de 2060  $\mu\text{m}$  desde la posición  $A_{c1}$ , corresponde a la posición donde no se observaron cambios significativos de la curva fuerza-desplazamiento, por lo que se considera que es hasta esta distancia donde la martensita ya no se reviene. Conforme uno se acerca a la posición de  $A_{c1}$ , las curvas se desplazan a la derecha, es decir, se obtiene una mayor penetración con la misma fuerza aplicada, lo cual corresponde al hecho de que la martensita se está reviniendo (posición 1620 y 800  $\mu\text{m}$ ). En la posición de 180  $\mu\text{m}$  y de  $A_{c1}$  las curvas se desplazan a la izquierda, acercándose al comportamiento de la martensita, es decir, cerca de la posición  $A_{c1}$  se presenta un endurecimiento pero sin llegar al nivel del material base. Con esto se constata que existe un ablandamiento en la ZACSC en un espesor de 2060  $\mu\text{m}$  desde la posición  $A_{c1}$ .

En la Figura 52 se presentan los resultados de microdureza y nanodureza desde la ZACPT hasta el MB en donde se puede observar que la ZACSC presenta una mayor extensión que la determinada por las mediciones de microdureza. Igual que en el caso de las curvas fuerza-desplazamiento, se observa un endurecimiento alrededor de la posición correspondiente a la temperatura crítica  $A_{c1}$ , el cual puede ser referido al endurecimiento secundario de la martensita. Este tipo de endurecimiento se presenta en aceros aleados, en donde se entiende como el endurecimiento por precipitación de carburos formados por elementos como: Mo, V, Nb, Ti, Cr, W o Mo, en lugar de la formación de cementita. [176].



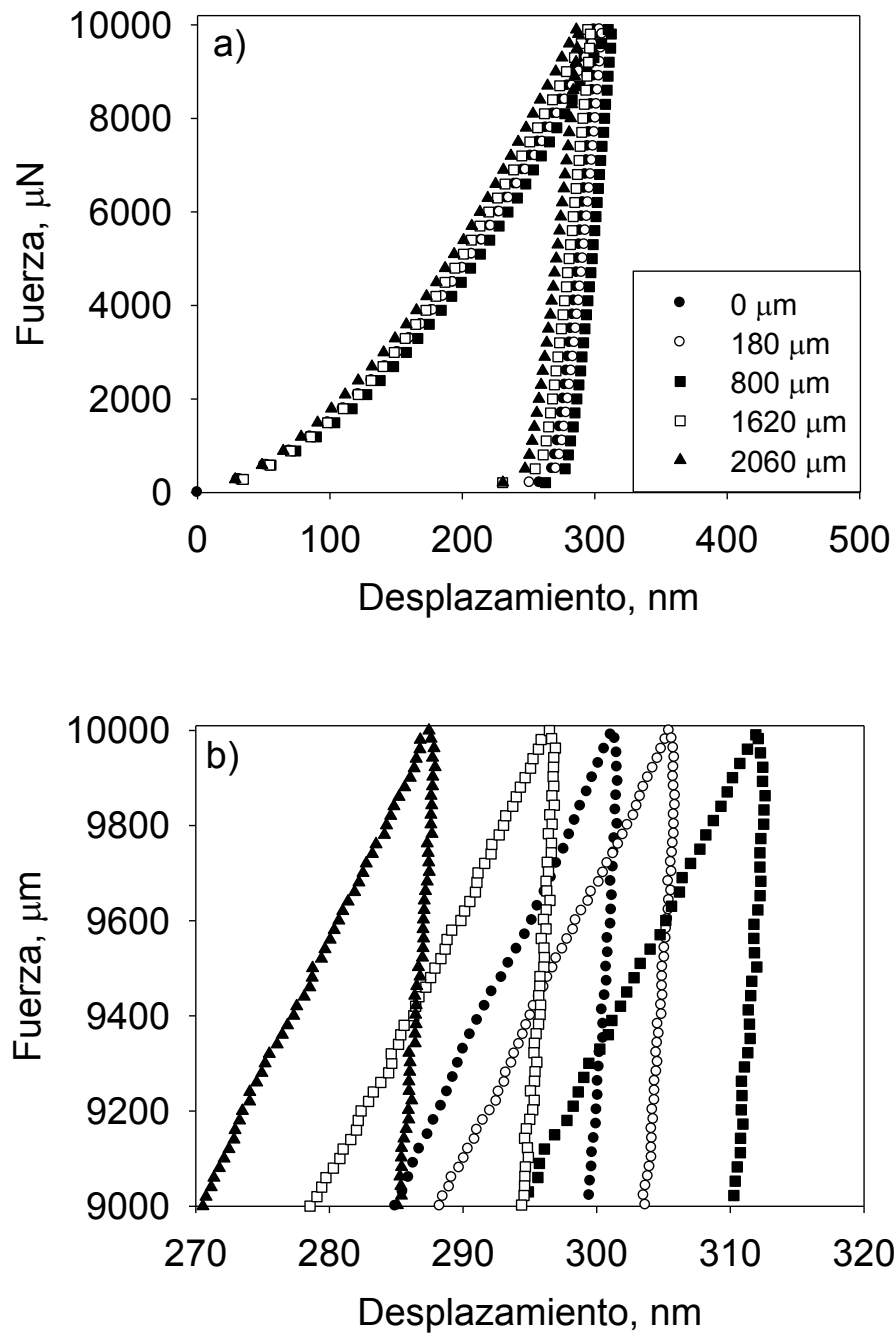


Figura 51. Curvas fuerza-desplazamiento a 0, 180, 800, 1620 y 2060  $\mu\text{m}$  desde la posición correspondiente a  $A_{c1}$ . a) curvas completas; b) acercamiento de la zona de fuerza y desplazamiento máximos.

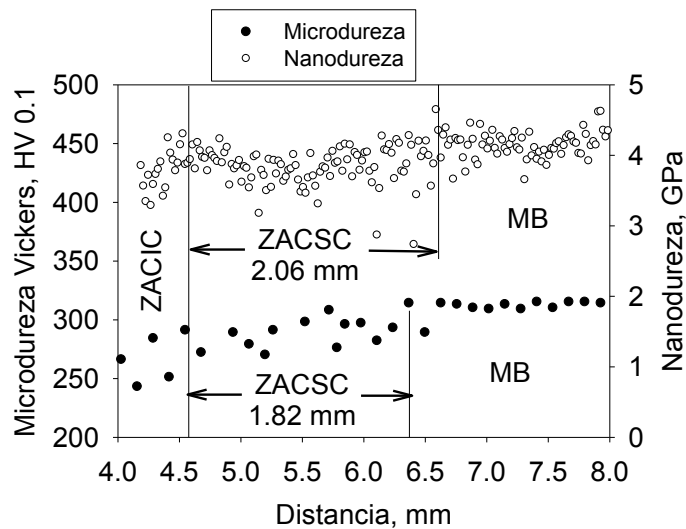


Figura 52. Espesor de la ZACSC.

### 4.3. Estimación de las propiedades térmicas y del esfuerzo de fluencia de la zona de la soldadura

#### 4.3.1. Propiedades térmicas

En las Figuras 53 y 54 se presenta el comportamiento de la conductividad térmica y capacidad calorífica respectivamente para ciertos aceros seleccionados. En ambas propiedades se observa una dependencia no lineal en función de la temperatura y composición química. En el caso de la conductividad térmica, se observa un mayor efecto de la composición química a bajas temperaturas, resultando mayor para aceros con mayor contenido de elementos aleantes. Para la capacidad calorífica, los elementos aleantes pueden disminuir o a aumentar esta propiedad, a temperaturas superiores a 700 °C.

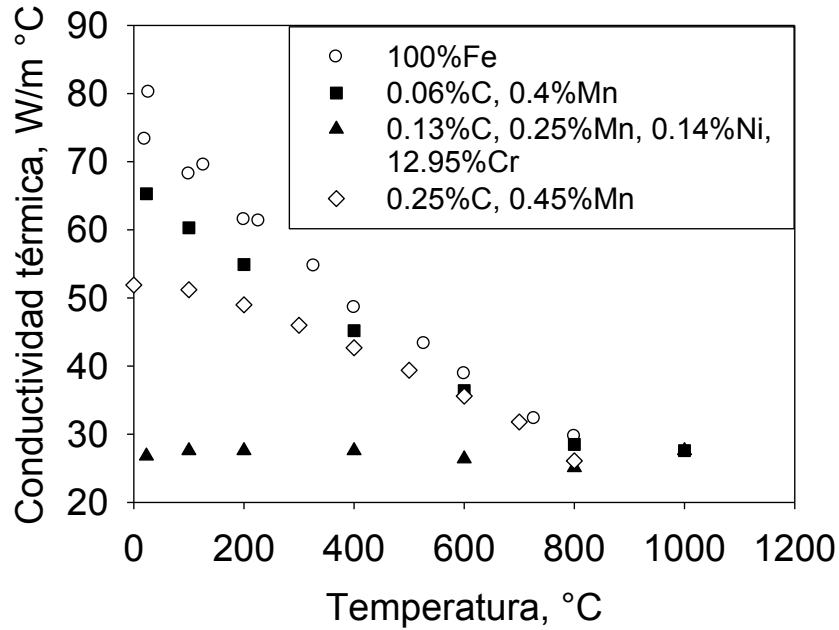


Figura 53. Conductividad térmica en función de la temperatura para algunos aceros.

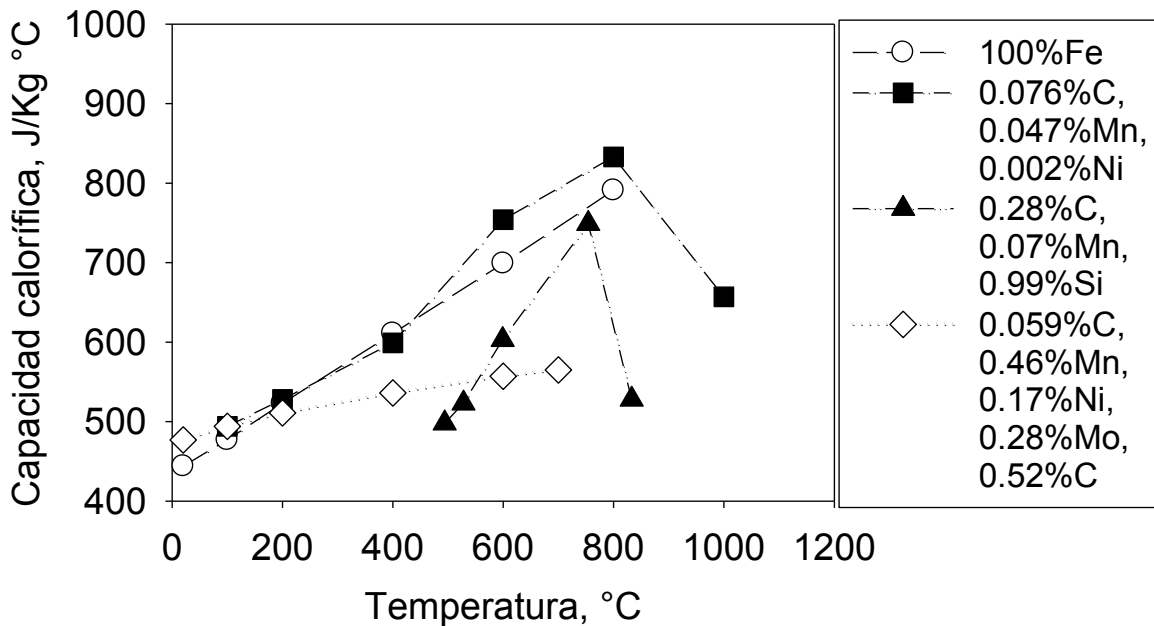


Figura 54. Capacidad calorífica en función de la temperatura para algunos aceros.

## RESULTADOS Y ANÁLISIS

Después del entrenamiento de varias RNAs para estimar las propiedades térmicas, el mejor ajuste entre las propiedades estimadas y las reales se obtuvo con el uso de 8 neuronas en la capa oculta. Los resultados de esta etapa se muestran en la Figura 55 para la conductividad térmica y en la Figura 56 para la capacidad calorífica. En estas figuras, se comparan la conductividad térmica y la capacidad calorífica reales con sus correspondientes estimadas con las RNAs. Idealmente, en una estimación exacta de las propiedades, esta comparación resultaría en una línea recta como la que se muestra sólida en las figuras. Para el caso de la conductividad térmica, se puede observar que valores mayores a 60W/m°C se produce una subestimación de la propiedad, pero debajo de este valor, la mayoría de los valores se aproximan a los reales. Para el caso de la capacidad calorífica, se observa que a valores superiores a 800J/kg°C, se presenta tanto subestimación como sobre estimación de la propiedad.

Para cada dato estimado, se calculó el porcentaje de error absoluto (%E) mediante la Ec. 35:

$$\%E = \left| \left( \frac{x_{i,e} - x_i}{x_i} \right) * 100 \right| \quad (35)$$

donde  $x_{i,e}$  es el valor de la propiedad estimada y  $x_i$  es el valor de la propiedad real. En la Figura 57 se muestra la cantidad y porcentaje de valores estimados contra el error absoluto para ambas propiedades térmicas. Se observa que el 90% y el 96% de los valores estimados de conductividad térmica y capacidad calorífica respectivamente, tienen un error absoluto máximo de 10%. Con esto se observa, que aunque exista sobre estimación y subestimación de estas propiedades, menos del 10% de los valores de la conductividad térmica y menos del 4% de los valores de la capacidad calorífica presentan errores absolutos de más del 10%. Adicionalmente, para determinar la eficiencia de las RNAs, se determinó los coeficientes de correlación lineal, los cuales fueron de: 0.94 para la conductividad térmica, y 0.95 para la capacidad calorífica, de donde un coeficiente de correlación lineal más cercano a uno, indica una mejor estimación. Con estos resultados, se dice que las RNAs han sido entrenadas.

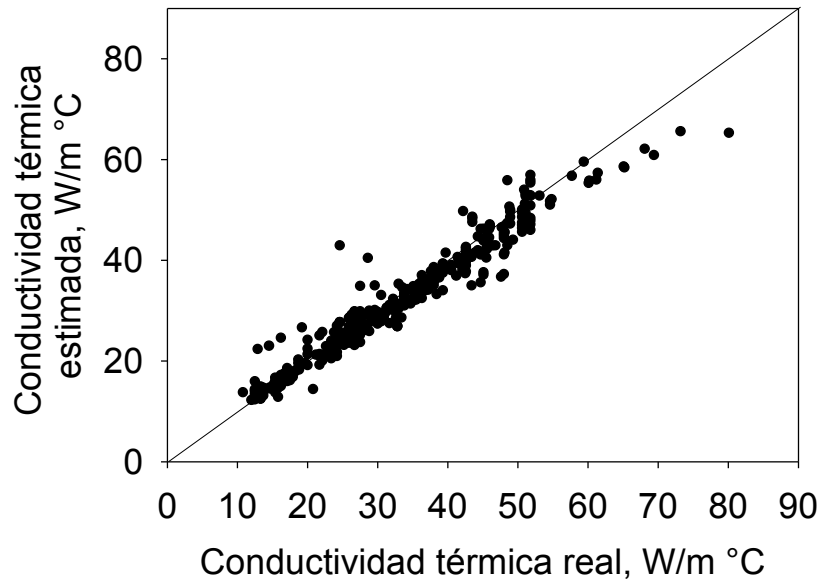


Figura 55. Conductividad térmica estimada con la RNA en la etapa de entrenamiento comparado con el real. La línea sólida indica la relación que debería existir para una estimación exacta de la propiedad.

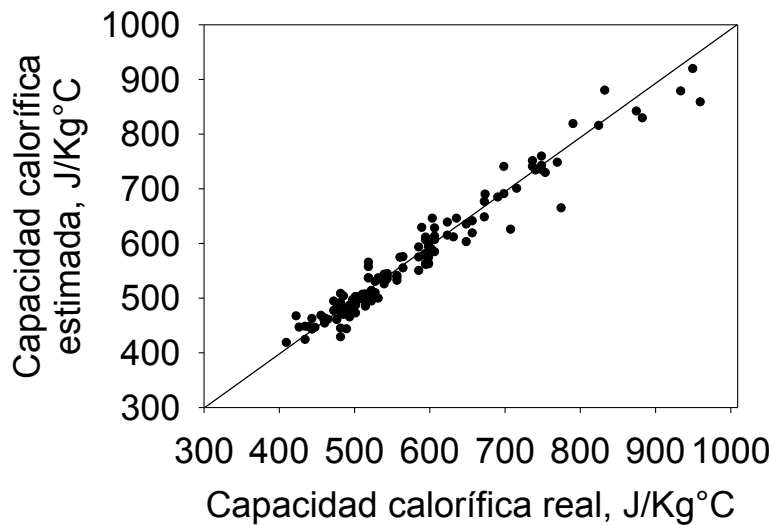


Figura 56. Capacidad calorífica estimada con la RNA en la etapa de entrenamiento comparado con el real. La línea sólida indica la relación que debería existir para una estimación exacta de la propiedad.

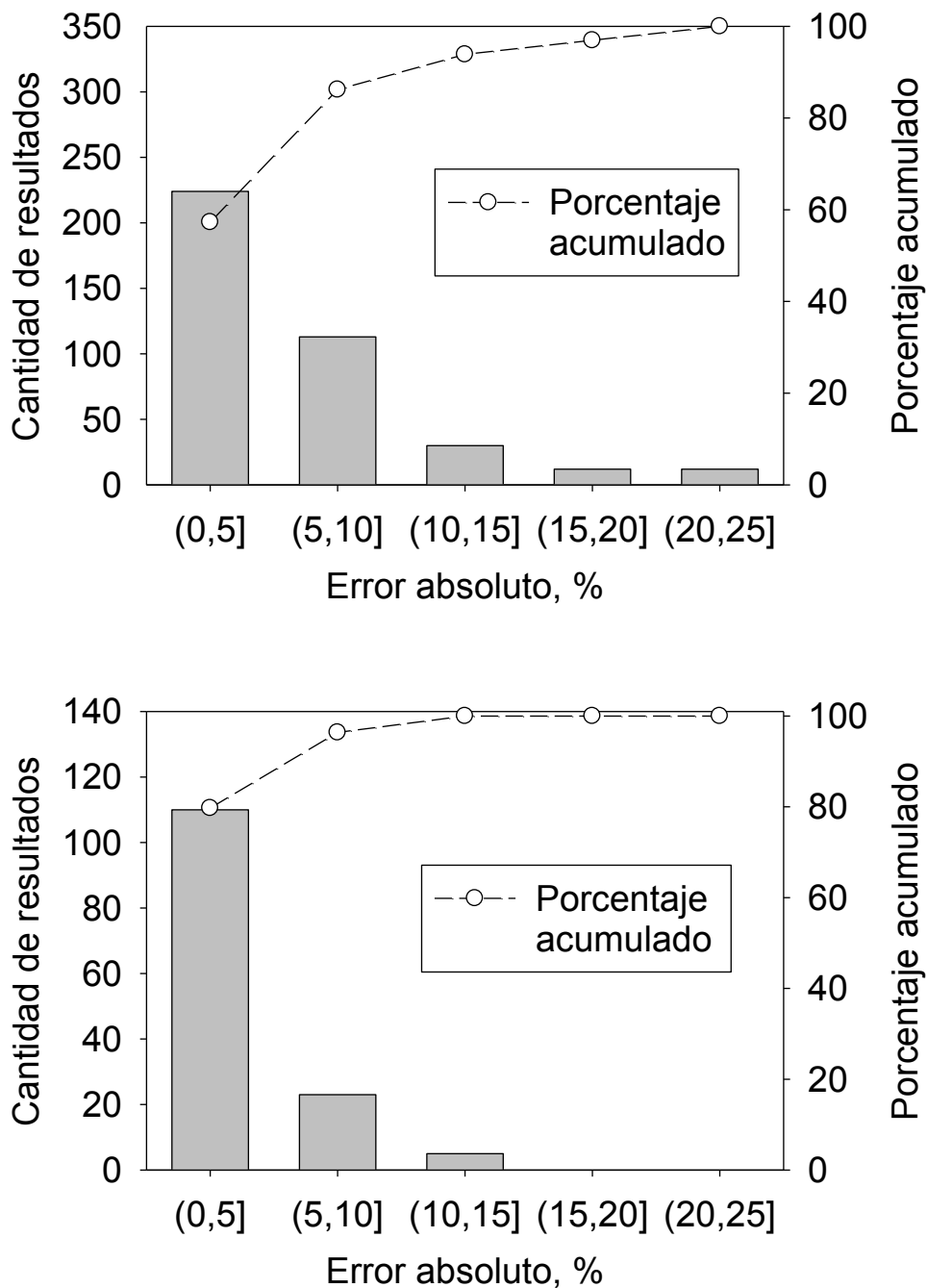


Figura 57. Porcentaje de error. a) Conductividad térmica, b) capacidad calorífica.

## RESULTADOS Y ANÁLISIS

---

Una vez que las RNAs fueron entrenadas, en la fase de prueba se estimaron las propiedades térmicas de aceros que no fueron utilizados en la fase de entrenamiento, pero que sí se conocen de ante mano sus propiedades reales. En la Figura 58, se compara el valor real de la conductividad térmica y la estimada mediante el uso de la RNA respectiva para dos aceros con diferente comportamiento en función de la temperatura. En esta figura se puede apreciar que la RNA fue capaz de predecir la conductividad térmica, tanto para un acero no aleado (Figura 58 a)) como para un acero con elementos de aleación (Figura 58b)). Igual que en el caso de la conductividad térmica, en la Figura 59, se compara el valor real de la capacidad calorífica y la estimada mediante el uso de la RNA respectiva para dos aceros diferentes. Como se vio en la Figura 54, la capacidad calorífica, dependiendo del acero, puede o no puede presentar un máximo alrededor de los 800 °C; a pesar de esta alta no linealidad, la RNA respectiva es capaz de predecir este comportamiento. De la Figura 59, se observa una buena aproximación entre la capacidad calorífica estimada y la real. Con estos resultados, se dice que las RNAs han sido entrenadas y probadas.

Una vez que las RNAs fueron entrenadas y probadas, se realizó la predicción de las propiedades térmicas de los aceros microaleados experimentales bajo estudio. Se introdujo a ambas RNAs el rango de temperaturas de las Tablas 4 y 5, y las composiciones químicas mostradas en la Tabla 1.

La Figura 60, presenta los resultados de la conductividad térmica y la capacidad calorífica estimadas de los para los aceros A y B2. En la Figura 60 a) se observa que se tiene un valor máximo de conductividad térmica aproximadamente de 46 W/m°C a temperatura ambiente, con una tendencia a disminuir con la temperatura hasta alcanzar un valor estable aproximado de 30 W/m°C a partir de los 800 °C. Para el caso de la capacidad calorífica (Figura 60 b)), se observa una alta dependencia de esta propiedad con la temperatura, alcanzando un máximo aproximado de 800 J/Kg°C a 800 °C; posterior a esta temperatura se observa una disminución de la propiedad hasta llegar a un mínimo de 402 J/Kg°C a los 1000 °C. Ambos aceros tienen el mismo comportamiento en la estimación de las dos propiedades térmicas debido a que en el diseño de las RNAs no se consideró el efecto de la microestructura inicial, y dado que

## RESULTADOS Y ANÁLISIS

---

ambos aceros tienen la misma composición química, presentan las mismas propiedades en función de la temperatura.



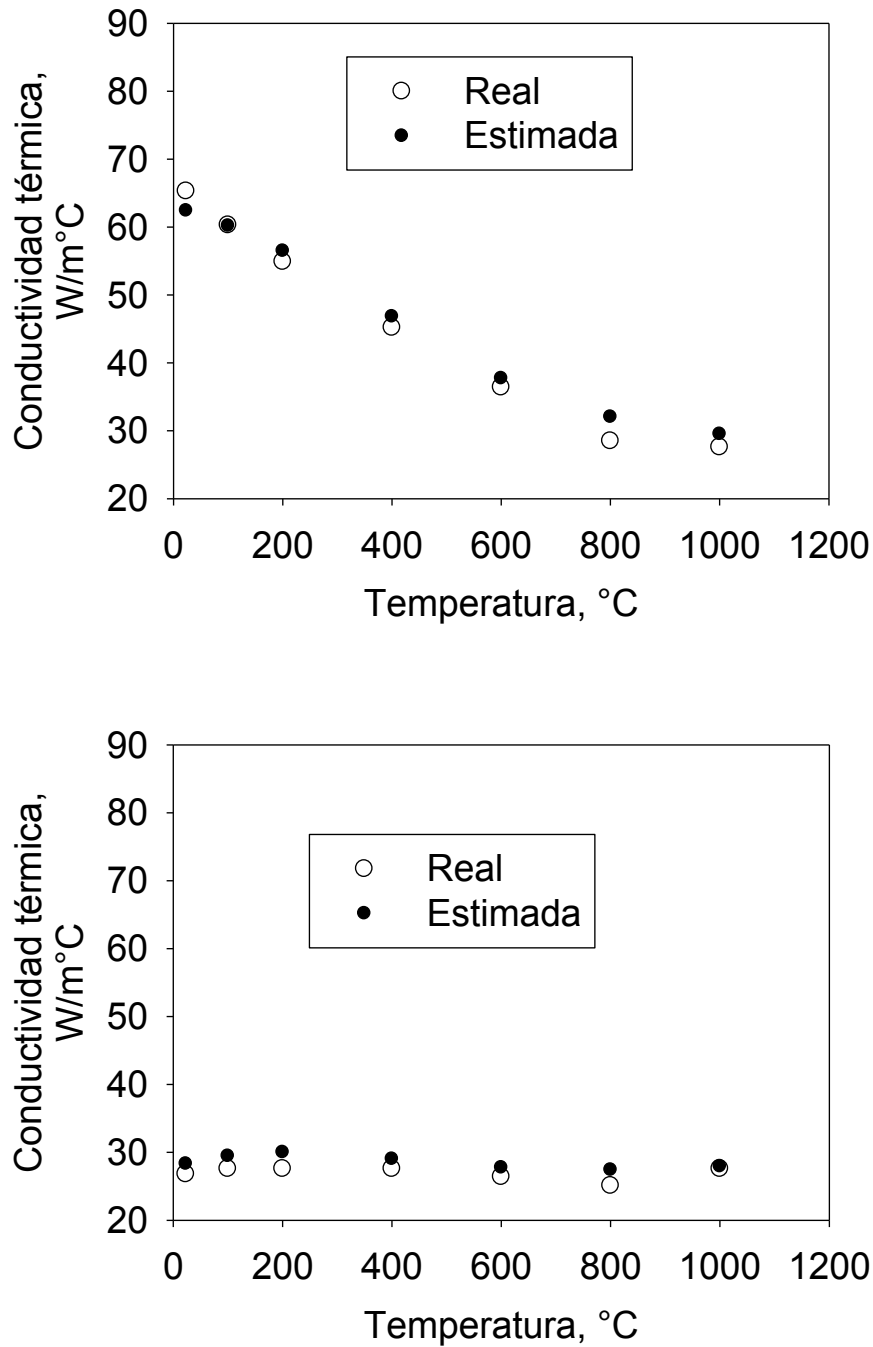


Figura 58. Comparación de la conductividad térmica real y estimada mediante el uso de la RNA para dos aceros diferentes. a) 0.06%C, 0.4%Mn; b) 0.13%C, 0.25%Mn, 0.14%Ni, 12.95%Cr.

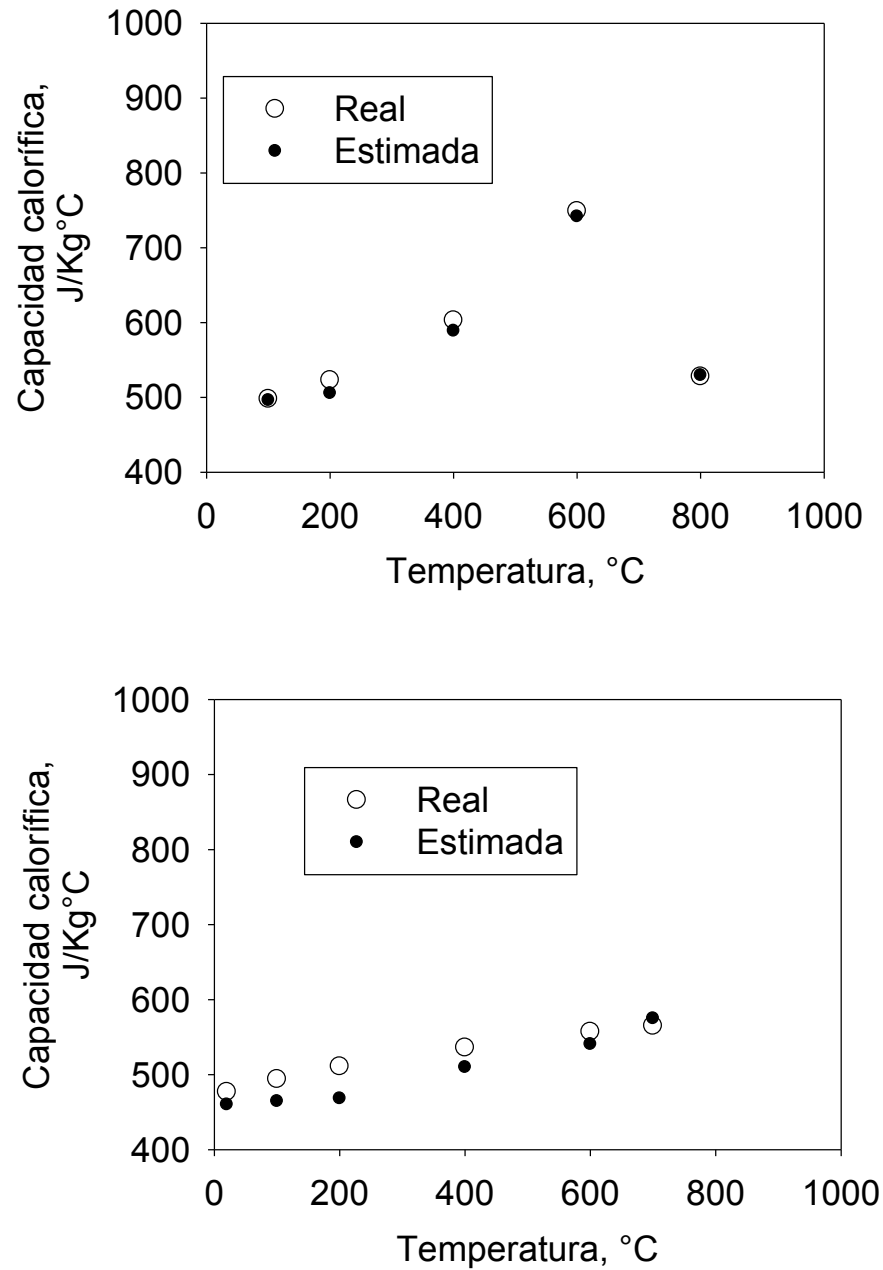


Figura 59. Comparación de la capacidad térmica real y estimada mediante el uso de la RNA para dos aceros diferentes. a) 0.28%C, 0.07%Mn, 0.99%Si, b) 0.059%C, 0.46%Mn, 0.17%Ni, 0.28%Mo, 0.52%Cr.

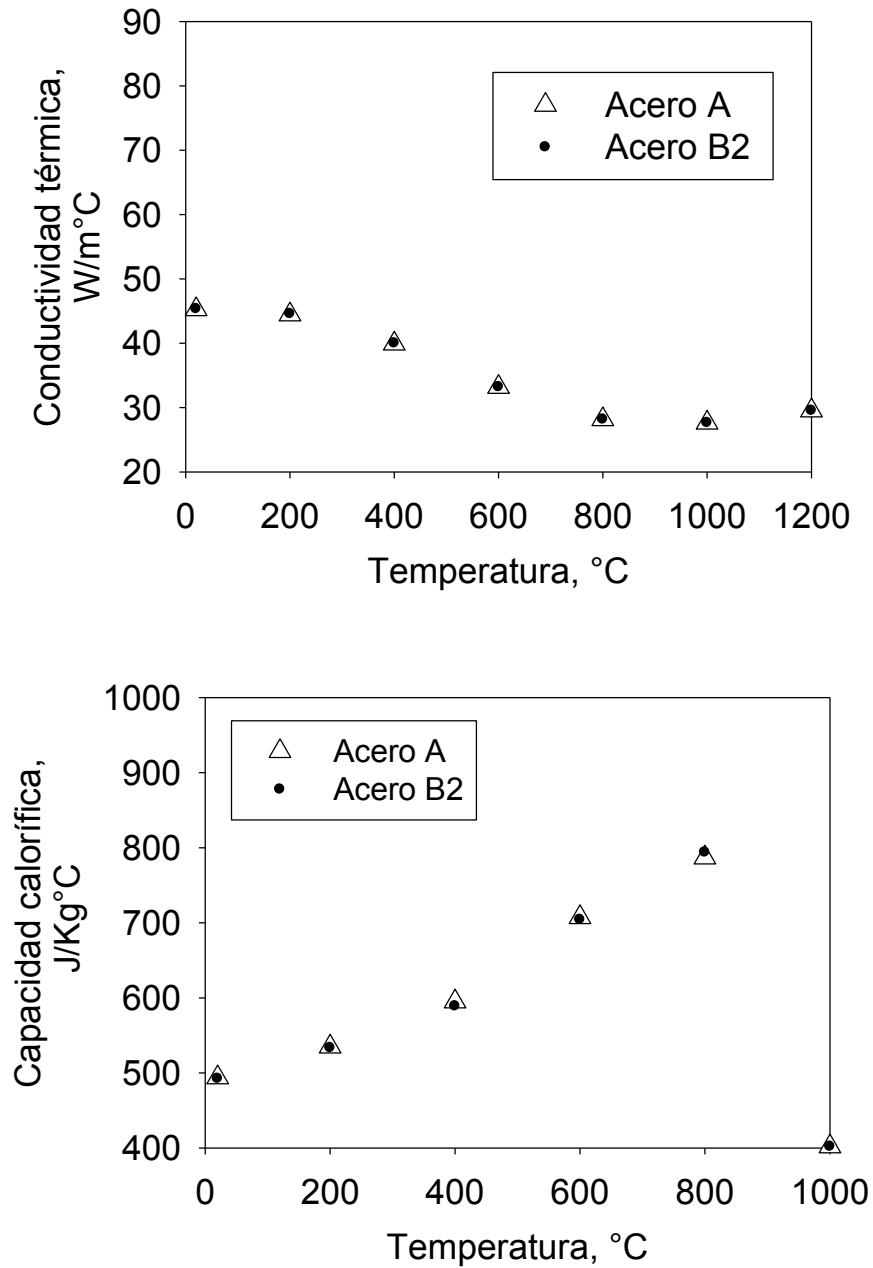


Figura 60. Resultados estimados de a) Conductividad térmica, y b) capacidad calorífica, mediante el uso de dos RNAs.

## 4.3.2. Esfuerzo de fluencia

Como en el caso de la estimación de las propiedades térmicas, en la estimación del esfuerzo de fluencia, todos los resultados estimados con la RNA en la etapa de entrenamiento se compararon con los valores reales para determinar el efecto de la cantidad de nodos en la capa oculta, de donde se determinó que un diseño con 11 nodos en la capa oculta se obtienen las mejores estimaciones (Figura 61), aunque sin importar el número de nodos en la capa oculta, la RNA subestima el esfuerzo de fluencia para valores superiores a 2000 MPa. El coeficiente de correlación lineal para estas estimaciones es de 0.99. En este caso, también se utilizó la Ec. 35 para determinar el error absoluto de los valores estimados. En la Figura 62 se observa que alrededor del 90% de los valores estimados tienen un error absoluto máximo de 10%. Con estos resultados, se dice que la RNA ha sido entrenada.

La Figura 63 compara los esfuerzos de fluencia estimados con los reales en la etapa de prueba. La información del Acero A (HV=311, fluencia= 985MPa y composición química) y del Acero B2 (HV=200, fluencia= 788MPa y composición química) fueron incluidas en la base de datos de la etapa de prueba. La Figura 64 presenta el error absoluto de las estimaciones del esfuerzo de fluencia de los aceros A y B2 como función del número de nodos usados en la capa oculta de la RNA. Se observa que aunque con 8 nodos en la capa oculta se obtuvo el menor error en la estimación de la propiedad para nuestros aceros, con 11 nodos se obtuvo el menor error absoluto tanto en la etapa de entrenamiento como en la etapa de prueba. Con estos 11 nodos, se obtiene para el Acero A un error absoluto de 7%, y para el Acero B2 un error absoluto de 4%. Con esto, se dice que la RNA ha sido entrenada y probada. Finalmente, para determinar el esfuerzo de fluencia en la zona de la soldadura de los dos aceros microaleados, se introdujo en la RNA la composición química y el perfil de dureza de la Figura 34. La Figura 65 muestra el esfuerzo de fluencia en la zona de la soldadura, la cual presenta un comportamiento similar al del perfil de dureza. El Acero A muestra un mayor esfuerzo de fluencia en la ZF y en la subzona ZACCG en comparación con el MB; las subzonas de ZACRC, ZACPT y ZACSC, presentan el menor esfuerzo de fluencia. El MB del Acero B2 presenta el esfuerzo de fluencia menor en comparación con las demás zonas; de las cuales, la ZACCG presenta la mayor resistencia.

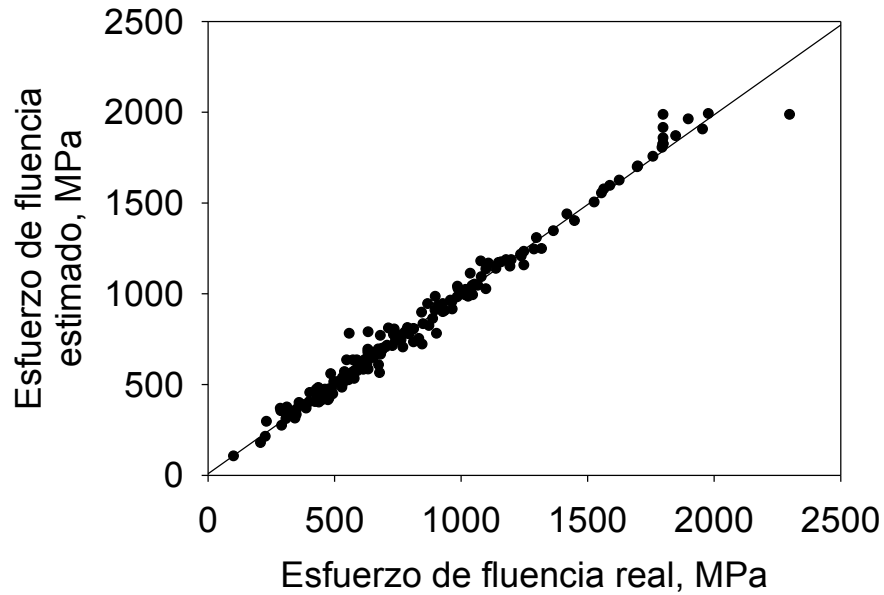


Figura 61. Esfuerzo de fluencia estimado con la RNA en la etapa de entrenamiento comparado con el real. 11 nodos. La línea sólida indica la relación que debería existir para una estimación exacta de la propiedad.

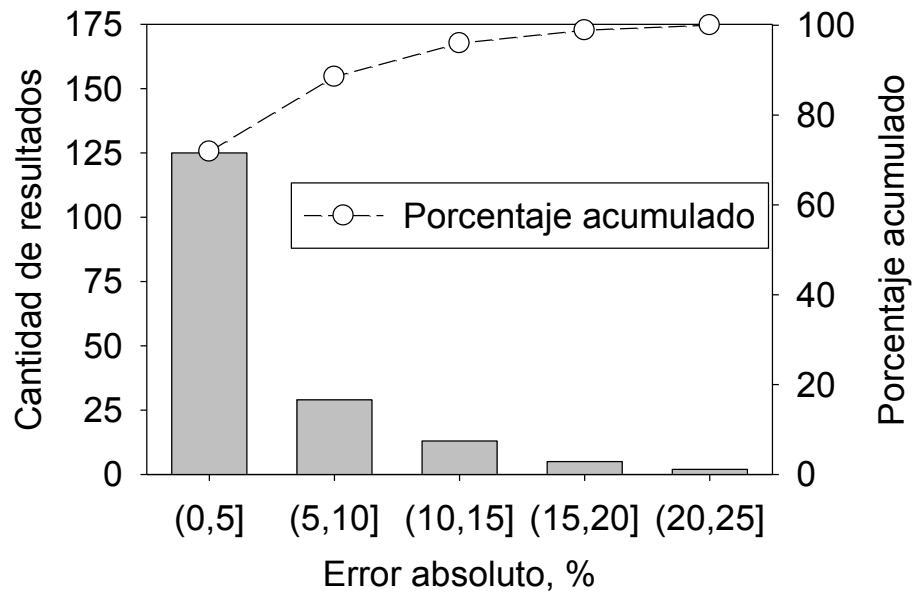


Figura 62. Porcentaje de error del esfuerzo de fluencia estimado con la RNA. 11 Nodos.

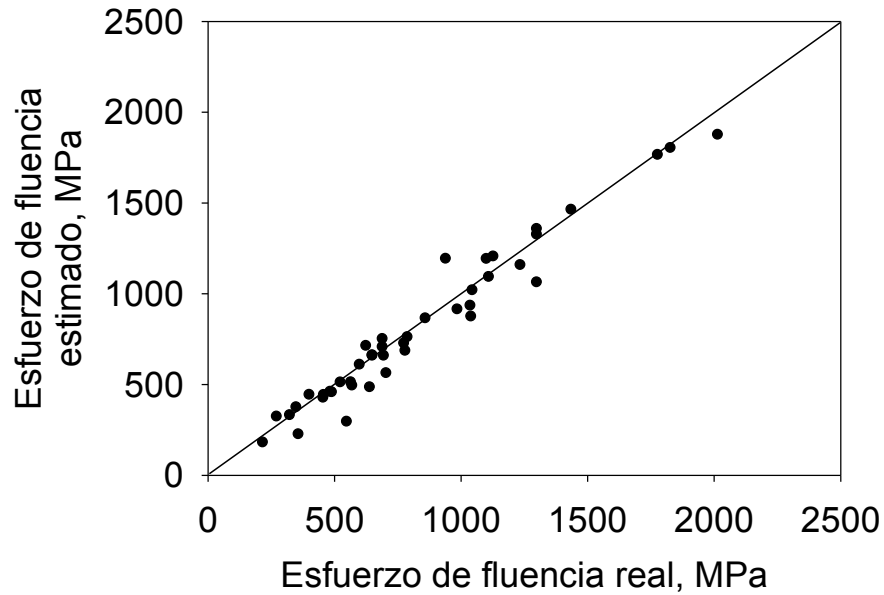


Figura 63. Esfuerzo de fluencia estimado con la RNA en la etapa de prueba comparado con el real. 11 nodos. La línea sólida indica la relación que debería existir para una estimación exacta de la propiedad.

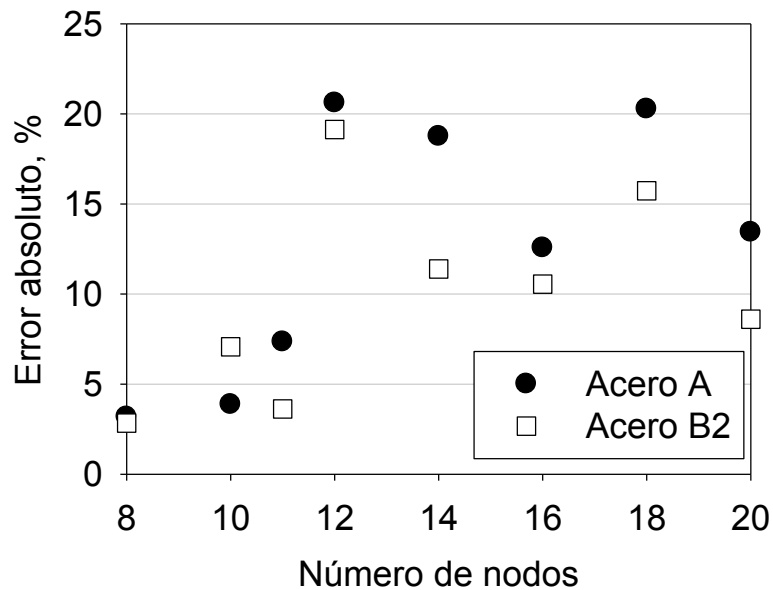


Figura 64. Error absoluto de las estimaciones del esfuerzo de fluencia de los acero A y B2 en función del número de nodos usados en la capa oculta de la RNA.

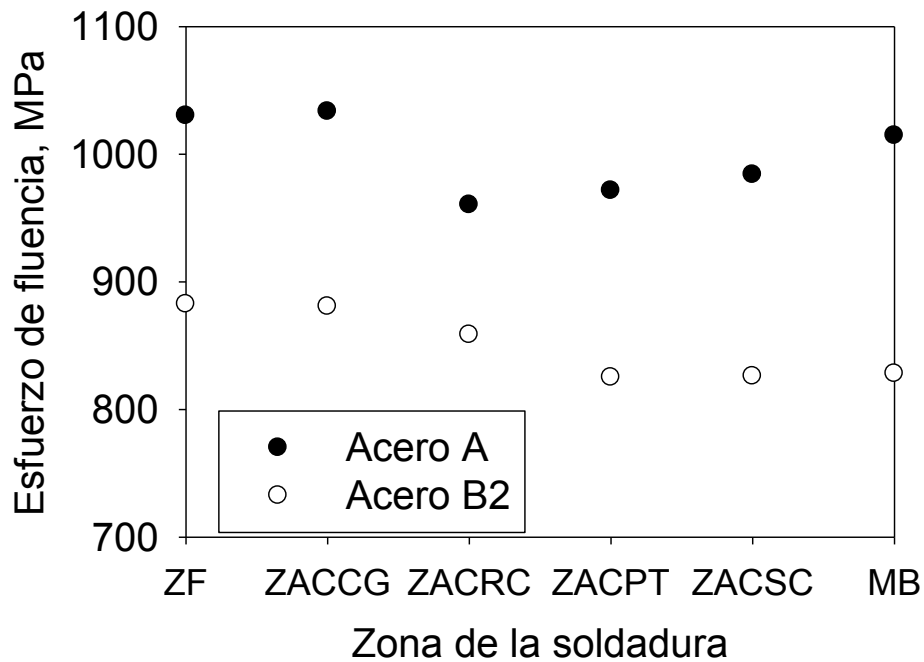


Figura 65. Esfuerzo de fluencia estimado en las zonas y subzonas de la soldadura de los aceros microaleados.

#### 4.4. Análisis térmico de la soldadura

El calor aportado nominal por el arco en el proceso de soldadura se determinó mediante la Ec. 36:

$$\frac{q}{v} = \frac{VI}{v} \quad (36)$$

donde  $q$  es el poder del arco,  $v$  la velocidad soldadura,  $I$  la corriente y  $V$  el potencial. Con los parámetros de soldadura utilizados, se obtiene un calor aportado nominal de 9.33 kJ/mm; este valor cae dentro de la categoría de calor de aporte bajo [177]. Las temperaturas críticas que se utilizaron para el análisis térmico fueron las que se determinaron mediante las pruebas de dilatometría.

## RESULTADOS Y ANÁLISIS

La Tabla 14 muestra los espesores de la ZAC experimentales y los determinados mediante las soluciones de las ecuaciones de Rosenthal para placa gruesa y placa delgada, así como el factor de peso determinado para cada soldadura. Cuando el valor del factor de peso se aproxima a cero, la solución del campo térmico tiende a ser la solución para placas gruesas, y cuando tiende a 1, la solución tiende a ser la solución de placas delgadas.

En la Figura 66 se presenta el perfil de temperatura pico ajustada con el factor de peso determinado para cada soldadura (temperatura pico pesada). Se observa que ambas soldaduras se acercan más a la solución de placas gruesas, siendo la soldadura del Acero B2 la que más se acerca a esta solución debido a que presenta el menor valor del factor de peso. Esto también corresponde al hecho de que a valores bajos de calor de aporte, el espesor de la soldadura es más pequeño en comparación con el espesor de la placa lo que da un comportamiento de placa gruesa [120].

De manera de guía, sobre la Figura 66 se trazaron las fronteras de la ZAC con el fin de identificar las temperaturas pico que se experimentaron en las subzonas de ésta. La frontera entre la ZACPT y el MB corresponde a la temperatura crítica determinada de las pruebas de dilatometría ( $A_{c1s}$ ) y la frontera entre la ZACPF y ZF corresponde a la temperatura de fusión, la cual se determinó mediante la ecuación [178]:

$$T_m = 1810 - 90C - 273 \quad (37)$$

La Figura 67 muestra los ciclos térmicos y la Figura 68 la rapidez de enfriamiento en función de la temperatura que se experimentaron en la ZAC. Con respecto a las subzonas ZACCG y ZACRC, en la primera se obtiene tanto una temperatura pico como una rapidez de enfriamiento mayor con respecto a la segunda, sin embargo, en el rango de 800 °C a 500 °C las dos subzonas se enfrían a la misma rapidez, por lo que la rapidez de enfriamiento promedio entre estas temperaturas es la misma para ambas subzonas (Tabla 15). La temperatura pico está relacionada con el tamaño de grano final después de la soldadura, y la rapidez de enfriamiento con las transformaciones de fase. Aunque las subzonas ZACCG y ZACRC tengan la misma rapidez de enfriamiento entre 800 °C y 500 °C no significa que presenten la misma microestructura final, ya que la primera presenta un



## RESULTADOS Y ANÁLISIS

---

tamaño de grano mayor y por consiguiente menos sitios de nucleación (se puede promover la formación de fases no difusionales); en la segunda se presentan más sitios de nucleación con lo que se promueve la formación de fases difusionales.

La rapidez de enfriamiento en la soldadura del Acero A es menor que la de la soldadura del Acero B2 lo cual está relacionado con el espesor de la ZAC. Cuando se experimenta una rapidez de enfriamiento menor, la extracción de calor disminuye lo cual permite que una zona más ancha de la ZAC pueda formarse; por otro lado con una rapidez de enfriamiento mayor, se presenta una extracción de calor más rápida evitando que se pueda transferir más calor al material base lo que se refleja en un espesor de la ZAC más reducida.

El grado de severidad del revenido en un acero martensítico es altamente dependiente de la temperatura de revenido, tiempo de permanencia a esta temperatura y a la composición química (presencia de elementos aleantes) en tratamientos isotérmicos. Este proceso de revenido se da mediante la segregación de carbono, la precipitación de carburos de transición, la descomposición de austenita retenida, la formación de cementita y disolución de esta para formar carburos de aleación más estables [179], sin embargo, el proceso por el cual se reviene la martensita en ciclos térmicos rápidos de calentamiento y enfriamiento se ha estudiado poco. Biro y otros [180], indican que en ciclos de calentamiento y enfriamiento rápidos, el proceso de ablandamiento en aceros martensíticos se realiza en dos sub-procesos: nucleación y engrosamiento de carburos. Entonces la mayor nanodureza observada en la posición correspondiente a la temperatura  $A_{c1}$  (Figura 52) se puede deber, debido a la alta temperatura pico alcanzada, a que se promovió la formación de carburos de los elementos aleantes, y el ablandamiento cerca de la posición del fin de la ZACSC a la formación de carburos de transición. De las Figuras 52, 66 a) y 67 a) se observa que el revenido de la martensita en el acero A seda en el rango de temperaturas pico entre  $A_{c1}$  y 481 °C. Aunque existe un ablandamiento en la ZAC, estos resultados indican que en la ZACSC, este acero es altamente resistente al ablandamiento lo cual se le puede atribuir a la formación de carburos y carbonitruros de los elementos aleantes (principalmente Nb y Ti) [181, 182].

# RESULTADOS Y ANÁLISIS

Tabla 14. Espesores calculados y experimentales de la ZAC y factor de peso.

Soldadura	Espesor de la ZAC, mm			Factor de peso
	Placa gruesa	Placa delgada	Experimental	
Acero A	2.51	3.12	2.67	0.27
Acero B2	2.52	3.14	2.52	0.19

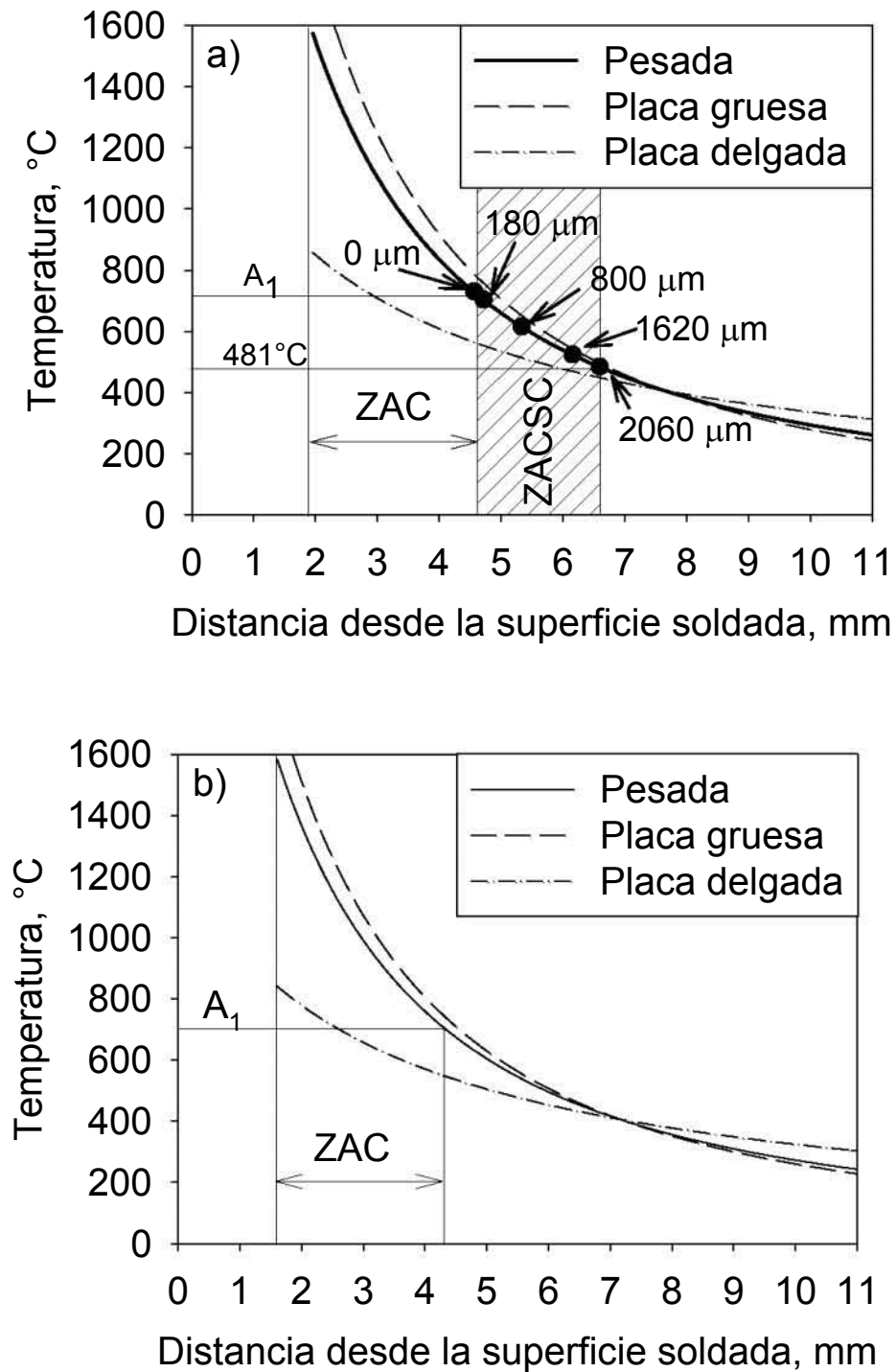


Figura 66. Perfil de temperatura pico pesada. A) Acero A; b) Acero B2. Los símbolos corresponden a las posiciones de las curvas fuerza-desplazamiento de la Figura 51.

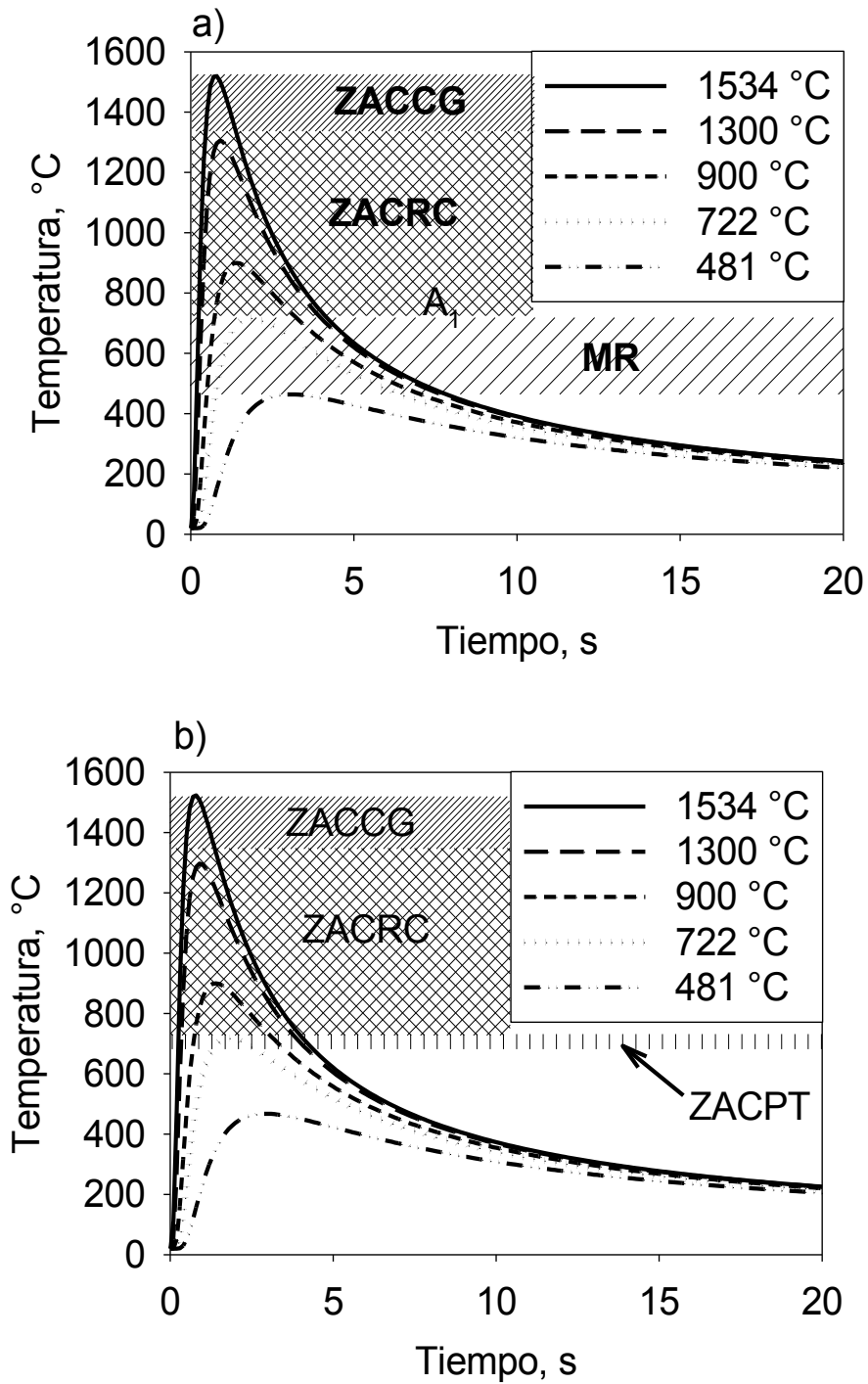


Figura 67. Ciclos térmicos experimentados en la ZAC. A) Acero A; b) Acero B2. MR se refiere a la martensita revenida

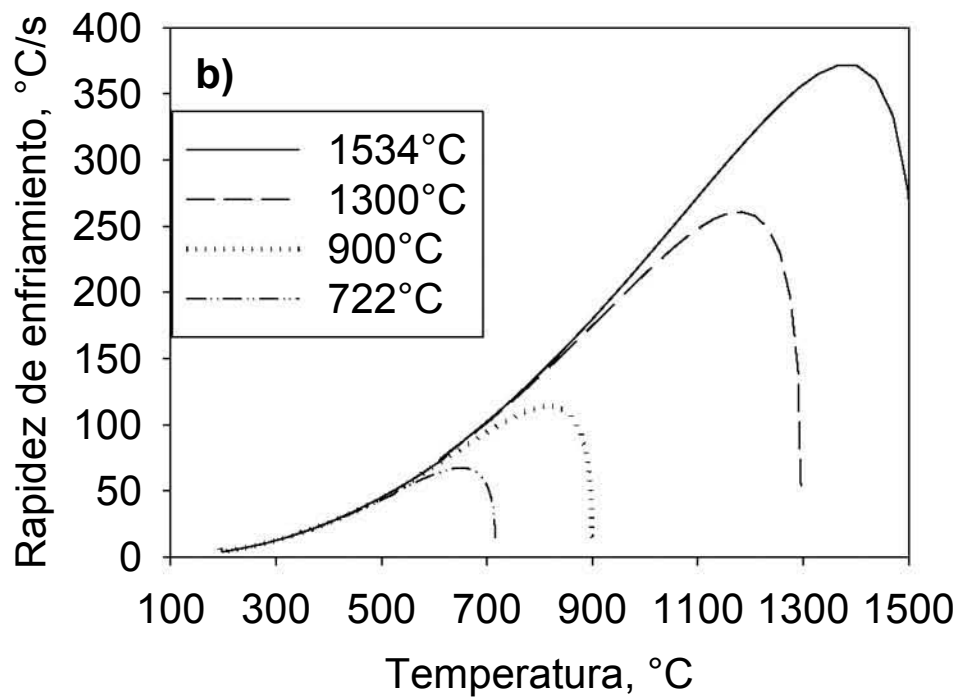
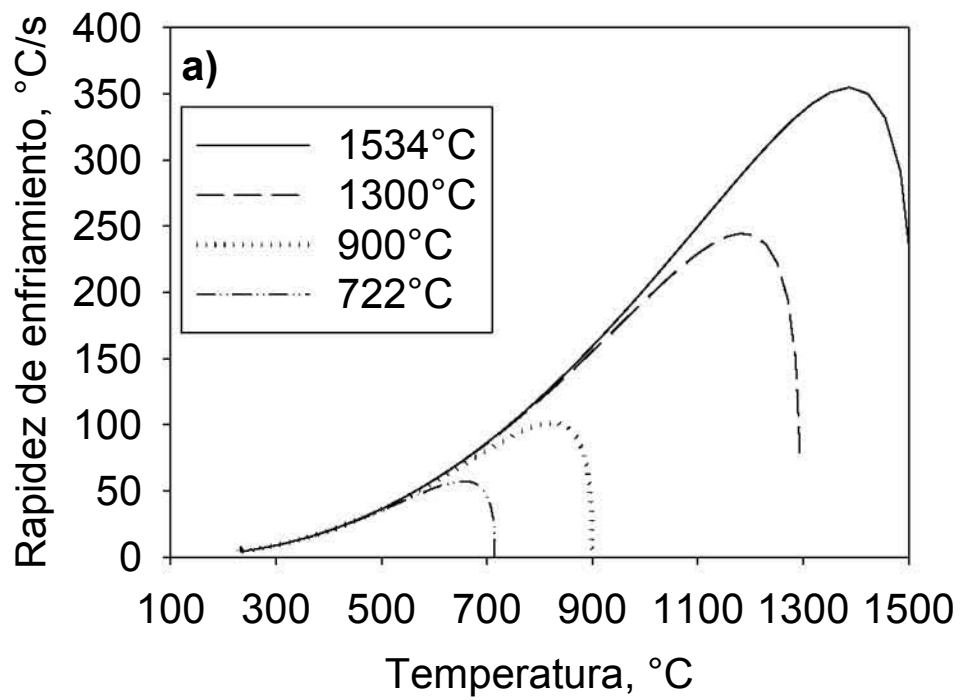


Figura 68. Rapideces de enfriamiento de diferentes subzonas de la ZAC. A) soldadura Acero A, b) soldadura Acero B2.

Tabla 15. Parámetros de enfriamiento de la soldadura.

Soldadura	Tiempo de enfriamiento de 800 a 500 °C			Rapidez de enfriamiento promedio, °C/s
	Placa gruesa	Placa delgada	Pesado	
Acero A	2.6	8.8	3.8	80.0
Acero B2	2.6	8.8	3.5	86.6

#### 4.5. Determinación del atrapamiento de hidrógeno

Durante la preparación de la solución para el decorado con plata, las reacciones más probables que se presentan son [122]:



Con la posterior dilución del compuesto di-cianuro de plata potasio ( $K[Ag(CN)_2]$ ), se promueve la reacción de disociación (Ec. 40):



Cuando esta solución entra en contacto con la superficie que contiene hidrógeno atrapado se produce simultáneamente la reducción de la plata y la oxidación de hidrógeno representado mediante las ecuaciones:



En la Figura 69 se presentan los resultados de decoración con plata del MB del Acero B2. La imagen de la Figura 69 a) corresponde al decorado con plata de una muestra que fue sometida a cargado con hidrógeno y decoración con plata, en donde se puede observar la presencia de precipitados de plata los cuales se corroboran con los resultados

## RESULTADOS Y ANÁLISIS

---

del microanálisis de la Figura 69 b). La imagen de la Figura 69 c) corresponde al decorado con plata de una muestra que no fue cargada con hidrógeno, por tal motivo no se observa la precipitación de plata. Finalmente, en la imagen de la Figura 69 d), no se observa precipitación de plata, esto se debe a que, aunque esta muestra recibió el mismo procedimiento de cargado con hidrógeno y decoración con plata, entre estos dos procedimientos se realizó un tratamiento térmico “baking” para eliminar el hidrógeno atrapado. De estos resultados, se puede concluir que se produce una reacción de óxido reducción entre los iones plata y el hidrógeno atrapado, por lo que es posible determinar las trampas de hidrógeno como lo propuesto por la Ec. 41 y 42.

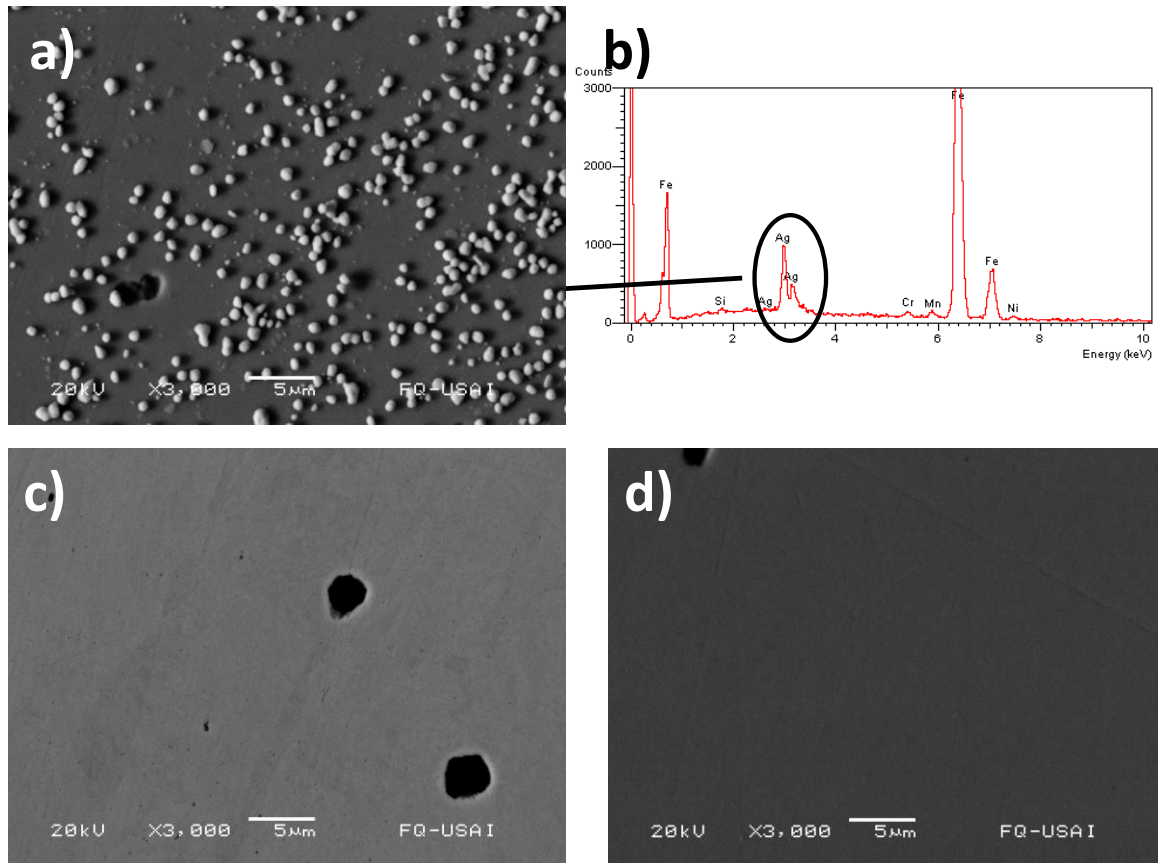


Figura 69. Decoración con plata del MB del Acero B2. a) cargado con hidrógeno; b) microanálisis de las partículas depositadas de la muestra cargado con hidrógeno; c) sin tratamiento de cargado con hidrógeno; d) cargado con hidrógeno, posteriormente descargado mediante tratamiento térmico a 150 °C.



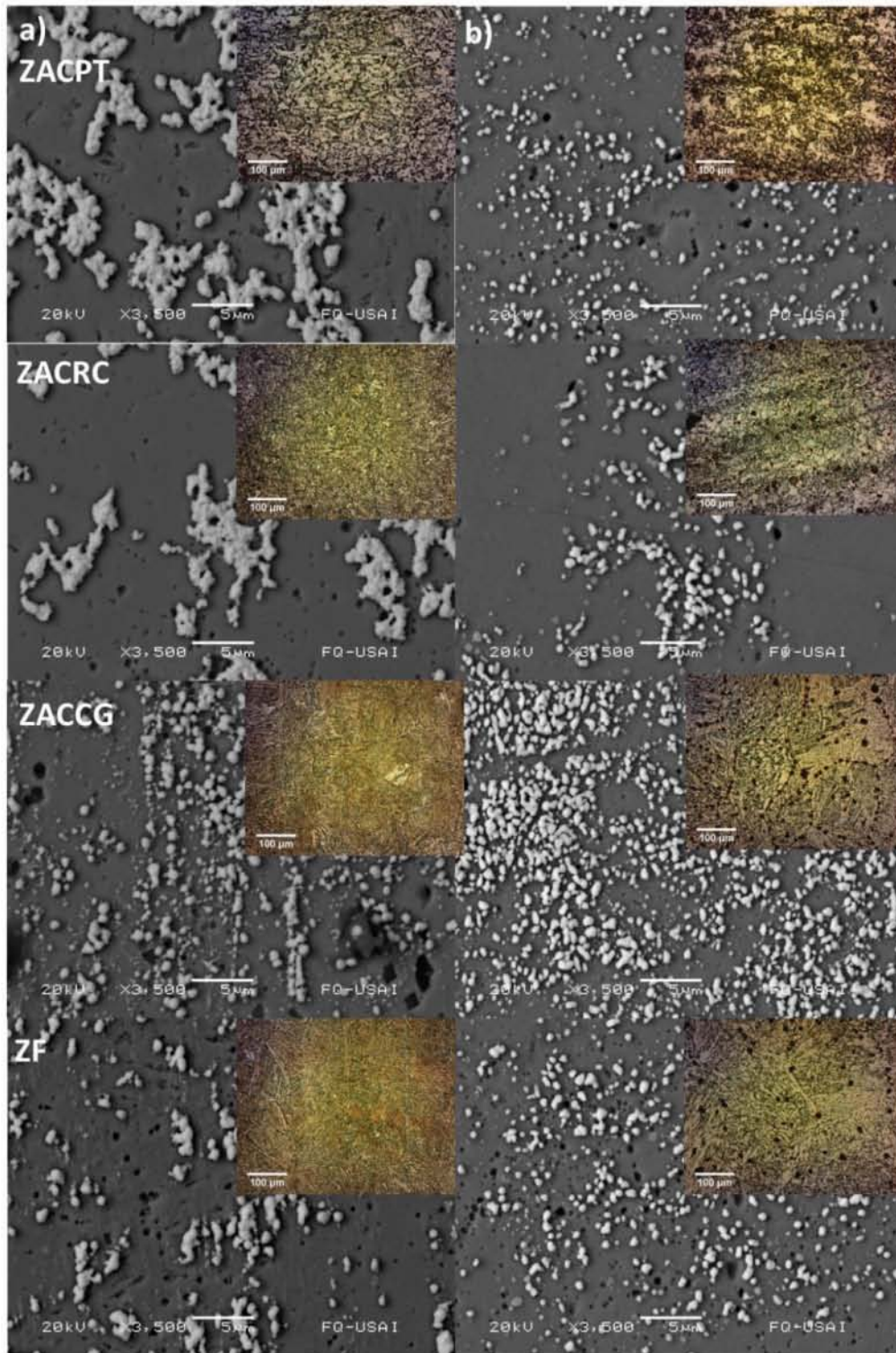


Figura 70. Atrapamiento de hidrógeno en las diferentes subzonas de la soldadura. a) Acero A; b) Acero B2.

Se observa que la distribución de las partículas de plata es uniforme en toda microestructura, por lo que no es posible indicar cual fase o microconstituyente es más susceptible al AAH.

La Figura 71 presenta la cantidad relativa de trampas de hidrógeno presentes en la zona de la soldadura. Mientras más trampas de hidrógeno existan, se espera que el acero y/o zona presente una menor difusividad de hidrógeno. Se observa que en cada zona de la soldadura, el Acero A presenta la menor cantidad de trampas de hidrógeno en comparación del Acero B2, con excepción de la ZACRC donde el Acero M2 presenta la menor cantidad.

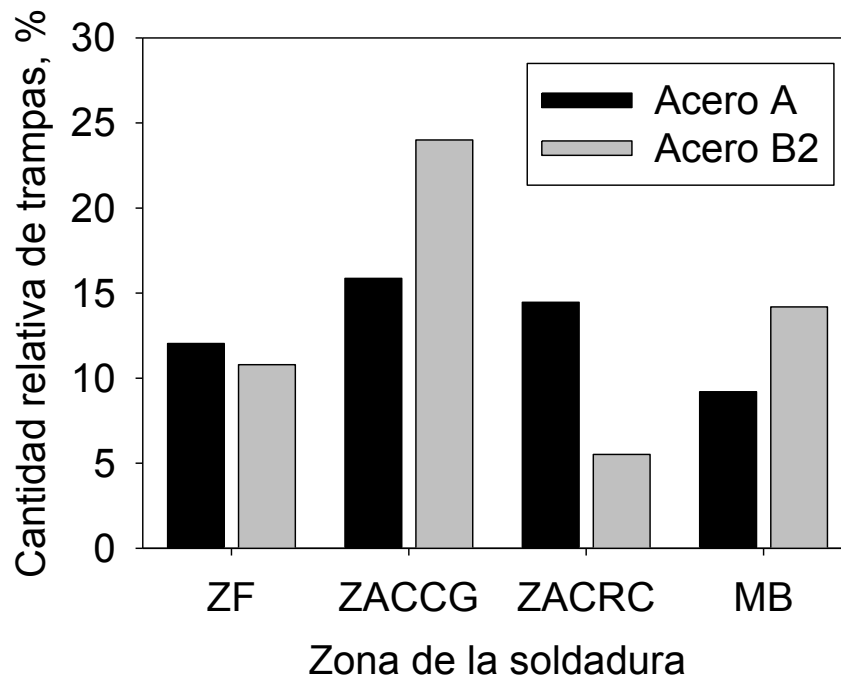


Figura 71. Cantidad relativa de trampas de hidrógeno en las diferentes zonas de la soldadura

## 4.6. Determinación de la difusividad de hidrógeno

La difusión de hidrógeno en aceros es influenciada por dos factores: a) la concentración de hidrógeno en la superficie del acero y b) las trampas de hidrógeno (átomos de soluto, vacancias, inclusiones, precipitados y fases [7]).

La Figura 72 presenta la densidad de corriente de la primera y segunda permeación para ZF del Acero A. Se observa que para la primera permeación, se alcanza el estado estable alrededor de los 1000 s, y la densidad de corriente de estado estable de la segunda permeación es menor, esto se debe a que en la segunda permeación ya no hay trampas de hidrógeno disponibles para atraparlo.

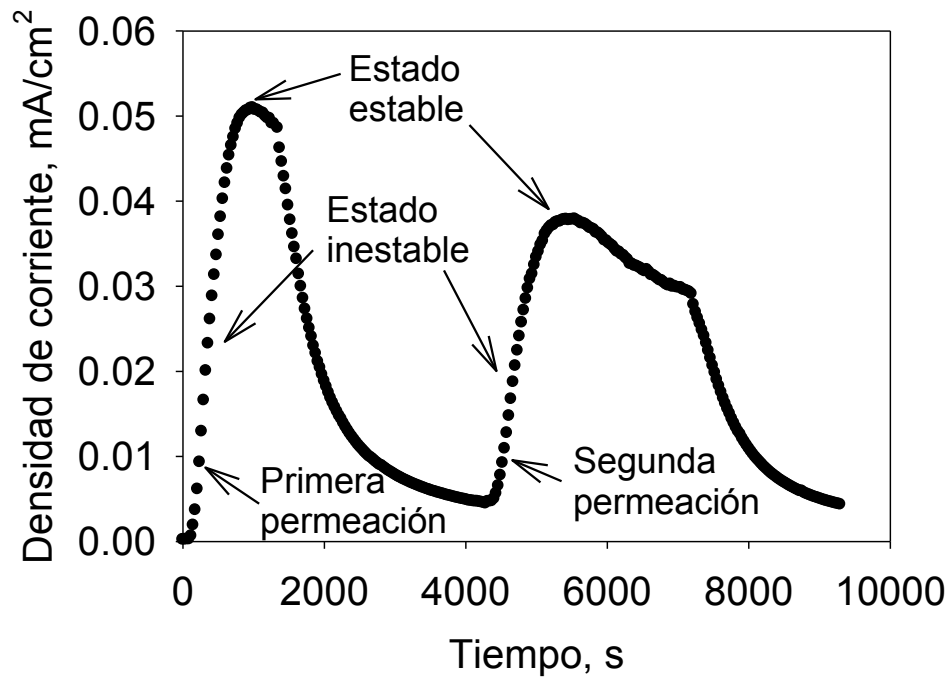


Figura 72. Curva de permeabilidad de hidrógeno de la ZF del acero A.

El flux de hidrógeno  $J(t)$ , está relacionado con la densidad de corriente de permeación mediante:

$$J(t) = \frac{I(t) / A}{F} \quad (43)$$

donde la corriente ( $I(t)$ ) se determina mediante la multiplicación de la densidad de corriente de permeación de hidrógeno con el área de permeación, la cual fue de: 0.7854 cm<sup>2</sup>. La Figura 73 compara la corriente de la primera y segunda permeación en la ZAC de ambos aceros. De esta figura, se observa que la ZAC del Acero A presenta un mayor flux de hidrógeno y que alcanza más rápidamente el estado estable que la ZAC del Acero B2.

El flux de hidrógeno en estado estable ( $J_{ss}$ ), el coeficiente de difusión efectivo ( $D_{eff}$ ) y la concentración de hidrógeno atómico en la subsuperficie ( $C_o$ ) de la placa del lado de la carga de hidrógeno se determinaron mediante las Ecs.:

$$J_{ss} = \frac{I_{ss} / A}{F} \quad (44)$$

$$D_{eff} = \frac{L^2}{6\tau_b} \quad (45)$$

$$C_o = \frac{J_{ss}L}{D_{eff}} \quad (46)$$

donde  $L$  es el espesor de la muestra, y  $\tau_b$  se le conoce como el retraso del tiempo, el cual se define como 0.63 veces el valor del estado estable.

Los resultados de permeabilidad de hidrógeno en las diferentes zonas de la soldadura de los dos aceros se presentan en la Tabla 16.

Con respecto al Acero A, se observa un incremento en el coeficiente de difusión en el siguiente orden: ZF<ZAC<MB. La ZF con microestructura de bainita, presenta una menor difusividad en comparación con el MB con microestructura de martensita y bainita, debido a que en la ZF se presenta una mayor cantidad de trampas (Figura 71), además de que también se puede deber a que la ZF presenta un tamaño de grano mayor y por lo tanto menor área de borde de grano por lo que se presentan menos rutas de difusión [12, 13]. Para el caso del Acero B2, se observa un incremento del coeficiente de difusión de

## RESULTADOS Y ANÁLISIS

---

hidrógeno en el siguiente orden: MB<ZAC<ZF. Con respecto a los MBs, el acero B2 presenta una menor difusividad, lo que se le puede atribuir a que este acero presenta mayor cantidad trampas (Figura 71), es decir, primero debe llenar las trampas de hidrógeno antes de alcanzar el estado estable; esto se puede observar en la Figura 74 en donde se aprecia que la curva de permeabilidad del Acero B2 tiene una menor pendiente. Esto corresponde con el hecho de que la martensita es más susceptible al AAH [183, 184].

Se sabe que el M/A es una trampa de hidrógeno, por lo que promueve la disminución de la difusividad [97, 185, 186], aunque también se ha reportado que este microconstituyente está relacionado con una disminución de la tenacidad [187]. En la Figura 75 se observa que una mayor cantidad de M/A en el MB y en las subzonas de la ZAC para ambos aceros, está relacionado con una disminución de la difusividad. Sin embargo en el Acero B2, la ZF con mayor cantidad de M/A presenta una mayor difusividad que el MB.

En la Figura 76 se observa la dureza de la zona de la soldadura y de las subzonas de la ZAC y se correlaciona con los coeficientes de difusión de hidrógeno obtenidos de las pruebas de permeabilidad. Para el Acero B2, hay un incremento en la dureza que está acompañado de un aumento en el coeficiente de difusión para el caso del MB y ZAC; sin embargo, para el caso de la ZF, donde la dureza disminuye, el coeficiente de difusión aumenta aún más; esto se debe a que esta zona presenta una menor cantidad de trampas (Figura 71). Para el Acero A, se observa un comportamiento análogo al comportamiento del Acero B2, es decir, debido a que se presenta un ablandamiento de la ZAC (en las subzonas ZACRC y ZACPT) y en la ZF, la dureza disminuye, y con ello la difusividad.

En la Figura 77 se observa la relación entre la cantidad relativa de trampas y el coeficiente de difusión. Se espera que con una mayor cantidad de trampas la difusividad sea menor ya que el hidrógeno queda atrapado y no puede difundir, es decir, las trampas incrementan la solubilidad de hidrógeno y disminuyen la difusividad [7, 188]. Para el caso de los MBs, se observa que el Acero B2 presenta la mayor cantidad trampas de hidrógeno, lo cual corresponde con su menor difusividad en comparación del Acero A. Sin embargo, en la ZF pasa lo contrario, es decir, la ZF del Acero A con la mayor cantidad de trampas

## RESULTADOS Y ANÁLISIS

---

presenta la mayor difusividad en comparación de la ZF del acero B2. Si se analiza este resultado observando sólo al Acero A, se observa que el MB tiene menos trampas con una alta difusividad, y la ZF tiene más trampas con una baja difusividad, lo cual corresponde con lo esperado: más trampas lleva a una menor difusividad. Lo mismo se aplica para el Acero B2, en donde se observa que el MB tiene más trampas y una difusividad menor en comparación con la ZF. La razón por lo que la difusividad en la ZF de Acero A es mayor que la de la ZF del Acero B2, se debe a que la primera presenta una mayor dureza, es decir una microestructura de bainita, y la segunda presenta menor dureza, es decir una microestructura compuesta de FA, en donde se sabe que ésta última disminuye la difusividad [99]. El por qué la ZF del Acero A presenta menor difusividad que en el MB siendo que ambas presentan una dureza similar, se debe a que en la ZF hay más trampas de hidrógeno que en el MB (Figura 77).



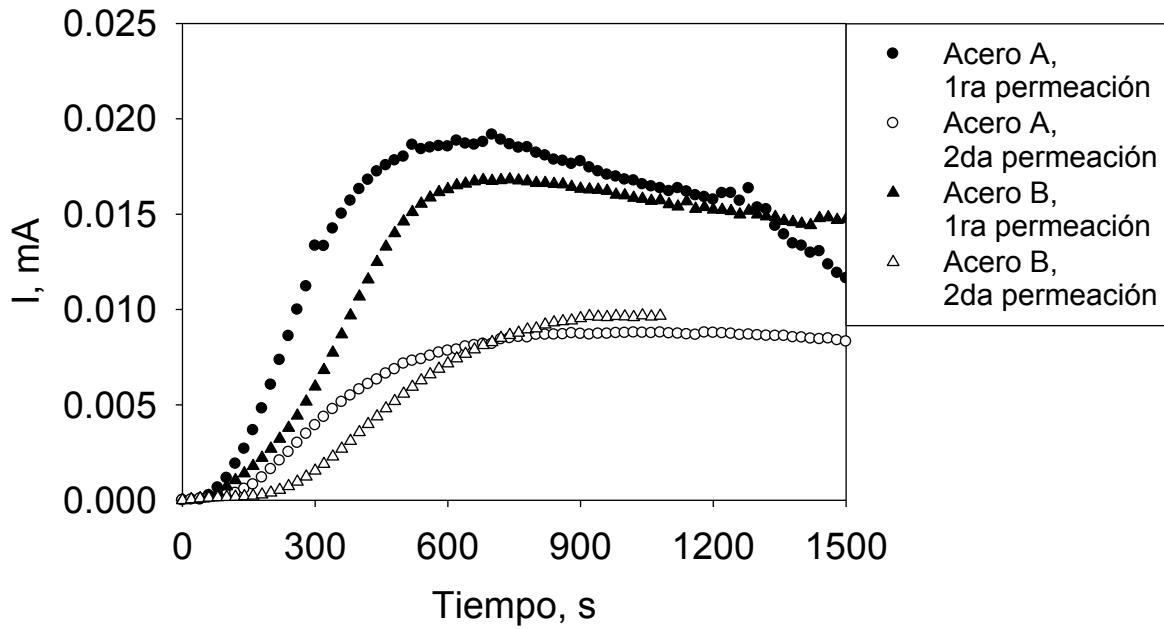


Figura 73. Corriente de permeación en la ZAC en función del tiempo para el Acero A y Acero B

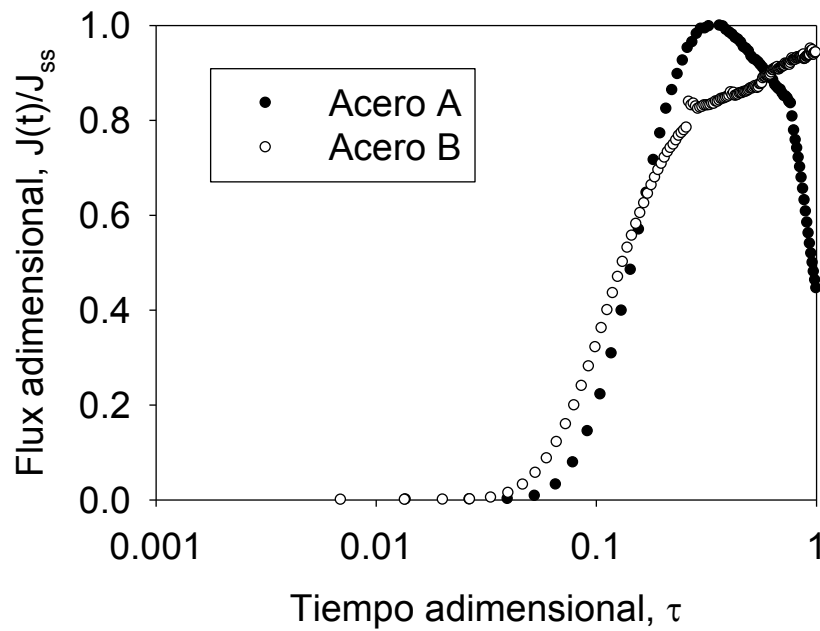


Figura 74. Comparación de las curvas de permeabilidad del MB para ambos aceros.

# RESULTADOS Y ANÁLISIS

Tabla 16. Difusividad efectiva de hidrógeno en las diferentes zonas de la soldadura de los dos aceros microaleados.

Material	Zona de la soldadura	$D_{eff}$ [cm <sup>2</sup> /s]	$D_{eff}$ [cm <sup>2</sup> /s]	$C_o$ [mol/cm <sup>3</sup> ]	$J_{ss}$ [mol/cm <sup>2</sup> s]
		x10 <sup>-6</sup> Primera permeación	x10 <sup>-6</sup> Segunda permeación	x 10 <sup>-6</sup>	x 10 <sup>-10</sup>
Acero A	MB	6.49	3.51	4.53	2.94
	ZAC	5.73	4.33	4.31	2.47
	ZF	5.31	3.40	5.12	2.80
Acero B2	MB	3.29	3.95	21.30	7.01
	ZAC	4.17	3.16	5.32	2.22
	ZF	4.84	4.44	9.63	4.67



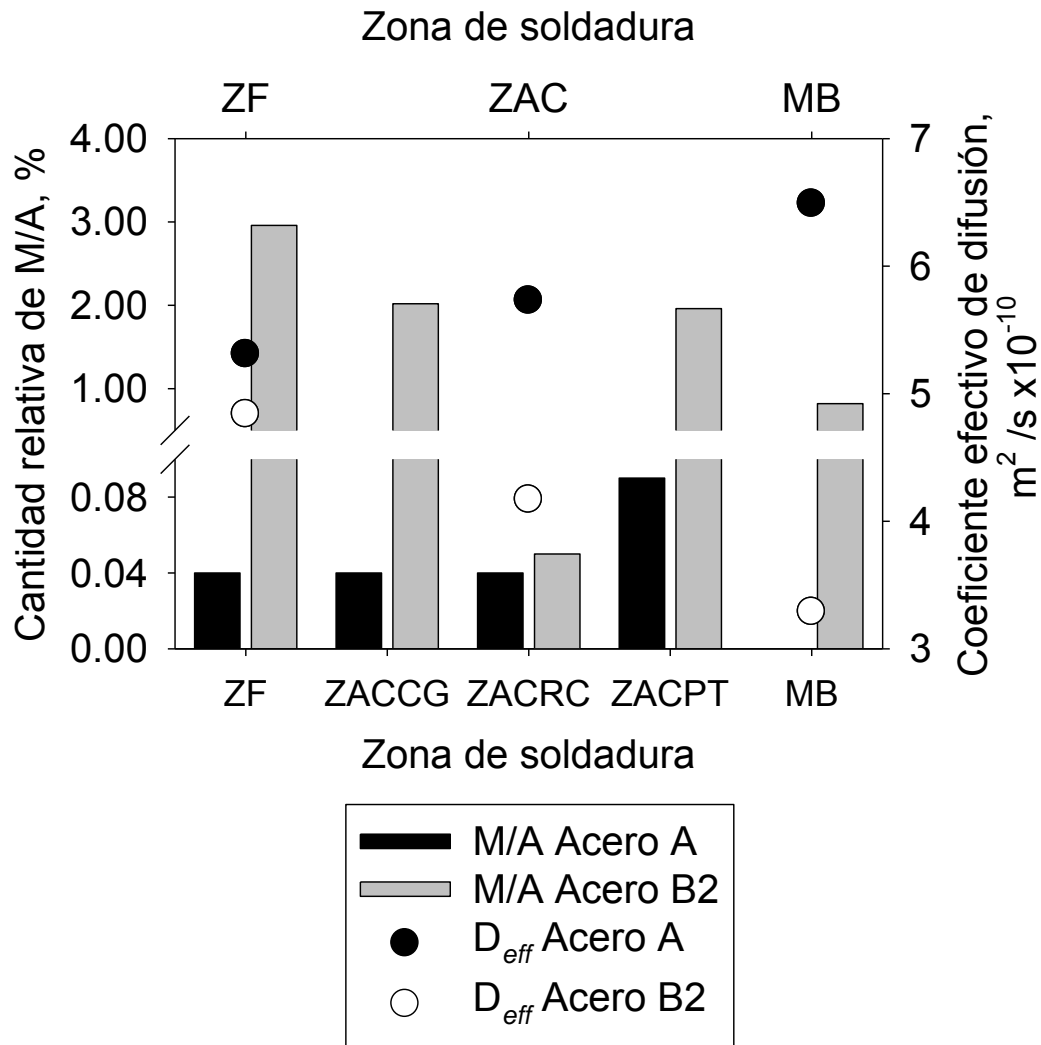


Figura 75. Microdureza y coeficiente de difusión efectivo de la zona de la soldadura

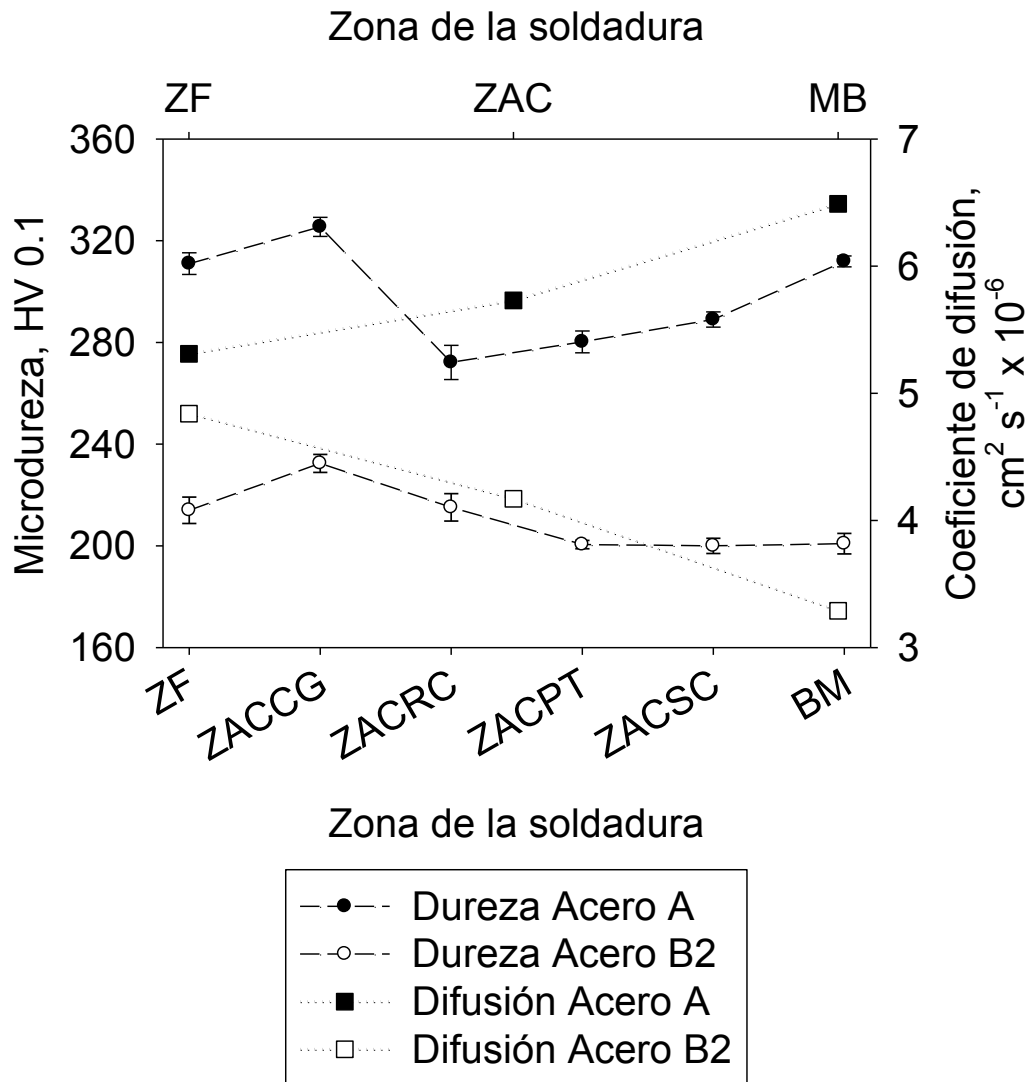


Figura 76. Dureza y coeficientes de difusión de la zona de la soldadura.

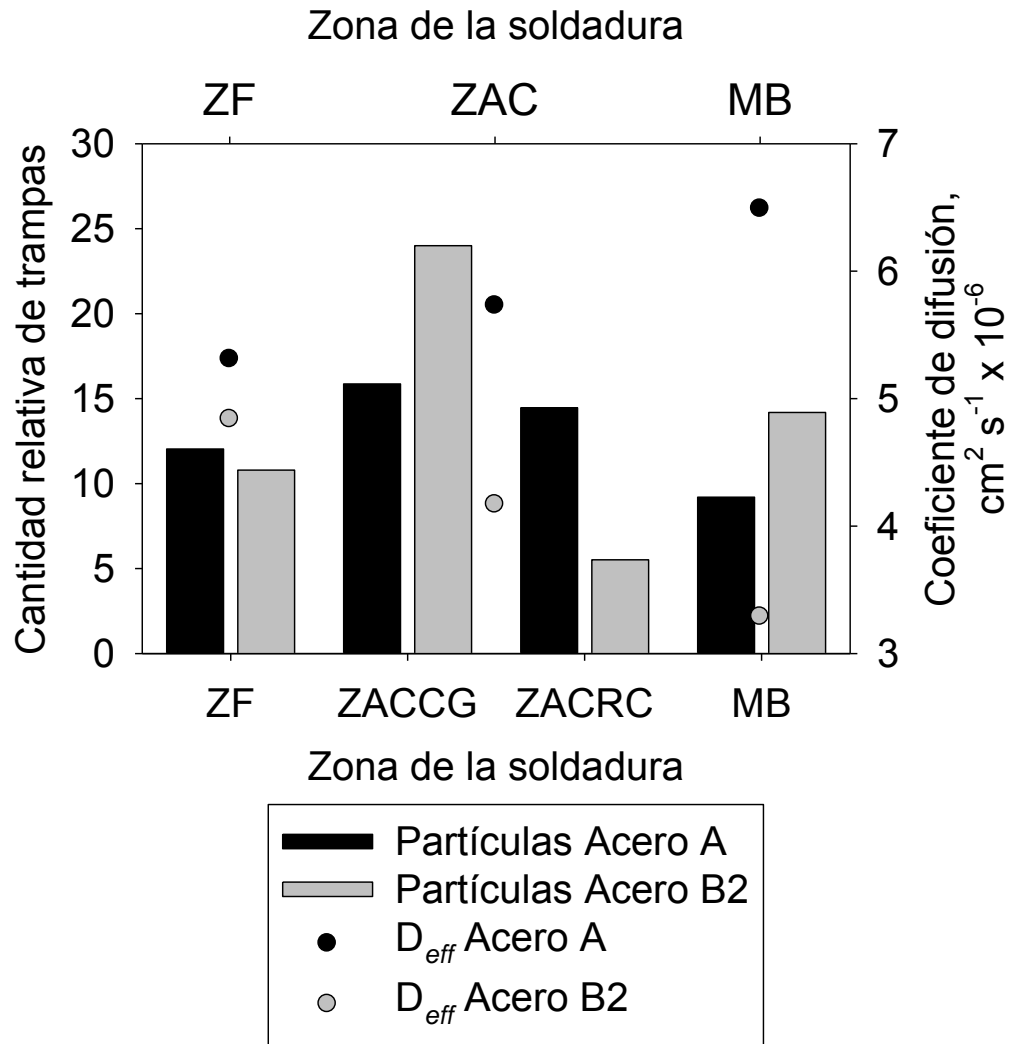


Figura 77. Cantidad relativa de precipitados y coeficientes de difusión de las zonas de la soldadura.

## 4.7. Crecimiento de grietas

### 4.7.1. Simulación física de la ZAC

De los resultados de la modelación matemática del calentamiento y enfriamiento de probetas cilíndricas de los aceros, se determinó que se requiere de 4.33 minutos para austenizar, lo cual corresponde aceptablemente con la convención de tiempo de calentamiento de media hora por pulgada de sección transversal que para este caso da un valor de 4.9 minutos. La Figura 78 muestra el ciclo térmico que se aplicó a las probetas. De éste, en el ciclo de enfriamiento se obtuvo una rapidez de enfriamiento de  $20\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  en el rango de temperatura de  $800\text{ a }500\text{ }^{\circ}\text{C}$ , lo que corresponde a un valor alto de calor de aporte por soldadura de aproximadamente  $4\text{KJ/mm}$  [177].

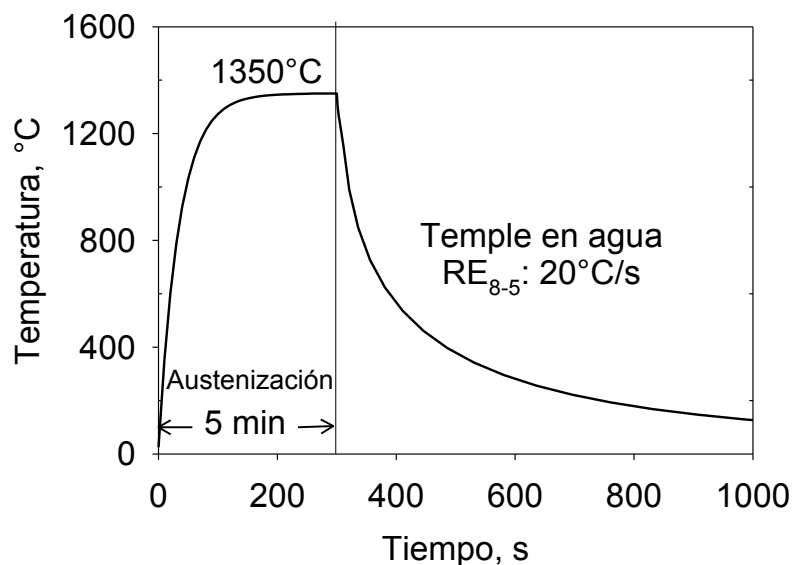


Figura 78. Ciclo térmico para simular la ZACCG del acero A.  $RE_{8-5}$ : rapidez de enfriamiento en el rango de temperatura de  $800\text{ a }500\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

La Figura 79 presenta la microestructura desarrollada por el ciclo térmico de la Figura 78, la cual está compuesta por 45% de martensita y 55% de bainita.

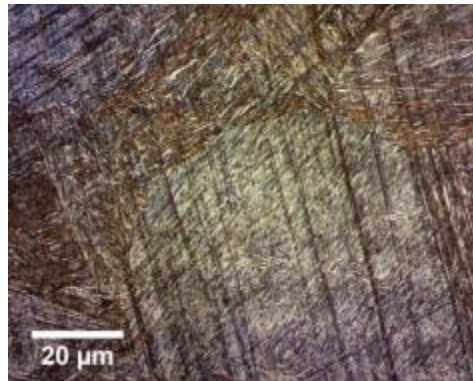


Figura 79. Microestructura desarrollada por ciclo térmico de la Figura 78 del Acero A (simulación física de la ZACCG).

#### 4.7.2. Diseño de pruebas de fatiga

El parámetro para determinar el momento flector para los ensayos de fatiga, fue el de flujo plástico; es decir, la aplicación de un momento flector que no produzca deformación plástica en la entalla de la probeta. En las Figuras 80, 81 y 82, se presentan los resultados de la simulación de la deformación plástica equivalente para diferentes valores de fuerza aplicada para el caso del acero A. Se observa que con una fuerza superior a 30 N, se produce flujo plástico en la zona de la entalla (Figuras 81 y 82). Mediante la Ec. 26, se determinó el momento flector (en N-mm) que no produce flujo plástico y se convirtió en lb-plg, ya que la máquina de fatiga utiliza estas unidades. Adicionalmente, para asegurarse de no realizar el ensayo de fatiga con un momento flector que rebase el esfuerzo de fluencia de la probeta, se aplicó una fracción de este momento calculado. La Tabla 17 resume el momento flector calculado y el utilizado en las pruebas de crecimiento de grietas por fatiga rotativa.

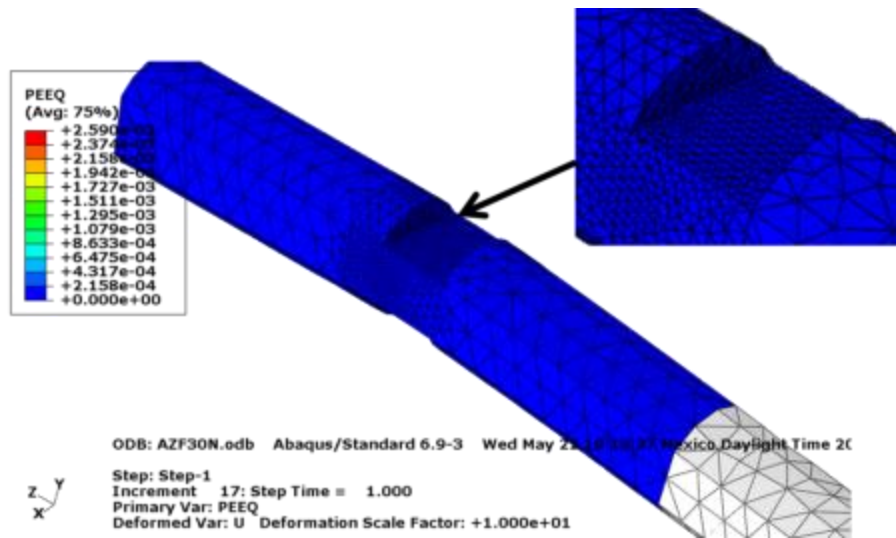


Figura 80. Deformación plástica equivalente obtenida del ensayo de fatiga con momento flector aplicado equivalente a una fuerza de 30 N. Acero A.

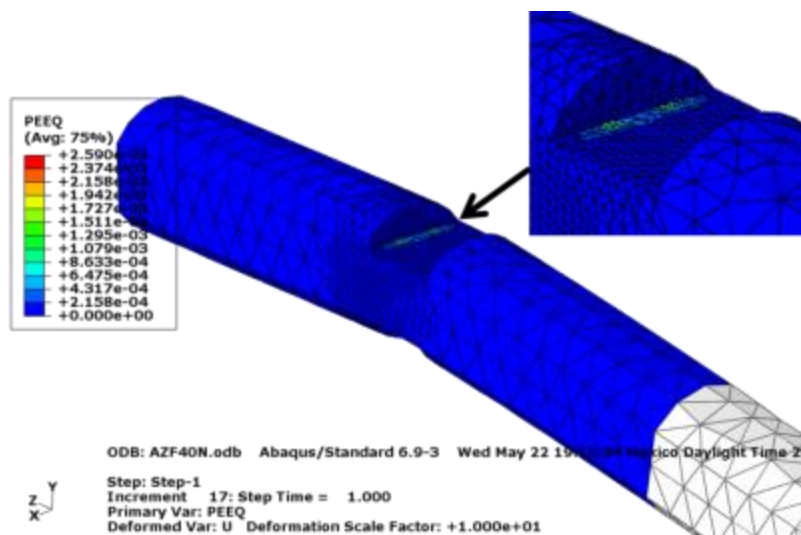


Figura 81. Deformación plástica equivalente obtenida del ensayo de fatiga con momento flector aplicado equivalente a una fuerza de 40 N. Acero A.

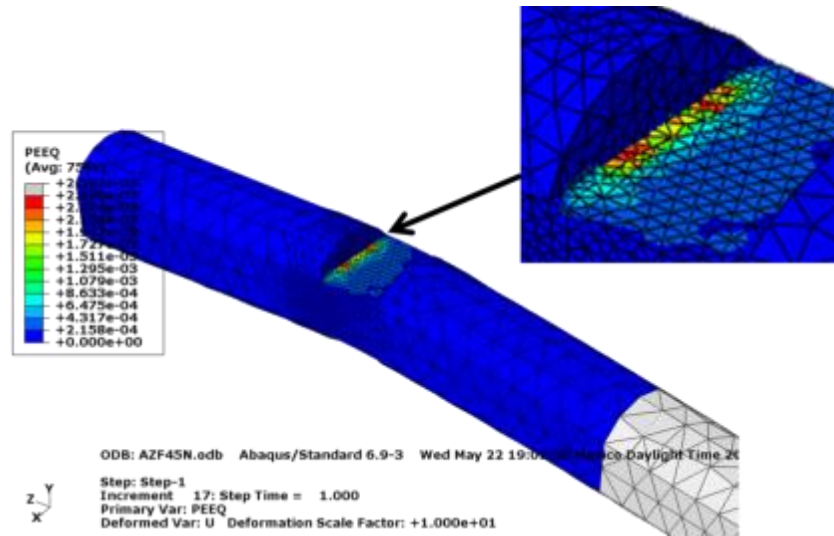


Figura 82. Deformación plástica equivalente obtenida del ensayo de fatiga con momento flector aplicado equivalente a una fuerza de 45 N. Acero A.

Tabla 17. Momento flector calculado a partir de la fuerza aplicada en la simulación del ensayo de fatiga talque no produzca flujo plástico, y momento flector usado en las pruebas de crecimiento de grietas por fatiga rotativa.

Fuerza, N	Longitud de la extensión, mm	Momento flector, N-mm	Momento flector, lb-plg	Momento flector usado en las pruebas, lb-plg
30	220	6600	58	18

## 4.7.3. Ensayos de fatiga

De las pruebas de fatiga, el crecimiento de grieta se originó en la zona predicha de las simulaciones por elementos finitos, la cual es la zona de la entalla en la parte de la sección más corta que fue diseñada para tal efecto (Figura 83).

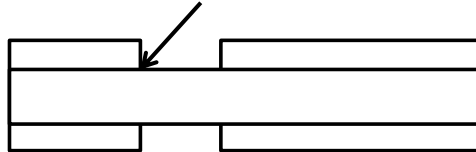


Figura 83. Zona de inicio de crecimiento de grieta en la probeta de fatiga. La zona se indica con una flecha.

Las Figuras 84, 85 y 86 presentan el inicio del crecimiento de grietas para la probeta 1 (sin carga de hidrógeno), 2 (con carga de hidrógeno) y 3 (cargada con hidrógeno y descargada) respectivamente, en donde, debido a la carga de hidrógeno, las probetas 2 y 3 presentan porosidad. Se puede observar que las tres probetas presentan marcas de deslizamiento persistente (MDPs). Estas marcas no son más que el resultado de la localización de la deformación plástica cíclica en bandas de deslizamiento persistente (BDPs), las cuales emergen en la superficie como MDPs. Las MDPs consisten de extrusiones e intrusiones, las cuales representan un antecedente del estado de formación de grieta por fatiga.

El daño inicial nuclea en los granos de la superficie a lo largo de las BDPs en la forma de poros o submicro-grietas, en donde la deformación plástica se concentra. Durante la fase de tensión del esfuerzo cíclico, una fuente de dislocación se activa y el deslizamiento ocurre a lo largo de una dirección preferencial en un plano cristalográfico, en donde entonces, una discontinuidad submicroscópica se forma, la cual influencia otra fuente de dislocación con lo que un nuevo deslizamiento toma lugar a lo largo de otra dirección perpendicular a la dirección del primer deslizamiento. Cuando la fuerza es invertida, la indentación formada por los dos planos formados en la fase de tensión, no desaparece ya que las bandas de deslizamiento son la consecuencia de deformación



## RESULTADOS Y ANÁLISIS

plástica. La repetición de ciclos de tensión-compresión conduce a la activación de nuevas bandas de deslizamiento por lo que el daño se acumula, generando finalmente una microgrieta. De acuerdo a este mecanismo, la grieta avanza localmente en forma de zigzag como se puede observar en las Figuras 84, 85 y 86. En la probeta que fue cargada con hidrógeno, (probeta 2, Figura 85), se observa una mayor cantidad de MDPs. Se observa que al inicio, las grietas se propagaron a lo largo de planos de esfuerzo de cizallamiento alto ( $45^\circ$ ).

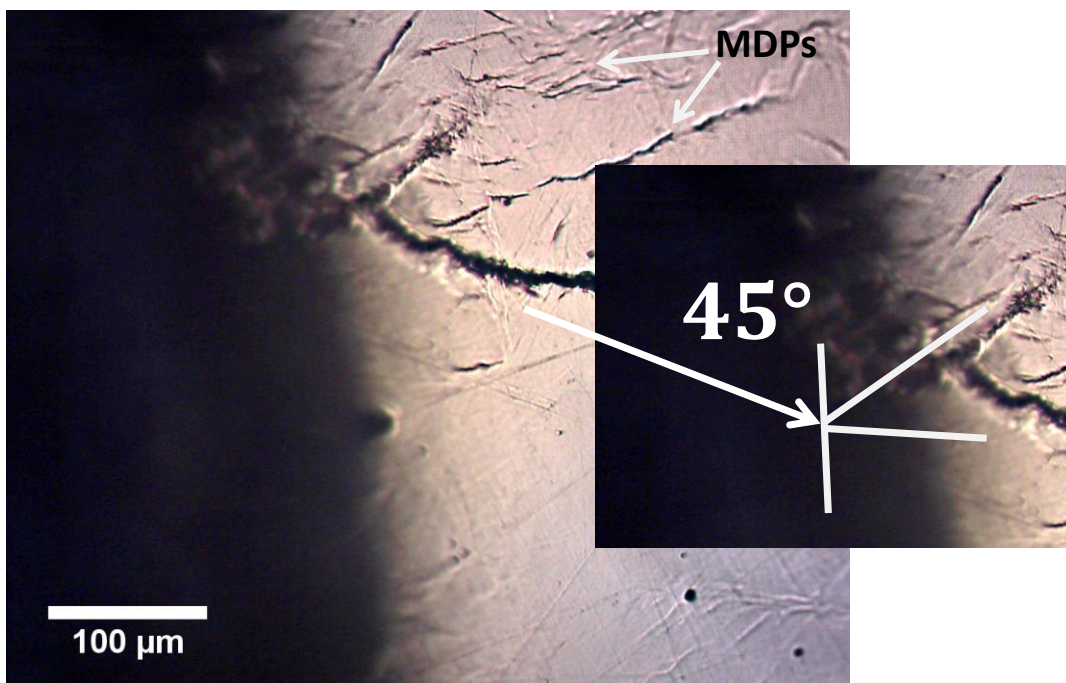


Figura 84. Inicio del crecimiento de grietas. Probeta sin hidrógeno.

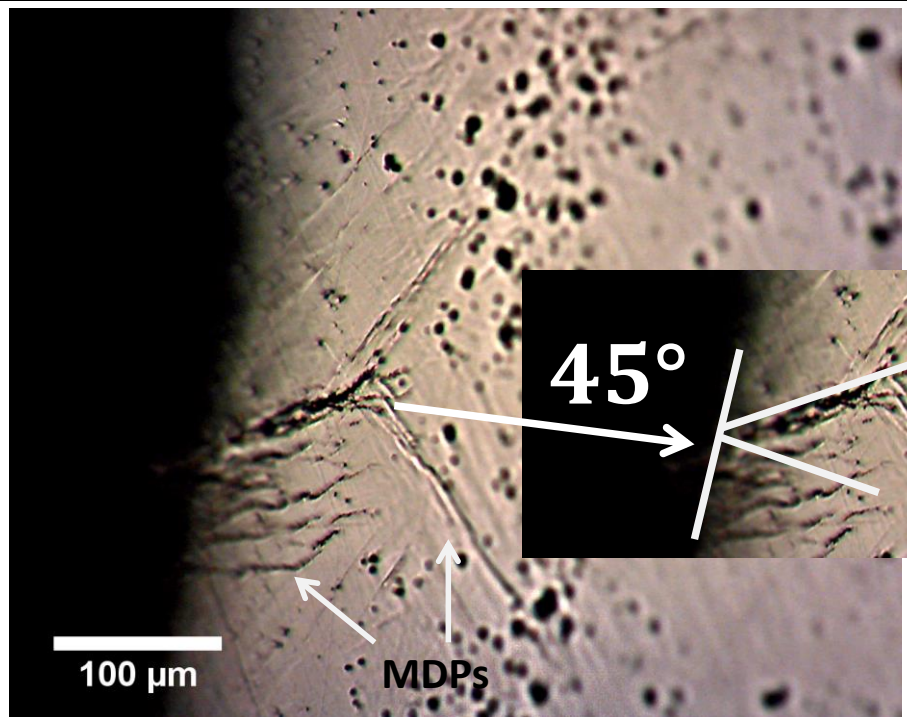


Figura 85. Inicio del crecimiento de grietas. Probeta cargada con hidrógeno.

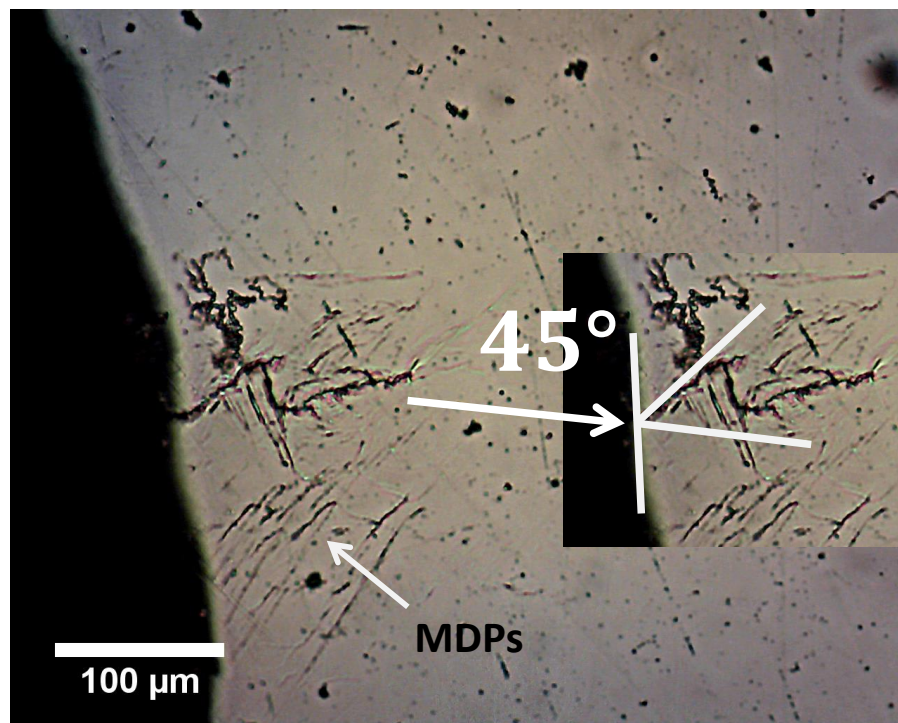


Figura 86. Inicio del crecimiento de grietas. Probeta cargada con hidrógeno y descargada.

Las Figuras 87, 88 y 89 muestran la trayectoria de la grieta con ataque y sin ataque. Se observa que las MDPs continuaron desarrollándose en zonas cercanas a la grieta. Adicionalmente se observa que el avance de la grieta inicial en zigzag tiene una longitud de aproximadamente el tamaño de grano, lo cual corresponde al tamaño de grieta microestructuralmente corta; aunque se sigue presentando un efecto de la microestructura en la trayectoria de la grieta en el crecimiento posterior, ya que la grieta se desarrolla a través de inclusiones y poros. Para el caso de la probeta 1, el crecimiento de grieta se da en dirección perpendicular a la aplicación de la fuerza, sin embargo, para las probetas 2 y 3 el crecimiento de grieta se ve afectado por los defectos microestructurales producidos por el cargado de hidrógeno; como se puede apreciar en la Figura 90 para el caso de la probeta 2, en donde la grieta avanzó a través de los poros formados. En esta misma probeta se observa una mayor cantidad de MDPs, lo que indica que la plasticidad aumento, es decir, el daño que ocurre en esta probeta concuerda con el mecanismo de plasticidad local aumentada por el hidrógeno (HELP por sus siglas en ingles). También se puede observar que las MDPs se desarrollan en una zona más cercana a la punta y a la trayectoria de grieta (Figura 88), sin embargo, cuando no hay presencia de hidrógeno las MDPs se localizan en menor cantidad, más alejadas a la punta y a la trayectoria de grieta (Figura 87). Esto es contrario a lo que presenta Marukami y Matsuoka [34], quienes indican que en un acero de bajo carbono Cr-Mo con microestructura martensítica y en presencia de hidrógeno, las bandas de deslizamiento disminuyen, lo que se traduce en una disminución de la zona plástica, y el crecimiento de grieta se da en dirección perpendicular a la aplicación de la carga, caso contrario a lo que indica Fijita y otros [115] y Nagao y otros [116], quienes determinaron que el hidrógeno aumenta la plasticidad que se observa mediante el aumento de la generación de bandas de deslizamiento en un acero templado y revenido y en un acero martensítico respectivamente. Con esto, se puede decir, que diferentes enfoques experimentales (hidrógeno interno o externo, nivel de actividad de hidrógeno, policristales o monocristales) puede llevar a diferentes conclusiones [73].



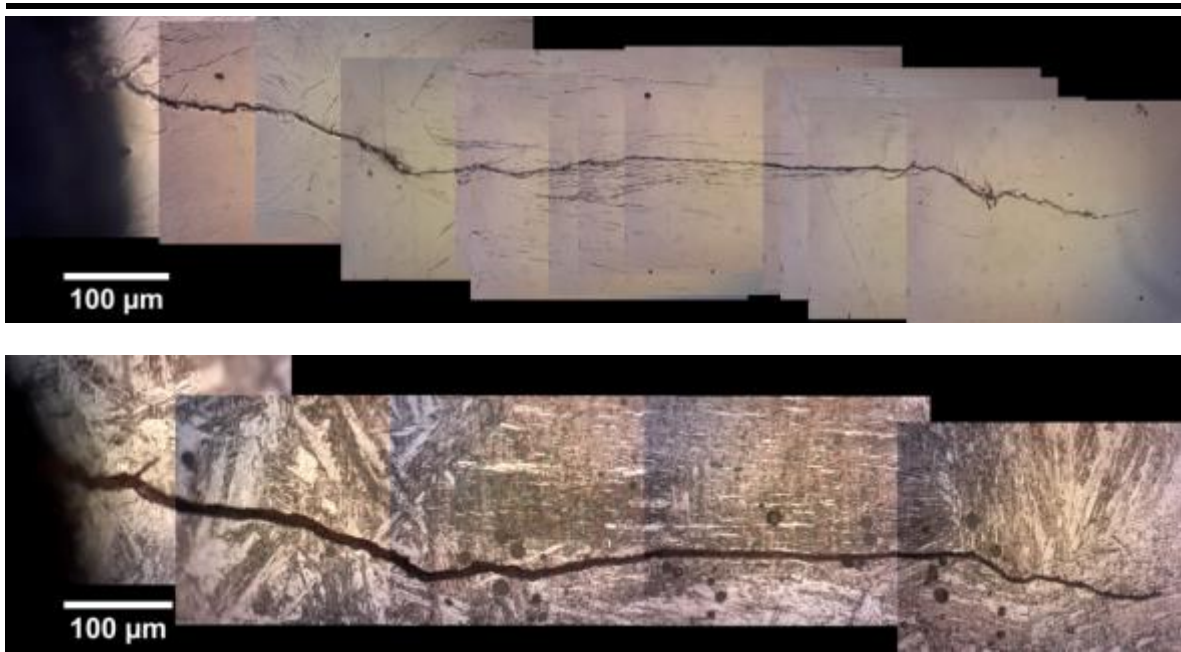


Figura 87. Longitud de grieta desarrollada en la probeta sin tratamiento de cargado con hidrógeno (probeta 1). a) sin ataque, b) con ataque.

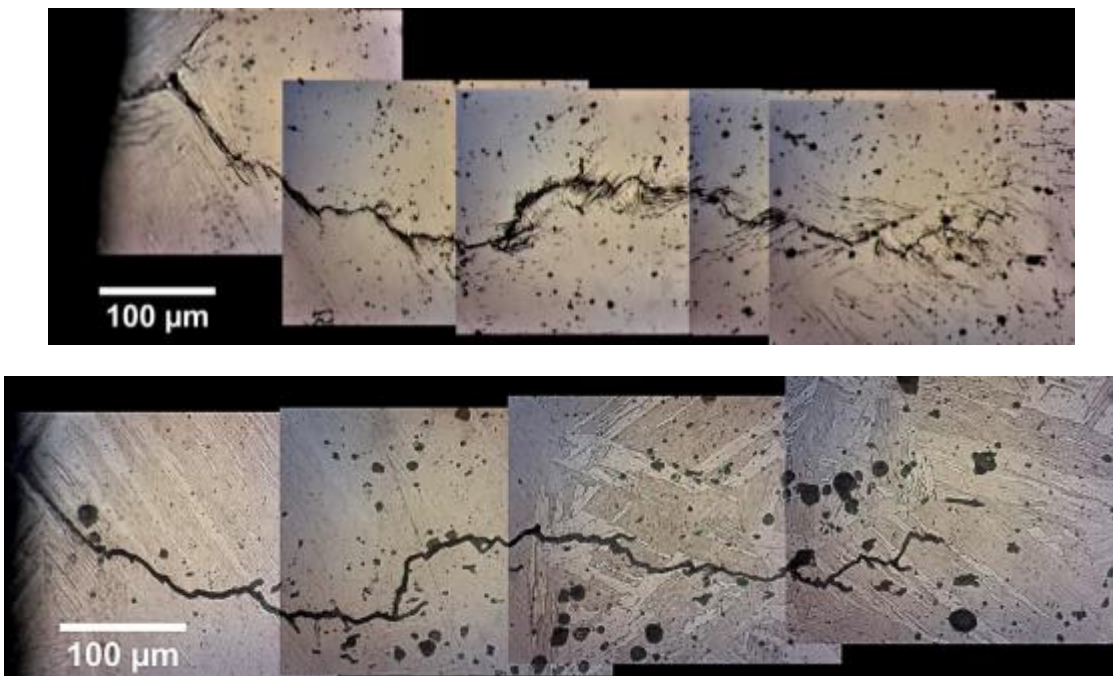


Figura 88. Longitud de grieta desarrollada en la probeta cargada con hidrógeno (probeta 2). a) sin ataque, b) con ataque.

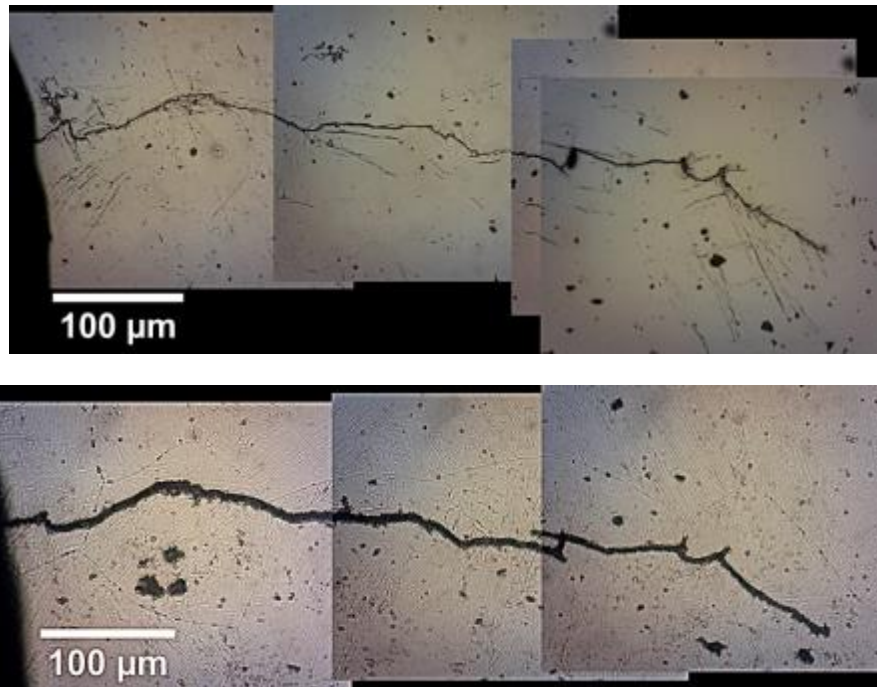


Figura 89. Longitud de grieta desarrollada en la probeta cargada con hidrógeno y con tratamiento de descarga (probeta 3). a) sin ataque, b) con ataque.

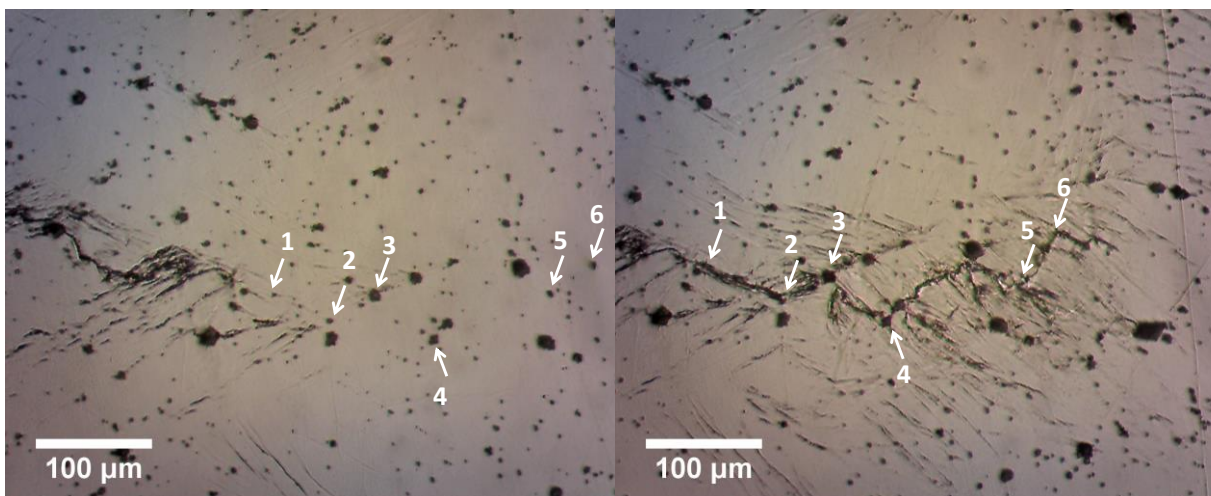


Figura 90. Avance de grieta de la probeta 2 cargada con hidrógeno. a) 23000 ciclos, b) 25500 ciclos. Las flechas indican los defectos por donde avanzó la grieta.

## RESULTADOS Y ANÁLISIS

---

La Figura 91 muestra la longitud de la grieta en función de los ciclos aplicados durante la prueba de fatiga. Se observa que el hidrógeno presenta un efecto sobre la cantidad de ciclos necesarios para iniciar la grieta. En la probeta que fue cargada con hidrógeno (probeta 2), se observa el inicio de crecimiento de grieta a 13000 ciclos; en la probeta que fue cargada con hidrógeno y descargada por el tratamiento térmico de baja temperatura (probeta 3), se observa el inicio de crecimiento de grieta a 22000 ciclos; y en la probeta que no fue cargada con hidrógeno, se observa el inicio de crecimiento de grieta a 40000 ciclos. El hidrógeno fue suministrado por el hidrógeno atrapado en trampas reversibles del acero, es decir, hidrógeno difusible, ya que estas trampas suministraron el hidrógeno a la zona de la punta de grieta promoviendo el crecimiento de grieta. De estos resultados, se observa que el hidrógeno propicio el inicio de crecimiento de grieta para que este ocurriera a una menor cantidad de ciclos. En la probeta 3, aunque ya no existe hidrógeno difusible que propicie el crecimiento de grieta en la zona de crecimiento de grieta, la porosidad desarrollada por cargado con hidrógeno, hace que la grieta crezca con una cantidad de ciclos menores. La pendiente mayor que presentan los resultados de la probeta 2, indica un efecto del hidrógeno en el crecimiento de grieta, en donde el hidrógeno provino de las trampas reversibles.

La Figura 92 muestra un esquema del mecanismo por el cual el hidrógeno contribuyó al crecimiento de grieta. El hidrógeno inicialmente se encuentra en una trampa reversible; entonces debido a una diferencia de actividades, es decir a la generación de un campo de esfuerzos triaxiales en la zona de la punta de grieta el hidrógeno difunde a esta zona, en donde promueve la plasticidad reflejada en la generación de BDPs en la punta de avance de grieta. Si no hay presencia de hidrógeno, se desarrolla una menor cantidad de BDPs, con lo cual el avance de grieta disminuye.

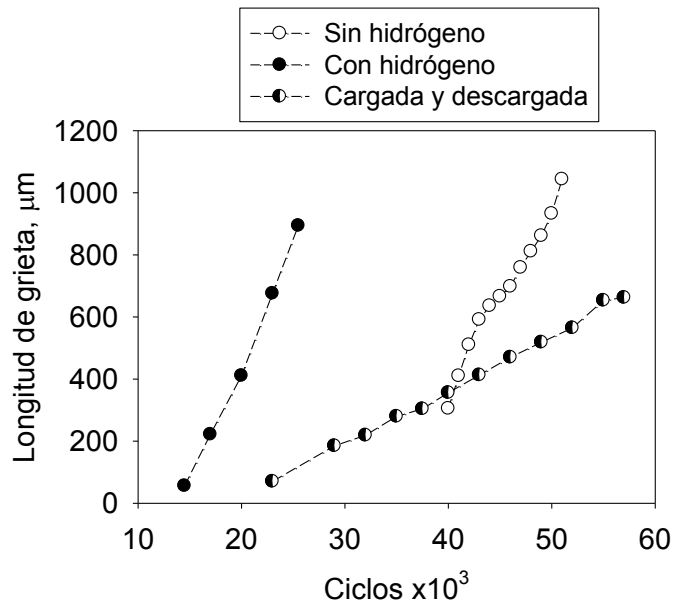


Figura 91. Crecimiento de grietas por fatiga de las tres probetas ensayadas.

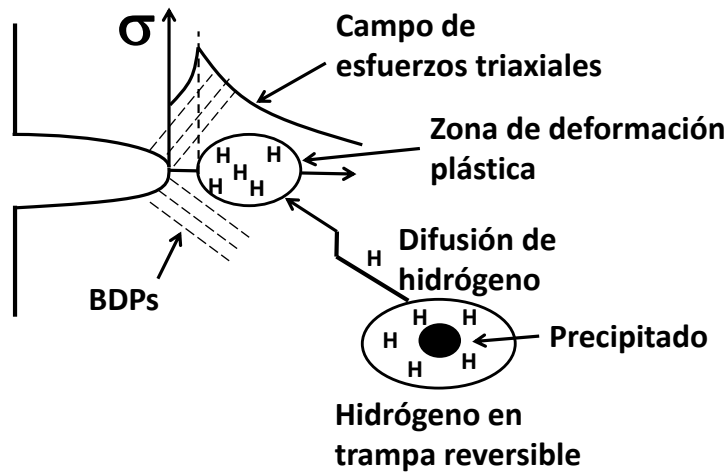


Figura 92. Esquema del efecto del hidrógeno en la zona de la punta de grieta.



## 5. CONCLUSIONES

El calor aportado por el proceso de la soldadura provocó la formación de diversas microestructuras en la zona de la soldadura de dos aceros microaleados experimentales de alta resistencia. Dependiendo de la microestructura inicial del acero microaleado, se puede presentar un fenómeno de ablandamiento de la ZAC, el cual es función de la microestructura desarrollada por el efecto de los ciclos térmicos de la soldadura y de la microestructura inicial. El acero martensítico-bainítico presentó un ablandamiento de la ZAC a lo cual se le atribuye a las microestructuras presentes en cada subzona. En la subzona de recristalización, el ablandamiento se da por la formación de ferrita poligonal, en la subzona intercrítica se da por la formación de ferrita cuasi-poligonal y revenido de la martensita, y en la subzona subcrítica se da por revenido de la martensita. Adicionalmente, en esta última subzona, se observa un endurecimiento que puede ser atribuido al endurecimiento secundario de la martensita por la precipitación de carburos de elementos aleantes. El acero ferrítico no presentó el fenómeno de ablandamiento debido a que en su microestructura original no había martensita, por el contrario la microdureza y nanodureza aumentaron en las subzonas de la ZAC y en la zona de fusión. Con la técnica de nanoindentación se puede determinar con mayor precisión el espesor de la ZACSC además de que puede detectar zonas de endurecimiento.

Se determinó el efecto de las microestructuras desarrolladas en la difusividad de hidrógeno. Para esto, se realizaron experimentos de permeabilidad de hidrógeno, decoración con plata y mediciones de microdureza. Se observó que la combinación del aumento de trampas, la promoción de la formación de M/A y de AF y la disminución de los microconstituyentes de martensita y bainita (disminución de la microdureza), están relacionados con la disminución de la difusividad de hidrógeno. Para el caso de la soldadura del acero ferrítico, el BM con microestructura de QPF, FA y M/A, presenta la difusividad más baja, y la ZF con microestructura de FA y M/A la más alta, es decir la difusividad se incrementa en el orden: MB<ZAC<ZF. Para el caso de la soldadura del acero martensítico-bainítico, el MB tiene la difusividad más alta, y la ZF con microestructura de



## CONCLUSIONES

---

bainita y con mayor cantidad de trampas, presenta la menor difusividad, esto es, la difusividad se incrementa en el orden: ZF<ZAC<MB. Todas las zonas de la soldadura del acero ferrítico presentaron una menor difusividad en comparación con las zonas del acero martensítico-bainítico.

La ZACCG de ambos aceros, presentó la mayor microdureza y la mayor cantidad relativa de trampas; sin embargo, debido a que estas últimas son trampas reversibles, estas subzonas serían las más susceptibles al agrietamiento asistido por el hidrógeno, en especial la del acero martensítico-bainítico ya que en ésta se presenta la mayor dureza.

Finalmente se determinó que en probetas sometidas a un ciclo térmico similar al que se experimentaría en la ZACCG del acero martensítico-ferrítico, el hidrógeno promueve el crecimiento de grietas aumentando la deformación plástica en la zona de crecimiento de grieta, lo cual se observa como un aumento de las marcas de deslizamiento persistente.

## REFERENCIAS

1. Mohtadi-Bonab, M.A., Szpunar, J.A. and Razavi-Tousi, S.S., Engineering Failure Analysis, 2013. **33**: p. 163.
2. Hardie, D., Charles, E.A. and Lopez, A.H., Corrosion Science, 2006. **48**: p. 4378.
3. Ulmanu, V. and Mateescu, F., Petroleum-Gas University of Ploiesti Bulletin, Technical Serie, 2010. **62**: p. 39.
4. Davis, J.R., Corrosion of Weldments, ASM International, Ohio, 2006.
5. API, in, Washington, 1999.
6. Kondo, Y., Kubota, M. and Shimada, K., Engineering Fracture Mechanics, 2010. **77**: p. 1963.
7. Park, G.T., Koh, S.U., Jung, H.G. and Kim, K.Y., Corrosion Science, 2008. **50**: p. 1865.
8. Capelle, J., Gilgert, J., Dmytrakh, I. and Pluvinage, G., International Journal of Hydrogen Energy, 2008. **33**: p. 7630.
9. Marbán, G. and Valdés-Solís, T., International Journal of Hydrogen Energy, 2007. **32**: p. 1625.
10. Crabtree, G.W., Dresselhaus, M.S. and Buchanan, M.V., Print edition, 2004. **57**: p. 39.
11. Sherif, S.A., Barbir, F. and Veziroglu, T.N., Solar Energy, 2005. **78**: p. 647.
12. Zhang, L., Li, Z., Zheng, J., Zhao, Y., Xu, P., Zhou, C. and Li, X., International Journal of Hydrogen Energy, 2013. **38**: p. 8208.
13. Wu, H., Hamada, S., Oda, Y. and Noguchi, H., International Journal of Fatigue, 2015. **70**: p. 406.
14. Oksiuta, Z. and Baluc, N., Journal of Nuclear Materials, 2009. **386–388**: p. 426.
15. Teoh, L.L., Journal of Materials Processing Technology, 1995. **48**: p. 475.
16. Korchynsky, M., Fabricating and Metalworking, 2009. **October**: p.
17. Kuo, S., Welding Metallurgy, 2 ed., John Wiley & Sons, Inc. A, 2003.
18. Suzuki, S., Weatherly, G.C. and Houghton, D.C., Acta Metallurgica, 1987. **35**: p. 341.
19. Wang, G.R., Lau, T.W., Weatherly, G.C. and North, T.H., Metallurgical Transactions A, 1989. **20**: p. 2093.

## REFERENCIAS

20. Hamada, M., Fukada, Y. and Komizo, Y., ISIJ International, 1995. **35**: p. 1196.
21. Fang, F., Yong, Q.-l., Yang, C.-f. and Su, H., Journal of Iron and Steel Research, International, 2007. **14**: p. 249.
22. Tian, D., Qian, B. and Si, Z.: HSLA Steels, Processing, Properties and Applications: Proceedings of the Second International Conference on HSLA Steels October 28th-November 2nd, 1990, Beijing, China, ed. by G. Tither, S. Zhang and Z.j.s.x. hui, Minerals, Metals & Materials Society, (1992), 513.
23. Li, Y., Crowther, N., Green, M.J.W., Mitchell, P.S. and Baker, T.N., ISIJ International, 2001. **41**: p. 46.
24. Fujibayashi, S. and Endo, T., ISIJ International, 2002. **42**: p. 1309.
25. Kawano, H., Shibata, M., Okano, S., Kobayashi, Y. and Okazaki, Y., R&D Kobe Steel Engineering Reports, 2004. **54**: p. 110.
26. Laitinen, R.O., Improvement of Weld HAZ Toughness at low Heat Input by Controlling the distribution of M-A Constituents, Acta Universitatis Ouluensis C Te c h n i c a 2 3 4, Oulu, 2006.
27. Yajiang, L., Juan, W. and Peng, L., Bulletin of Materials Science, 2003. **26**: p. 273.
28. Hunt, A.C., Kluken, A.O. and Edwards, G.R., Welding Journal, 1994. **73**: p. 9.
29. Xu, W.W., Wang, Q.F., Pan, T., Su, H. and Yang, C.F., Journal of Iron and Steel Research, International, 2007. **14**: p. 234.
30. Zhang, Y.-q., Zhang, H.-q., Li, J.-f. and Liu, W.-m., Journal of Iron and Steel Research, International, 2009. **16**: p. 73.
31. Amer, A., Koo, M., Lee, K., Kim, S. and Hong, S., Journal of Materials Science, 2010. **45**: p. 1248.
32. Zheng, S., Wu, Q., Huang, Q., Liu, S. and Han, Y., Fusion Engineering and Design, 2011. **86**: p. 2616.
33. Boumerzoug, Z., Derfouf, C. and Baudin, T., Engineering Failure Analysis, 2010. **2**: p. 502.
34. Murakami, Y. and Matsuoka, S., Engineering Fracture Mechanics, 2010. **77**: p. 1926.
35. Koseki, T. and Thewlis, G., Materials Science Technology, 2005. **21**: p. 867.

## REFERENCIAS

- 
36. Ricks, R.A., Howell, P.R. and Barritte, G.S., *Journal of Materials Science*, 1982. **17**: p. 732.
37. Li, C., Wang, Y. and Chen, Y., *Journal of Materials Science*, 2011. **46**: p. 6424.
38. Moeinifar, S., Kokabi, A.H. and Hosseini, H.R.M., *Materials & Design*, 2011. **32**: p. 869.
39. Poorhaydari, K., in: *Department of Chemical and Materials Engineering, University of Alberta, Edmonton, 2005*.
40. Li, J., Nayak, S.S., Biro, E., Panda, S.K., Goodwin, F. and Zhou, Y., *Materials & Design*, 2013. **52**: p. 757.
41. Biro, E., McDermid, J.R., Embury, J.D. and Zhou, Y., *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2010. **41**: p. 2348.
42. Baltazar Hernandez, V., Panda, S., Okita, Y. and Zhou, N., *Journal of Materials Science*, 2010. **45**: p. 1638.
43. Rosenthal, D., *Welding Journal*, 1941. **20**: p. 220.
44. Rosenthal, D., *Trans. ASME*, 1946. **48**: p. 220.
45. Ashby, M.F. and Easterling, K.E., *Acta Metallurgica*, 1982. **30**: p. 1969.
46. Zinn, W. and Scholtes, B.: *Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel*, ed. by G. Totten, M. Howes and T. Inoue, ASM International, Ohio, (2002), 391.
47. Francis, J.A., Bhadeshia, H.K.D.H. and Withers, P.J., *Materials Science and Technology*, 2007. **23**: p. 1009.
48. Hack, H., Interrante, C. and Raymond, L.: *Corrosion Tests and Standards: Application and Interpretation-*, ed. by R. Baboian, ASTM International, (2005).
49. American Society for Testing Materials, in: *Corrosion of Metals; Wear and Erosion*, ASTM, 2011.
50. Zhao, J.Z., Mesplont, C. and Cooman, B.C.D., *ISIJ International*, 2001. **41**: p. 492.
51. Kovalev, A.I., Wainstein, D.L., Mishina, V.P. and Zabilsky, V.V.: *Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel*, ed. by G. Totten, M. Howes and T. Inoue, ASM International, Ohio, (2002), 70.
52. Young, G.A. and Scully, J.R., *Scripta Materialia*, 1997. **36**: p. 713.

## REFERENCIAS

---

53. Chattoraj, I., Tiwari, S.B., Ray, A.K., Mitra, A. and Das, S.K., Corrosion Science, 1995. **37**: p. 885.
54. Maroef, I., Olson, D.L., Eberhart, M. and Edwards, G.R., International Materials Reviews, 2002. **47**: p. 191.
55. Birnbaum, H.K. and Sofronis, P., Materials Science and Engineering: A, 1994. **176**: p. 191.
56. Stephen, D., Cramer and Bernard, S. and Covino, J., in: Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection, ASM International, Ohio, 2003.
57. Ferreira, P.J., Robertson, I.M. and Birnbaum, H.K., Acta Materialia, 1998. **46**: p. 1749.
58. Ulmer, G. and Alstetter, C.J.: Hydrogen Effects on Material Behavior, ed. by N.R. Moody and A.W. Thompson, TMS, (1990), 421.
59. Abraham, D. and Altstetter, C., Metallurgical and Materials Transactions A, 1995. **26**: p. 2859.
60. Tsay, L.W., Liu, C.C., Chao, Y.H. and Shieh, Y.H., Materials Science and Engineering: A, 2001. **299**: p. 16.
61. Maday, M.-F. and Pilloni, L., Journal of Nuclear Materials, 2007. **367–370, Part A**: p. 516.
62. Gingell, A.D.B. and Garat, X., in: NACE Corrosion/99, San Antonio, Texas, EUA, 1999.
63. Raykar, N.R., Singh Raman, R.K., Maiti, S.K. and Choudhary, L., Materials Science and Engineering: A, 2012. **547**: p. 86.
64. Younes, C.M., Steele, A.M., Nicholson, J.A. and Barnett, C.J., International Journal of Hydrogen Energy, 2013. **38**: p. 4864.
65. Koyama, M., Akiyama, E. and Tsuzaki, K., Corrosion Science, 2012. **59**: p. 277.
66. Toribio, J. and Kharin, V.: Environmentally Assisted Cracking: Predictive Methods for Risk Assessment and Evaluation of Materials, Equipment, and Structures, ed. by R.D. Kane, ASTM, (2000).
67. Tsay, L.W., Chen, Y.C. and Chan, S.L.I., International Journal of Fatigue, 2001. **23**: p. 103.
68. Ćwiek, J., Journal of Materials Processing Technology, 2005. **164–165**: p. 1007.

## REFERENCIAS

69. Natividad, C., Salazar, M., Espinosa-Medina, M.A. and Pérez, R., *Materials Characterization*, 2007. **58**: p. 786.
70. Torres-Islas, A., Salinas-Bravo, V.M., Albarran, J.L. and Gonzalez-Rodriguez, J.G., *International Journal of Hydrogen Energy*, 2005. **30**: p. 1317.
71. Tsay, L.W., Liu, Y.C., Young, M.C. and Lin, D.Y., *Materials Science and Engineering: A*, 2004. **374**: p. 204.
72. Tsay, L.W., Chen, J.J. and Huang, J.C., *Corrosion Science*, 2008. **50**: p. 2973.
73. Saintier, N., Awane, T., Olive, J.M., Matsuoka, S. and Murakami, Y., *International Journal of Hydrogen Energy*, 2011. **36**: p. 8630.
74. Karsch, T., Bomas, H., Zoch, H.W. and Mändl, S., *International Journal of Fatigue*, 2014. **60**: p. 74.
75. Takahashi, Y., Nishikawa, H., Oda, Y. and Noguchi, H., *Materials Letters*, 2010. **64**: p. 2416.
76. Shipilov, S.A., *Scripta Materialia*, 2002. **47**: p. 301.
77. Chatzidouros, E.V., Papazoglou, V.J., Tsiourva, T.E. and Pantelis, D.I., *International Journal of Hydrogen Energy*, 2011. **36**: p. 12626.
78. Yamaoka, T., Stepanyuk, S.M. and Natsuo, S., *Corrosion Analysis Network*, 2009. p. 373.
79. Liang, P., Du, C.-w., Li, X.-g., Chen, X. and liang, Z., *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 2009. **16**: p. 407.
80. de Abreu, M., Iordachescu, M. and Valiente, A., *Construction and Building Materials*, 2014. **66**: p. 38.
81. Toribio, J. and Ovejero, E., *Materials Science and Engineering: A*, 2001. **319–321**: p. 540.
82. Borchers, C., Michler, T. and Pundt, A., *Advanced Engineering Materials*, 2008. **10**: p. 11.
83. Olden, V., Thaulow, C., Johnsen, R., Østby, E. and Berstad, T., *Engineering Fracture Mechanics*, 2008. **75**: p. 2333.
84. Dadfarnia, M., Sofronis, P., Somerday, B. and Robertson, I., *International Journal of Materials Research*, 2008. **99**: p. 557.

## REFERENCIAS

- 
85. Jagodzinski, Y., Hänninen, H., Tarasenko, O. and Smuk, S., *Scripta Materialia*, 2000. **43**: p. 245.
86. Robertson, I.M., *Engineering Fracture Mechanics*, 2001. **68**: p. 671.
87. Bond, G.M., Robertson, I.M. and Birnbaum, H.K., *Scripta Metallurgica*, 1986. **20**: p. 653.
88. Olden, V., Thaulow, C., Johnsen, R. and Østby, E., *Scripta Materialia*, 2007. **57**: p. 615.
89. Brass, A.M., Chene, J. and Boutry-Forveille, A., *Corrosion Science*, 1996. **38**: p. 569.
90. Addach, H., Berçot, P., Wery, M. and Rezrazi, M., *Journal of Chromatography A*, 2004. **1057**: p. 219.
91. Sundararajan, T., Akiyama, E. and Tsuzaki, K., *Scripta Materialia*, 2005. **53**: p. 1219.
92. Masuda, H., *The Open Corrosion Journal*, 2009. **2**: p. 204.
93. Koyama, M., Akiyama, E., Sawaguchi, T., Ogawa, K., Kireeva, I.V., Chumlyakov, Y.I. and Tsuzaki, K., *Corrosion Science*, 2013. **75**: p. 345.
94. Kim, W.K., Koh, S.U., Yang, B.Y. and Kim, K.Y., *Corrosion Science*, 2008. **50**: p. 3336.
95. Lупpo, M.I. and Ovejero-Garcia, J., *Corrosion Science*, 1991. **32**: p. 1125.
96. Manolatos, P., Duret-Thual, C., Le Coze, J., Jerome, M. and Bollinger, E., *Corrosion Science*, 1995. **37**: p. 1785.
97. Wang, S.H., Luu, W.C., Ho, K.F. and Wu, J.K., *Materials Chemistry and Physics*, 2003. **77**: p. 447.
98. Gesnouin, C., Hazarabedian, A., Bruzzoni, P., Ovejero-Garcia, J., Bilmes, P. and Llorente, C., *Corrosion Science*, 2004. **46**: p. 1633.
99. Han, Y.D., Jing, H.Y. and Xu, L.Y., *Materials Chemistry and Physics*, 2012. **132**: p. 216.
100. Haq, A.J., Muzaka, K., Dunne, D.P., Calka, A. and Pereloma, E.V., *International Journal of Hydrogen Energy*, 2013. **38**: p. 2544.
101. Smirnov, M.A., Pyshmintsev, I.Y., Maltseva, A.N. and Mushina, O.V., *Metallurgist*, 2012. **56**: p. 43.
102. Vuherer, T., Maruscak, P.O. and Samardzic, I., *Metalurgija*, 2012. **51**: p. 301.

## REFERENCIAS

103. Li, C., Wang, Y., Han, T., Han, B. and Li, L., *Journal of Materials Science*, 2011. **46**: p. 727.
104. Alvaro, A., Olden, V., Macadre, A. and Akselsen, O.M., *Materials Science and Engineering: A*, 2014. **597**: p. 29.
105. Dong, H., Hao, X. and Deng, D., *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 2014. **3**: p. 138.
106. Mihi, A., Benbouta, R., Abbassi, A. and Cottis, R., *Materials and Corrosion*, 2006. **57**: p. 766.
107. Moitra, A., Parameswaran, P., Sreenivasan, P.R. and Mannan, S.L., *Materials Characterization*, 2002. **48**: p. 55.
108. Shi, Y. and Han, Z., *Journal of Materials Processing Technology*, 2008. **207**: p. 30.
109. Obrtlík, K., Polák, J., Hájek, M. and Vašek, A., *International Journal of Fatigue*, 1997. **19**: p. 471.
110. Ray, K.K., Narasaiah, N. and Sivakumar, R., *Materials Science and Engineering: A*, 2004. **372**: p. 81.
111. Davidkov, A. and Angelova, D., *Metalurgija*, 2005. **11**: p. 291.
112. Suresh, S. and Ritchie, R.O., *International Metals Reviews*, 1984. **29**: p. 445.
113. Kubena, I., Fournier, B. and Kruml, T., *Journal of Nuclear Materials*, 2012. **424**: p. 101.
114. Höppel, H.W., Prell, M., May, L. and Göken, M., *Procedia Engineering*, 2010. **2**: p. 1025.
115. Fujita, S., Matsuoka, S., Murakami, Y. and Marquis, G., *International Journal of Fatigue*, 2010. **32**: p. 943.
116. Nagao, A., Smith, C.D., Dadfarnia, M., Sofronis, P. and Robertson, I.M., *Acta Materialia*, 2012. **60**: p. 5182.
117. Lancaster, J.F., *Metallurgy of Welding*, Springer Netherlands, 1980.
118. Girault, E., Jacques, P., Harlet, P., Mols, K., Van Humbeeck, J., Aernoudt, E. and Delannay, F., *Materials Characterization*, 1998. **40**: p. 111.
119. ASTM, in, EUA, 2010.
120. Poorhaydari, K., Patchett, B.M. and Ivey, D.G., *Welding Journal*, 2005. p. 149.



## REFERENCIAS

---

121. Anil K. Jain, J.M., K. M. Mohiuddin, Computer, 1996. p. 31.
122. Schober, T. and Dieker, C., Metallurgical Transactions A, 1983. **14**: p. 2440.
123. Yao, J. and Cahoon, J.R., Metallurgical Transactions A, 1990. **21**: p. 603.
124. Homma, K., Miki, C. and Yang, H., Engineering Fracture Mechanics, 1998. **59**: p. 17.
125. Balart, M.J. and Knott, J.F., Journal of Nuclear Materials, 2007. **361**: p. 112.
126. Holman, J.P., Heat Transfer, McFraw-Hill, 1990.
127. Oliveira, F.L.G., Andrade, M.S. and Cota, A.B., Materials Characterization, 2007. **58**: p. 256.
128. Chang, M. and Yu, H., International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials, 2013. **20**: p. 427.
129. Batista Lopes, M.M. and Barros Cota, A., REM: Revista Escola de Minas, 2014. **67**: p. 61.
130. Pawłowski, B., Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 2012. **54**: p. 185.
131. Moszner, F., Povoden-Karadeniz, E., Pogatscher, S., Uggowitzner, P.J., Estrin, Y., Gerstl, S.S.A., Kozeschnik, E. and Löffler, J.F., Acta Materialia, 2014. **72**: p. 99.
132. Caballero, F.G., Capdevila, C. and De Andrés, C.G., Journal of Materials Science, 2002. **37**: p. 3533.
133. San Martín, D., Rivera-Díaz-del-Castillo, P.E.J. and García-de-Andrés, C., Scripta Materialia, 2008. **58**: p. 926.
134. Azizi-Alizamini, H., Militzer, M. and Poole, W., Metallurgical and Materials Transactions A, 2011. **42**: p. 1544.
135. Lee, Y.K., Shi, H.C., Leem, D.S., Choi, J.Y., Jin, W. and Choi, C.S., Materials Science and Technology, 2003. **19**: p. 393.
136. Kapoor, R., Kumar, L. and Batra, I.S., Materials Science and Engineering: A, 2003. **352**: p. 318.
137. Kapoor, R. and Batra, I.S., Materials Science and Engineering: A, 2004. **371**: p. 324.
138. Carvalho, L.G.d., Andrade, M.S., Plaut, R.L., Souza, F.M. and Padilha, A.F., Materials Research, 2013. **16**: p. 740.
139. Han, J. and Lee, Y.K., Acta Materialia, 2014. **67**: p. 354.

## REFERENCIAS

140. Caballero, F.G., Capdevila, C., Andr, eacute, s, C.G., iacute and a, D., ISIJ International, 2001. **41**: p. 1093.
141. Vázquez-Gómez, O., Barrera-Godínez, J. and Vergara-Hernández, H., International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials, 2015. **22**: p. 27.
142. Clarke, K.D., Van Tyne, C.J., Vigil, C.J. and Hackenberg, R.E., Journal of Materials Engineering and Performance, 2011. **20**: p. 161.
143. Avrami, M., Journal of Chemical Physics, 1940. **8**: p. 212.
144. Abdollahi, P., Amirsadeghi, A., Kheirandish, S. and Mirdamadi, S., International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials, 2012. **19**: p. 506.
145. Howell, P.R., Materials Characterization, 1998. **40**: p. 227.
146. Cahn, J.W., Acta Metallurgica, 1956. **4**: p. 449.
147. Liu, F., Liu, X.N. and Wang, Q., Journal of Alloys and Compounds, 2009. **473**: p. 152.
148. Li, D., Min, Y.-a. and Wu, X.-c., Journal of Iron and Steel Research, International, 2010. **17**: p. 62.
149. Kissinger, H.E., Analytical Chemistry, 1957. **29**: p. 1702.
150. Farjas, J. and Roura, P., Acta Materialia, 2006. **54**: p. 5573.
151. Guo, Z., Sha, W. and Li, D., Materials Science and Engineering: A, 2004. **373**: p. 10.
152. Irvine, K.J., Pickering, F.B. and Gladman, T., Journal Iron Steel Institute, 1967. **205**: p. 161.
153. Shome, M., Materials Science and Engineering: A, 2007. **445–446**: p. 454.
154. Shome, M., Sarma, D.S., Gupta, O.P. and Mohanty, O.N., ISIJ International, 2003. **43**: p. 1431.
155. Shome, M., Gupta, O.P. and Mohanty, O.N., Metallurgical and Materials Transactions A, 2004. **35**: p. 985.
156. Zhang, L. and Kannengiesser, T., Materials Science and Engineering: A, 2014. **613**: p. 326.
157. Pisarski, H.G. and Dolby, R.B., Welding in the World, 2003. **47**: p. 32.
158. Hochhauser, F., Ernst, W., Rauch, R., Vallant, R. and Enzinger, N., Welding in the World, 2012. **56**: p. 77.

## REFERENCIAS

- 
159. Xia, M., Biro, E., Tian, Z. and Zhou, Y.N., ISIJ International, 2008. **48**: p. 809.
160. Ghosh, P.K., Gupta, P.C., Ramavtar and Jha, B.K., Welding Journal, 1991. **70**: p. 7.
161. Ghosh, P.K., Gupta, P.C., Pal, O.M., Avtar, R., Jha, B.K. and Dwivedi, V.S., ISIJ International, 1993. **33**: p. 807.
162. Matsumoto, K., Kobayashi, Y., Ume, K., Murakami, K., Taira, K. and Arikata, K., Corrosion, 1986. **42**: p. 337.
163. Oliver, W.C. and Pharr, G.M., Journal of Materials Research, 1992. **7**: p. 1564.
164. Ohmura, T., Tsuzaki, K. and Matsuoka, S., Scripta Materialia, 2001. **45**: p. 889.
165. Pradhan, R.R., Journal of Heat Treating, 1981. **2**: p. 73.
166. Yu, H., Chen, Q., Kang, Y. and Sun, Y., Materials Characterization, 2005. **54**: p. 347.
167. Saha, D.C., Westerbaan, D., Nayak, S.S., Biro, E., Gerlich, A.P. and Zhou, Y., Materials Science and Engineering: A, 2014. **607**: p. 445.
168. Zhu, M.-L. and Xuan, F.-Z., Materials Science and Engineering: A, 2010. **527**: p. 4035.
169. Baltazar Hernandez, V.H., Panda, S.K., Kuntz, M.L. and Zhou, Y., Materials Letters, 2010. **64**: p. 207.
170. Lee, D.-H., Lee, J.-A., Seok, M.-Y., Baek, U.B., Nahm, S.H. and Jang, J.-i., International Journal of Hydrogen Energy, 2014. **39**: p. 1897.
171. Furnémont, Q., Kempf, M., Jacques, P.J., Göken, M. and Delannay, F., Materials Science and Engineering: A, 2002. **328**: p. 26.
172. Choi, B.-W., Seo, D.-H. and Jang, J.-i., Metals and Materials International, 2009. **15**: p. 373.
173. He, B.B. and Huang, M.X., Metallurgical and Materials Transactions A, 2015. **46**: p. 688.
174. Stewart, J.L., Williams, J.J. and Chawla, N., Metallurgical and Materials Transactions A, 2012. **43**: p. 124.
175. Li, J., Ohmura, T. and Tsuzaki, K., Materials Transactions, 2005. **46**: p. 1301.
176. Porter, D.A. and Easterling, K.E., Phase Transformation in Metals and Alloys, Segunda edición ed., Chapman & Hall, London, 1992.

## REFERENCIAS

---

177. Kim, S., Kang, Y. and Lee, C., *Materials Science and Engineering: A*, 2013. **559**: p. 178.
178. Ion, J.C., Easterling, K.E. and Ashby, M.F., *Acta Metallurgica*, 1984. **32**: p. 1949.
179. Morra, P.V., Böttger, A.J. and Mittemeijer, E.J., *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 2001. **64**: p. 905
180. Biro, E., McDermid, J.R., Vignier, S. and Norman Zhou, Y., *Materials Science and Engineering: A*, 2014. **615**: p. 395.
181. Koo, J.Y., Luton, M.J., Bangaru, N.V., Petkovic, R.A., Fairchild, D.P., Petersen, C.W., Asahi, H.Y., Hara, T.Y., Terada, Y.Y., Sugiyama, M.Y., Tamehiro, H.Y., Komizo, Y.Y., Okaguchi, S.Y., Hamada, M.Y., Yamamoto, A.Y. and Takeuchi, I.Y., *Metallurgical Design of Ultra High-strength Steels For Gas Pipelines*, 2004.
182. Matlock, D.K. and Speer, J.G., *Materials Science and Technology*, 2009. **25**: p. 1118.
183. Yurioka, N., *ISIJ International*, 2001. **41**: p. 566.
184. Nanninga, N., Grochowski, J., Heldt, L. and Rundman, K., *Corrosion Science*, 2010. **52**: p. 1237.
185. Luu, W.C. and Wu, J.K., *Corrosion Science*, 1996. **38**: p. 239.
186. Xue, H.B. and Cheng, Y.F., *Corrosion Science*, 2011. **53**: p. 1201.
187. Hrivnak, I., *ISIJ International*, 1995. **35**: p. 1148.
188. Krom, A.H.M. and Bakker, A., *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2000. **31**: p. 1475.

---

## ANEXOS

### Anexo A. Redes neuronales artificiales

El cerebro humano es el sistema de cálculo más complejo que conoce el hombre. El ordenador y el hombre realizan diferentes clases de tareas; así la operación de reconocer el rostro de una persona resulta una tarea relativamente sencilla para el hombre y difícil para el ordenador, mientras que la contabilidad de una empresa es tarea costosa para un experto contable y una sencilla rutina para un ordenador básico. Las Redes Neuronales Artificiales, (RNA) están inspiradas en las redes neuronales biológicas del cerebro humano. Están constituidas por elementos que se comportan de forma similar a la neurona biológica en sus funciones más comunes. Estos elementos están organizados de una forma parecida a la que presenta el cerebro humano. Por ejemplo las RNA aprenden de la experiencia, generalizan de ejemplos previos a ejemplos nuevos y abstraen las características principales de una serie de datos además de que pueden cambiar su comportamiento en función del entorno. Si se les muestra un conjunto de entradas y ellas mismas se ajustan para producir unas salidas consistentes. Las RNA generalizan automáticamente debido a su propia estructura y naturaleza. Estas redes pueden ofrecer, dentro de un margen, respuestas correctas a entradas que presentan pequeñas variaciones debido a los efectos de ruido o distorsión.

#### *El prototipo biológico*

El sistema nervioso humano constituido por células llamadas neuronas presenta una estructura muy compleja. El número estimado de neuronas es de  $10^{11}$  y las interconexiones entre ellas son del orden de  $10^{15}$ . Cada neurona comparte muchas características con otras células del cuerpo humano pero tiene propiedades particulares y especiales para recibir, procesar y transmitir señales electroquímicas a través de todas las interconexiones del sistema de comunicación del cerebro. Una neurona biológica es una célula especializada en procesar información. Está compuesta por el cuerpo de la célula (soma) y dos tipos de ramificaciones: el axón y las dendritas. La neurona recibe las señales (impulsos) de otras neuronas a través de sus dendritas y transmite señales generadas por el cuerpo de la célula a través del axón. Las dendritas y el cuerpo celular reciben señales de entrada; el cuerpo

celular las combina e integra y emite señales de salida. El axón transmite dichas señales a las terminales axónicas, los cuales distribuyen la información. Las señales que se utilizan son de dos tipos: eléctricas y químicas. La señal generada por la neurona y transportada a lo largo del axón es un impulso eléctrico, mientras que la señal que se transmite entre los terminales axónicos de una neurona y las dendritas de la otra es de origen químico. Para establecer una similitud directa entre la actividad sináptica y la analogía con las redes neurales artificiales podemos considerar que las señales que llegan a la sinapsis son las entradas a la neurona; éstas son ponderadas (atenuadas o simplificadas) a través de un parámetro denominado peso, asociado a la sinapsis correspondiente. Estas señales de entrada pueden excitar a la neurona (sinapsis con peso positivo) o inhibirla (peso negativo). Una sinapsis tiene dos lados: el presináptico (axón) y el postsináptico (dendrita normalmente). Una sola neurona postsináptica puede tener varios miles de sinapsis en ella.

#### *La neurona artificial*

La neurona artificial fue diseñada para "emular" las características del funcionamiento básico de la neurona biológica. En esencia, se aplica un conjunto de entradas a la neurona, cada una de las cuales representa una salida de otra neurona. Cada entrada se multiplica por su "peso" o ponderación correspondiente análogo al grado de conexión de la sinapsis. Todas las entradas ponderadas se suman y se determina el nivel de excitación o activación de la neurona. En muchas redes las unidades de proceso tienen respuesta de la forma:

$$y = f\left(\sum_j w_j x_j + b\right) \quad (A1)$$

donde  $y$  es la señal de salida,  $x_k$  son las señales de salida de otros nodos o entradas externas,  $w_k$  son los pesos de las ligas de conexión y  $f$  es una función no lineal, que puede ser del tipo sigmoideal, tangente hiperbólica, escalón, entre otras. Si el peso  $w_k$  es positivo se habla de una excitación y si el peso es negativo se considera una inhibición de la entrada.

Cada unidad de proceso tiene una tarea simple: recibe la entrada de otras unidades o de fuentes externas y procesa la información para obtener una salida que se propaga a otras unidades. Una red puede tener una estructura arbitraria, pero las capas que contienen estas estructuras están definidas de acuerdo con su ubicación en la topología de la red neuronal. Las entradas externas son aplicadas en la primera capa, y las salidas se consideran la última capa. Las capas internas que no se observan como entradas o salidas se denominan capas ocultas.

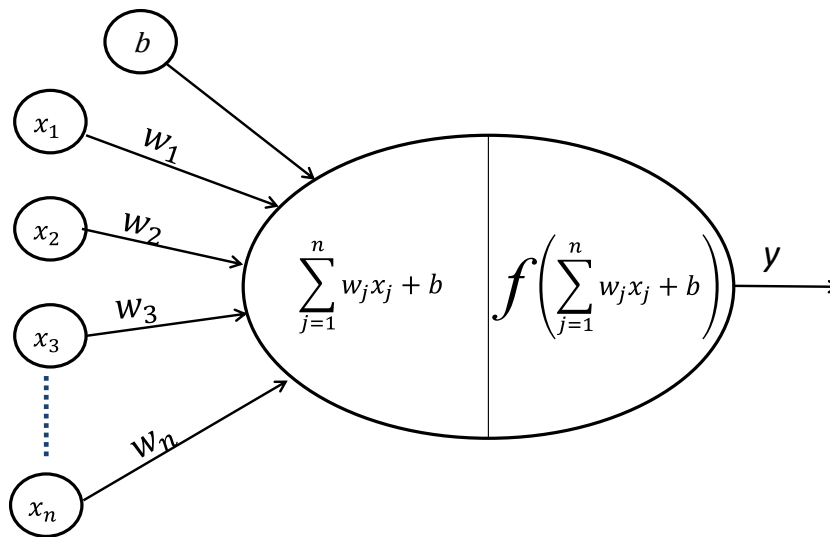


Figura 1A. Esquema de una neurona artificial

La regla que logra establecer el efecto de la entrada total en la activación de la unidad  $j$  se denomina función de activación (Ec. A1). Las funciones de activación más usadas son la tangencial (Ec. A2) y sigmoideal (Ec. A3):

$$f(\text{net})_j = \frac{e^{(\text{net})_j} - e^{-(\text{net})_j}}{e^{(\text{net})_j} + e^{-(\text{net})_j}} \quad (\text{A2})$$

$$f(\text{net})_j = \frac{1}{1 + e^{-(\text{net})_j}} \quad (\text{A3})$$

donde:

$$(net)_j = \sum_j w_j x_j + b \quad (A4)$$

### *Topologías de las RNAs*

Dos de las topologías más usadas, de acuerdo con las diferencias en la manera de realizar las conexiones, son:

- a) Redes de propagación hacia delante (feed-foward): el flujo de información de las entradas a las salidas es exclusivamente hacia delante, extendiéndose por capas múltiples de unidades, pero no hay ninguna conexión de retroalimentación.
- b) Redes recurrentes: contienen conexiones de retroalimentación, lo que puede derivarse en un proceso de evolución hacia un estado estable en el que no haya cambios en el estado de activación de las neuronas.

### *Elementos de una red neuronal artificial*

Una RNA consta de un conjunto de elementos de procesamiento conectados entre sí y entre los que se envían información a través de conexiones. Los elementos básicos de una RNA son:

- Conjuntos de unidades de procesamiento (neuronas).
- Conexiones entre unidades (asociado a cada conexión un peso o valor).
- Funciones de salida o activación para cada unidad de procesamiento.

### *Entrenamiento de las RNAs*

Se denomina entrenamiento al proceso de configuración de una red neuronal para que las entradas produzcan las salidas deseadas a través del fortalecimiento de las conexiones. Una forma de llevar esto a cabo es a partir del establecimiento de pesos conocidos con anterioridad, y otro método implica el uso de técnicas de retroalimentación y patrones de aprendizaje que cambian los pesos hasta encontrar los adecuados.



El aprendizaje puede dividirse en supervisado o asociativo y no supervisado o auto-organizado. En el primer caso se introducen entradas que corresponden a determinadas salidas, ya sea por un agente externo o por el mismo sistema. En el segundo caso el entrenamiento se enfoca a encontrar características estadísticas entre agrupamientos de patrones en las entradas.

Un tipo de regla que se usa para el entrenamiento mediante el ajuste de pesos es la *Hebbiana*, propuesta por Hebb en 1949. Si dos unidades  $j$  y  $k$  están activas al mismo tiempo, la conexión entre las dos debe ser fortalecida mediante la modificación del peso:

$$\Delta w_{ij} = \gamma y_i y_k \quad (\text{A5})$$

$$w_{jk}^{nueva} = w_{jk}^{vieja} + \gamma y_j y_k \quad (\text{A6})$$

donde  $\gamma$  es la rapidez de aprendizaje. Una regla usada comúnmente implica el ajuste de los pesos a través de la diferencia entre la activación actual y la deseada; se le conoce como Regla Delta:

$$w_{jk}^{nuevo} = w_{jk}^{viejo} + \gamma y_j (d_k - y_k) \quad (\text{A7})$$

donde  $d_k$  es valor real de la salida.

El proceso de entrenamiento consiste en la aplicación secuencial de diferentes conjuntos o vectores de entrada para que se ajusten los pesos de las interconexiones según un procedimiento predeterminado. Durante la sesión de entrenamiento los pesos convergen gradualmente hacia los valores que hacen que cada entrada produzca el vector de salida deseado.

El algoritmo se define como:

1. Iniciar con pesos iniciales aleatorios
2. Seleccionar el vector de entrada

- 
3. Si  $d_k \neq y_k$  modificar los pesos de acuerdo con Ec. A7, donde  $d_k - y_k = e$ , es el error.
  4. Si el error  $e > \xi$ , regresar al paso 2

## Anexo B. Nanoindentación

La nanoindentación es una técnica en la cual un indentador penetra al material a ser ensayado hasta que se aplica una cierta fuerza o desplazamiento, para posteriormente ser retirado controladamente. La técnica consiste de tres pasos:

1. Carga del indentador
2. Tiempo de permanencia
3. Descarga del indentador

Durante estos tres pasos, se adquiere la información de la fuerza y desplazamiento a lo cual se le conoce como curva carga-desplazamiento. Esta curva se utiliza para determinar el modulo elástico reducido y el área de contacto a la fuerza máxima y de aquí la dureza del material.

El método de nanoindentación se desarrolló para determinar la dureza y el modulo elástico de un material a partir de datos de fuerza-desplazamiento obtenidos durante un ciclo de carga y descarga. La Figura B-1 muestra una curva fuerza-desplazamiento típica que se obtiene con un indentador Berkovich, donde  $F$  es la fuerza y  $h$  el desplazamiento relativo desde la superficie inicial no deformada. Se asume que durante el proceso de carga se presenta deformación elástica y plástica, y durante el proceso de descarga sólo se presenta deformación elástica. Hay cuatro cantidades importante que se determinan de la curva fuerza-desplazamiento: la máxima fuerza ( $F_{max}$ ), el desplazamiento máximo ( $h_{max}$ ), la penetración final ( $H_f$ ) y la rigidez de contacto ( $S$ ) que se define como la pendiente de la porción superior de la curva de descarga durante el estado inicial de descarga.

El procedimiento para determinar la dureza y el modulo elástico se muestra esquemáticamente en la Figura B-2, en donde se asume que el comportamiento del indentador Berkovich se puede modelar con un indentador cónico. La cantidad de hundimiento ( $h_s$ ) es dado por:

$$h_s = \zeta \frac{F_{max}}{S} \quad (B1)$$

## ANEXOS

---

donde  $\zeta$  es una constante que depende de la geometría del nanoindentador.

De la Figura B-2 se puede observar que la profundidad a la que hace contacto el indentador y la muestra es:

$$h_c = h_{\max} - \zeta \frac{F_{\max}}{S} \quad (\text{B2})$$

donde  $h_c$  es el desplazamiento de contacto. Con esto, el área de contacto al desplazamiento máximo es una función de la forma:

$$A = A(h_c) \quad (\text{B3})$$

La cual es conocida como función de área. Con el área determinada con esta función, la dureza se determina mediante:

$$H = \frac{F_{\max}}{A} \quad (\text{B4})$$

Debido a que el indentador no es perfecto, es decir la punta presenta un radio de curvatura el área de contacto determinada mediante la Ec. B4 será errónea. Oliver y Pharr [163] propusieron la Ec. B5 para la determinación del área real de contacto:

$$A = \sum_{n=0}^8 C_n (h_c)^{2-n} \quad (\text{B5})$$

donde  $C_n$  son constantes que deben ser determinadas experimentalmente.

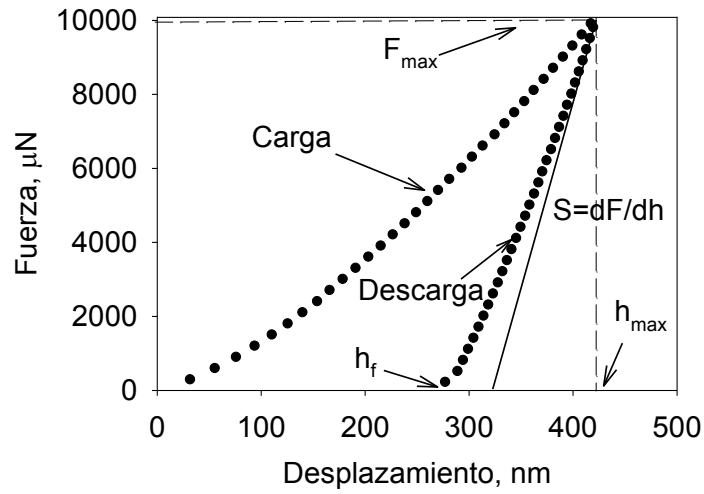


Figura B-1. Diagrama de una curva fuerza-desplazamiento, en la que se muestran los parámetros importantes de la prueba.

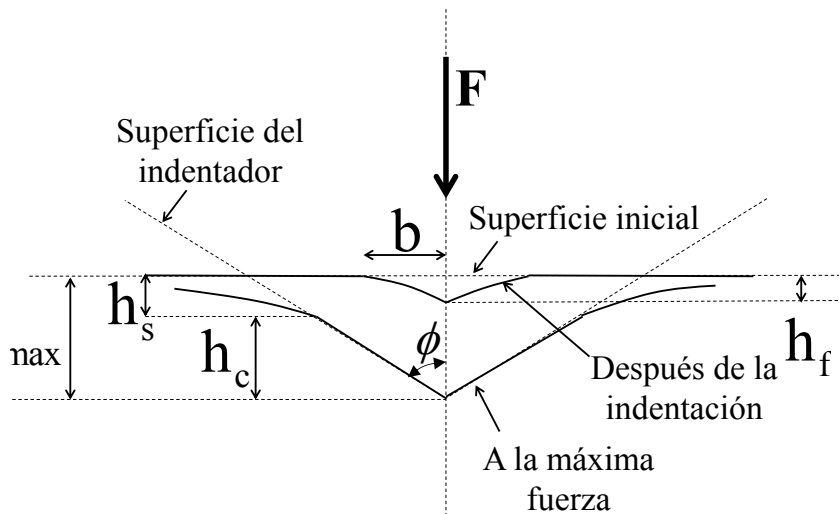


Figura B-2. Diagrama del proceso de nanoindentación.

---

## Anexo C. Productos

Los resultados de esta tesis se sometieron a arbitraje para ser publicados en revistas internacionales, además de que se presentaron en congresos nacionales e internacionales, de los cuales algunos se publicaron como memorias de congreso. Se enumeran a continuación estos trabajos:

### Artículos indexados en el Journal Citation Report

1. E. López-Martínez O. Vázquez-Gómez, H.J. Vergara-Hernández, S. Serna y B. Campillo. Caracterización mecánica de la soldadura de dos aceros experimentales HSLA mediante la técnica de nanoindentación. Revista de Metalurgia. En revisión.
2. E. López-Martínez, O. Vázquez-Gómez, H.J. Vergara-Hernández y B. Campillo. Effect of Initial Microstructure on Austenite Formation Kinetics in High-Strength Experimental Microalloyed Steels. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials. Aceptado.
3. E. López-Martínez, H.J. Vergara-Hernández, O. Flores, B. Campillo. Hydrogen diffusivity in the welding zone of two high strength experimental microalloyed steels. ISIJ International. Aceptado.
4. E. López-Martínez, H.J. Vergara-Hernández, S. Serna, B. Campillo. Artificial Neural Networks to Estimate the Thermal Properties of an Experimental Microalloyed Steel and their Application to the Welding Thermal Analysis. Strojni ki vestnik - Journal of Mechanical Engineering. Aceptado.

### Artículos publicados en revistas del Índice de Revistas Mexicanas de Investigación Científica y Tecnológica del CONACyT

1. **López Martínez, E.**, Vázquez Gómez, O. y Campillo Illanes, B. F. Estimación del Esfuerzo de Fluencia de Soldaduras de Aceros Microaleados. *Ingeniería Mecánica, Tecnología y Desarrollo*, 2014, 5, 273-279. ISSN 1665 7381.

#### **Artículos publicados en otros índices**

1. **E. López-Martínez**, Jazmín Y. Juárez-Chávez, S. Serna, B. Campillo. Nondestructive Approach for Determination of Steel Mechanical Properties. *International Journal of Computers and Technology*. Vol. 14, No. 9, 2015, pp. 6049-6058. ISSN 2277-3061.
2. **Edgar López-Martínez**, Jan Mayen y otros. Predicción de propiedades térmicas de aceros microaleados experimentales de alta resistencia mediante el uso de redes neuronales artificiales. *Revista Colombiana de Materiales*, No 5, Número especial de artículos cortos: *Materiales Metálicos*, 2014, pp. 47-52. ISSN 2256-1013.

#### **Artículos en memorias de congreso**

1. **Edgar López Martínez**, Ivan Flores Acevedo, O. Vazquez Gómez, H.J. Vergara Hernández y Bernardo Campillo Illanes. Ablandamiento de la zona de la soldadura de un acero microaleado experimental. XXI Congreso Internacional Anual de la SOMIM. Del 23 al 25 de septiembre de 2015. Coatzacoalcos, Veracruz, México.
2. **E. López-Martínez**, O. Vázquez Gómez y otros. Caracterización de la cinética de formación de austenita durante el calentamiento continuo de un acero microaleado experimental de alta resistencia. Congreso Internacional de Metalurgia y Materiales 14° SAM CONAMET. Del 21 al 24 de Octubre de 2014. Santa Fe, Argentina.
3. **López Martínez Edgar**, Campillo Illanes Bernardo Fabián y otros. Efecto del calor aportado por soldadura en un acero microaleado. XIX Congreso Internacional

---

Anual de la SOMIM. Del 25 al 27 de septiembre de 2013. Pachuca, Hidalgo, México. Pp. 701-707. ISBN 978-607-95309-9-0

4. **Edgar López-Martínez**, Jan Mayen y otros. Predicción de propiedades térmicas de aceros microaleados experimentales de alta resistencia mediante el uso de redes neuronales artificiales. VII Congreso Internacional de Materiales. Del 29 de Octubre al 1 de Noviembre de 2013. Medellín, Colombia.

#### **Presentaciones en congresos internacionales y nacionales**

1. **Edgar López Martínez**, Ivan Flores Acevedo, O. Vazquez Gómez, H.J. Vergara Hernández y Bernardo Campillo Illanes. Ablandamiento de la zona de la soldadura de un acero microaleado experimental. XXI Congreso Internacional Anual de la SOMIM. Del 23 al 25 de septiembre de 2015. Coatzacoalcos, Veracruz, México.
2. **Edgar López Martínez**, y Bernardo Campillo Illanes. Determinación dilatométrica de la formación de austenita en aceros microaleados experimentales. 5to Congreso de alumnos de posgrado. Del 23 al 25 de Marzo de 2015. Ciudad de México, México.
3. **E. López-Martínez**, O. Vázquez-Gómez, H.J. Vergara-Hernández y B. Campillo. Caracterización de la cinética de formación de austenita durante el calentamiento continuo de un acero microaleado experimental de alta resistencia. Congreso Internacional de Metalurgia y Materiales 14° SAM CONAMET. Del 21 al 24 de Octubre de 2014. Santa Fe, Argentina.
4. **López Martínez Edgar** y Campillo Illanes Bernardo Fabián. Estimación del esfuerzo de fluencia en soldaduras de aceros microaleados. XX Congreso Internacional Anual de la SOMIM. Del 25 al 27 de septiembre de 2014. Juriquilla, Querétaro, México.



5. **E. López-Martínez**, M. I. Dávila, J. G. Zamudio, S. Serna y B. Campillo, y otros. Effect of welding in the hydrogen trapping in an experimental microalloyed steel. XXIII International Materials Research Congress, Symposium 4A, Advanced Structural Materials. Del 17 al 21 de agosto de 2014. Cancún, Quintana Roo, México.
6. **E. López-Martínez**, D. Sánchez, S. Serna y B Campillo. Effect of the weld thermal cycle on hydrogen permeation in an experimental high strength microalloyed steel. XXIII International Materials Research Congress, Symposium 4A, Advanced Structural Materials. Del 17 al 21 de agosto de 2014. Cancún, Quintana Roo, México.
7. **Edgar López-Martínez**, Jan Mayen, S. Serna, O. Flores y B. Campillo. Predicción de propiedades térmicas de aceros microaleados experimentales de alta resistencia mediante el uso de redes neuronales artificiales. VII Congreso Internacional de Materiales. Del 29 de Octubre al 1 de Noviembre de 2013. Medellín, Colombia.
8. **López Martínez Edgar**, Campillo Illanes Bernardo Fabián y otros. Efecto del calor aportado por soldadura en un acero microaleado. XIX Congreso Internacional Anual de la SOMIM. Del 25 al 27 de septiembre de 2013. Pachuca, Hidalgo, México.
9. **E. López-Martínez**, O. Mendoza, J. Mayen y B. Campillo. Thermal and microstructural analysis of welding in the heat affected zone of a new high strength microalloyed Steel. XXII International Materials Research Congress, Symposium 4A, Advanced Structural Materials. Del 11 al 15 de agosto de 2013. Cancún, Quintana Roo, México.

## Hydrogen Diffusivity in the Welding Zone of Two High Strength Experimental Microalloyed Steels

Edgar LÓPEZ-MARTÍNEZ,<sup>1)\*</sup> Héctor Javier VERGARA-HERNÁNDEZ,<sup>2)</sup> Osvaldo FLORES<sup>3)</sup> and Bernardo CAMPILLO<sup>1-3)</sup>

1) Faculty of Chemistry, Department of Metallurgical Engineering, National Autonomous University of Mexico, Mexico City, 04510 Mexico.

2) Metallurgy Science Postgraduate Programme, Morelia Institute of Technology, Morelia, Michoacan, 58820 Mexico.

3) Institute of Physical Sciences, National Autonomous University of Mexico, Cuernavaca, Morelos, 62210 Mexico.

(Received on May 6, 2015; accepted on August 3, 2015; J-STAGE Advance published date: September 15, 2015)

Using permeation tests, determination of hydrogen trapping and microhardness measurements, the effect of the microstructure on the hydrogen diffusivity was analyzed in the welding zone of two high-strength experimental microalloyed steels called M1 steel, with a martensite and bainite microstructure and M2 steel with a quasi-polygonal ferrite (QPF), acicular ferrite (AF) and martensite-austenite (M/A) microstructure. Determination of the diffusivity was performed using electrochemical permeation tests, and hydrogen traps were determined with the silver decoration technique.

One-pass welds without filler material were simulated with the Gas Tungsteng Arc Welding (GTAW) process, and samples of the welding zone were collected: base material (BM), heat affected zone (HAZ) and fusion zone (FZ). A Devanathan and Stachurski type electrochemical cell was constructed to conduct permeation tests. From the microstructural analysis, the permeation testing and silver decoration, it was observed that the hydrogen diffusivity decreases with the increase in traps, promotion of the formation of the M/A microconstituent and AF and the reduction of martensite and bainite microconstituents. The lower diffusivity of all zones of both steels is presented by the BM of M2 steel, which is associated with a QPF, AF and M/A microstructure and low microhardness. The highest relative amount of traps are in the coarse grained heat affected zone (CGHAZ) of both steels, however because these are reversible traps, these subzones could be the most susceptible to hydrogen induced cracking (HIC).

KEY WORDS: hydrogen permeation; hydrogen diffusivity; silver decoration; microalloyed steel; welding; heat affected zone.

### 1. Introduction

Hydrogen has a detrimental effect on the mechanical properties and mechanical behavior of steels.<sup>1-4)</sup> It is known and accepted that increasing the strength of steels also increases the susceptibility to hydrogen induced cracking (HIC).<sup>5-7)</sup> In particular, it is known that the microstructure and hardness of the heat affected zone (HAZ) of steel welds have a great influence on HIC. For example, the martensite formation is related to this phenomenon,<sup>8-10)</sup> so to avoid or mitigate HIC, materials are selected and/or the welding process is designed to inhibit the formation of this microconstituent.

In recent years, great interest has been taken in the effect of hydrogen on the properties and mechanical behavior of microalloyed steels intended for the oil industry.<sup>11,12)</sup> This is because there may be presence of H<sub>2</sub>S during the exploitation, processing and/or transport of hydrocarbons; thus through corrosion reactions, hydrogen ions can be produced,

which can adsorb to form atomic hydrogen, absorb and diffuse to a high chemical activity zone, creating HIC problems. Additionally, it is expected that in the coming decades hydrogen will be the fuel to replace hydrocarbons as a primary energy source.<sup>13)</sup> To do this, will require materials resistant to the harmful effect of hydrogen; for example, hydrogen will need to be transported from its place of production to the distribution terminals, for which the currently installed or to be installed infrastructure of pipelines will have to be used. Therefore, all knowledge generated in this regard will serve in the near future.

The problem with hydrogen is its low solubility in the lattice, its high power to be adsorbed, absorbed and diffused and its ability to localize at internal sites such as voids, precipitates, inclusions, grain boundaries and regions with high stresses,<sup>5,14,15)</sup> as well as its ability to react with certain elements to form hydrides. The driving force for hydrogen diffusivity is a difference of activities presented as a concentration gradient, stress gradient, electrical gradient and temperature gradient.<sup>7,16,17)</sup> Grain boundaries can increase hydrogen diffusion providing fast diffusion paths<sup>18)</sup> or they can reduce the mobility of hydrogen sites acting as

\* Corresponding author: E-mail: edgar0902@comunidad.unam.mx  
 DOI: <http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2015-259>

## Artificial Neural Networks to Estimate the Thermal Properties of an Experimental Micro-Alloyed Steel and their Application to the Welding Thermal Analysis

Edgar López-Martínez<sup>1,\*</sup> – Héctor Javier Vergara-Hernández<sup>2</sup> – Sergio Serna<sup>3</sup> – Bernardo Campillo<sup>1,4</sup>

<sup>1</sup>National Autonomous University of Mexico, Faculty of Chemistry, Mexico

<sup>2</sup>Morelia Institute of Technology, Metallurgy Science Postgraduate Programme, Mexico

<sup>3</sup>State Autonomous University of Morelos, Research Center in Engineering and Applied Sciences, Mexico

<sup>4</sup>National Autonomous University of Mexico, Institute of Physical Sciences, Mexico

*The effect of welding thermal cycles on the micro-structure and micro-hardness of the heat-affected zone (HAZ) of an experimental micro-alloyed steel was studied. Due to the experimental difficulties involved in acquiring the thermal cycles, these were determined by applying the solutions of Rosenthal's equations for thick and thin plates. However, to perform this thermal analysis, it requires knowledge of the thermal properties of the micro-alloyed steel; therefore, the implementation of two artificial neural networks (ANNs) was proposed as tools to estimate the thermal conductivity and the heat capacity as a function of the chemical composition and temperature. The ANNs were trained with information obtained from the literature review and then tested with steels that were not used for the training step, but with thermal known properties. A good approximation between the actual and the estimated properties was observed.*

*It was determined that the microstructural characteristics of the welding zone are a function of the thermal cycles, although there is no great difference in micro-hardness. Martensite was not observed in the welding zone; therefore, the welds of this steel, under these welding conditions, could not be susceptible to hydrogen induced cracking (HIC).*

**Keywords:** heat capacity, thermal conductivity, micro-alloyed steel, heat-affected zone, artificial neural network.

**Highlights:**

- The design of two artificial neural networks was proposed to determine the thermal properties as a function of the chemical composition and temperature of metallic materials.
- The thermal conductivity and heat capacity of metallic materials can be estimated as a function of temperature.
- The high temperatures reached in the coarse-grained heat-affected zone induced grain growth, which together with the high cooling rate (69 K/s), favoured the formation of bainite.
- There is no great difference in micro-hardness in the welding zone.

### 0 INTRODUCTION

In manufacturing processes such as solidification, metal forming, welding and powder metallurgy, heat transfer phenomena are involved. For a suitable design and/or analysis of one of these processes, it is necessary to know the thermal properties of the materials. For example, in the heat treatment process designs, it is necessary to know the thermal conductivity and the heat capacity, since the thermal cycles that develop during the process will produce a microstruc-

tural change, which will affect the mechanical properties and mechanical behaviour.

Micro-alloyed steels or high-strength low-alloy steels are a special type of structural steels that obtain their outstanding final mechanical properties by thermomechanical treatments and accelerated cooling. However, to achieve a final shape or final component, such as in the field installation of pipelines, these steels are subjected to several welding thermal cycles, and then they can suffer several microstructural changes in the welding zone. Due to the experienced thermal cycles, the base material microstructure can be

\*Corr. Author's Address: National Autonomous University of Mexico, Av. Universidad 3000, Mexico City 04510, Mexico, edgar0902@comunidad.unam.mx



## Effect of initial microstructure on austenite formation kinetics in high-strength experimental microalloyed steels

Edgar López-Martínez<sup>1)</sup>, Octavio Vázquez-Gómez<sup>2,3)</sup>, Héctor Javier Vergara-Hernández<sup>3)</sup>, and Bernardo Campillo<sup>1,4)</sup>

1) Faculty of Chemistry, Metallurgical Engineering Department, Autonomous National University of Mexico, Mexico City 04510, Mexico

2) National Council for Science and Technology, Mexico City 03940, Mexico

3) Metallurgy Science Postgraduate Programme, Morelia Institute of Technology, Morelia, Michoacan 58820, Mexico

4) Institute of Physical Sciences, Autonomous National University of Mexico, Cuernavaca, Morelos 62210, Mexico

(Received: 9 June 2015; revised: 13 August 2015; accepted: 1 September 2015)

**Abstract:** Austenite formation kinetics in two high-strength experimental microalloyed steels with different initial microstructures comprising bainite–martensite and ferrite–martensite/austenite microconstituents were studied during continuous heating by dilatometric analysis. Austenite formation occurred in two steps: (1) carbide dissolution and precipitation and (2) transformation of residual ferrite to austenite. Dilatometric analysis was used to determine the critical temperatures of austenite formation and continuous heating transformation diagrams for heating rates ranging from  $0.03^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  to  $0.67^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ . The austenite volume fraction was fitted using the Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov equation to determine the kinetic parameters  $k$  and  $n$  as functions of the heating rate. Both  $n$  and  $k$  parameters increased with increasing heating rate, which suggests an increase in the nucleation and growth rates of austenite. The activation energy of austenite formation was determined by the Kissinger method. Two activation energies were associated with each of the two austenite formation steps. In the first step, the austenite growth rate was controlled by carbon diffusion from carbide dissolution and precipitation; in the second step, it was controlled by the dissolution of residual ferrite to austenite.

**Keywords:** non-isothermal kinetics; microalloyed steel; austenite formation; continuous heating; dilatometry

### 1. Introduction

Microalloyed steels have been developed to obtain a wide variety of high-strength steels without adding expensive elements or using heat treatments. The high strength of these steels is produced by three mechanisms: (1) grain boundary hardening; (2) precipitation hardening; and to a lesser extent, (3) solid-solution hardening. During component manufacture and production, microalloyed steels are subjected to one or several processes that involve thermomechanical and welding processes. In a thermomechanical process, the steels are deformed plastically by hot rolling at a temperature that avoids austenite recrystallization. This process causes phase elongation, which results in an increase in nucleation sites and the strength and tenacity of the steels [1–2]. The final properties of microalloyed steels are gov-

erned by rolling conditions. These processes reduce production costs and impart desired mechanical properties to the steels, thereby providing an advantage compared with the heat-treatment of steels.

During welding, components experience microstructural changes from thermal cycles generated during the process [3–4]. These changes result in a welding zone with different mechanical properties and a field of residual stresses [5–6]. Therefore, microalloyed steels are subjected to one or more stages of full or partial austenitization during manufacturing. In these stages, mechanical properties and mechanical behavior are dependent on the microstructure developed during cooling. This microstructure, in turn, depends on the initial microstructure and heating cycle, i.e., austenite formation. Austenite formation kinetics, unlike austenite decomposition kinetics, depend on the chemical composition, grain

Corresponding author: Octavio Vázquez-Gómez E-mail: ovazquezgo@conacyt.mx; aanubbis@hotmail.com

© University of Science and Technology Beijing and Springer-Verlag Berlin Heidelberg 2015