



**UNIVERSIDAD MICHOACANA DE  
SAN NICOLÁS DE HIDALGO**



**INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN  
METALURGIA Y MATERIALES**

**PROGRAMA DE MAESTRÍA EN  
METALURGIA Y CIENCIAS DE LOS MATERIALES**

**“UNIÓN DE LOS ACEROS INOXIDABLES  
316L/AL-6XN  
MEDIANTE CINTA METÁLICA VÍTREA BASE Fe Y Ni”**

Tesis que para obtener el Grado de

**MAESTRO EN METALURGIA Y CIENCIAS  
DE LOS MATERIALES**

presenta:

**Ingeniera en Material  
TANIA ERÉNDIRA ORTEGA MONDRAGÓN**

Director de Tesis

Doctor en Filosofía  
**JORGE ALEJANDRO VERDUZCO MARTÍNEZ**

Morelia Michoacán, Agosto 2015



# ÍNDICE GENERAL

---

---

## ÍNDICE

ÍNDICE .....	i
ÍNDICE DE FIGURAS .....	iii
ÍNDICE DE TABLAS .....	vii
LISTA DE ABREVIATURAS Y TABLA DE SÍMBOLOS .....	vii
RESUMEN .....	viiv
ABSTRACT.....	x
<b>CAPÍTULO I.- INTRODUCCIÓN .....</b>	<b>1</b>
<b>Justificación .....</b>	<b>1</b>
<b>Objetivos .....</b>	<b>2</b>
Objetivo general .....	2
Objetivos particulares .....	3
<b>Hipótesis.....</b>	<b>3</b>
<b>CAPÍTULO II.- REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA Y DISCUSIÓN DEL ESTADO DEL ARTE .....</b>	<b>4</b>
<b>2.1 Vidrios metálicos .....</b>	<b>4</b>
<b>2.2 Fabricación de cintas metálicas vítreas .....</b>	<b>4</b>
<b>2.3 Cintas metálicas vítreas como elementos de unión.....</b>	<b>5</b>
<b>2.4 Afectación térmica de los aceros inoxidable 316L y AL-6XN .....</b>	<b>6</b>
<b>2.5 Tipos de unión.....</b>	<b>9</b>
<b>2.6 Microscopia de fuerza atómica (AFM) .....</b>	<b>10</b>
<b>2.7 Tipos de corrosión .....</b>	<b>111</b>
<b>2.8 Nanoindentación.....</b>	<b>14</b>
<b>2.9 Uniones con cintas metálicas vítreas base Ni y base Fe.....</b>	<b>16</b>
<b>CAPÍTULO III.- DESARROLLO EXPERIMENTAL.....</b>	<b>20</b>

## ÍNDICE GENERAL

---

---

<b>3.1 Metodología</b> .....	20
3.1.1 <i>Caracterización metalográfica de los materiales de inicio</i> .....	20
3.1.2 <i>Microscopia de fuerza atómica (AFM)</i> .....	21
3.1.3 <i>Procedimiento para las uniones</i> .....	21
3.1.4 <i>Unión en fase sólida por difusión</i> .....	22
3.1.5 <i>Caracterización metalográfica y mecánica de las uniones en fase sólida por difusión</i> .....	23
3.1.6 <i>Ensayo de corrosión en agua destilada y solución acuosa 3.5% NaCl</i> .....	24
3.1.7 <i>Ensayos mecánicos de nanodureza</i> .....	25
<b>CAPÍTULO IV.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN</b> .....	27
<b>4.1 Caracterización metalográfica de los materiales de inicio</b> .....	27
<b>4.2 Microscopia de fuerza atómica (MFA)</b> .....	33
<b>4.3 Uniones de Acero Inoxidable 316L/ Cinta Metálica Vítrea / AL-6XN</b> .....	34
4.3.1 <i>Caracterización interfacial de la unión 316L/ Cinta Ni/ AL-6XN a 820°C</i> .....	37
4.3.2 <i>Caracterización interfacial de la unión 316L/ Cinta Fe/ AL-6XN a 820°C</i> .....	43
<b>4.4 Ensayo de corrosión en solución NaCl al 3.5%</b> .....	51
<b>4.5 Análisis del ensayo de nanoindentación para los materiales base y las uniones</b> .....	62
4.5.1. <i>Análisis de las curvas carga vs penetración obtenidas del ensayo de nanoindentación para los dos tipos de uniones.</i> .....	68
<b>CAPÍTULO V.- CONCLUSIONES</b> .....	84
<b>CAPÍTULO VI.- RECOMENDACIONES PARA TRABAJO FUTURO</b> .....	86

## ÍNDICE DE FIGURAS

---

---

### ÍNDICE DE FIGURAS

#### CAPÍTULO II.- REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

Figura 2.1 Proceso a) ‘Chill block melt spinning’ (CBMS) y b) Colada por flujo plano ‘PFC’ [11].	5
Figura 2.2 Solubilidad sólida del carbono en una aleación Fe-18%Cr-8%Ni, para aceros con contenidos de (a) 0.03-0.7%C y (b) debajo de 0.03%C [27].	8
<b>Figura 2.3 Diagrama TTP de la solución (0.023%C- 1.74%Mn- 0.73%Si- 13.1%Ni- 17.3%Cr- 2.66%Mo) tratada para 1.5 h y templada en agua [28].</b>	9
Figura 2.4 Unión por difusión en estado sólido que induce un crecimiento en el área de contacto de dos superficies microscópicamente rugosas y onduladas: a) contacto inicial, b), c) y d) crecimiento progresivo debido a la difusión y al flujo plástico.	10
Figura 2.5 Microscopio de fuerza atómica [31].	11
Figura 2.6 Curva de polarización anódica de metales con películas pasivas y la influencia del picado sobre ella. La corrosión por picaduras se presenta cuando estas son de tal grado que rompen la película pasiva [34].	13
Figura 2.7 Esquematación del mecanismo de corrosión y crecimiento de una picadura. Regularmente se forman las picaduras sobre superficies metálicas horizontales debajo de películas o materiales acumulados [34].	14
<b>Figura 2.8 Curva carga-desplazamiento para un sólido elástico.</b>	15
Figura 2.9 Parámetros de indentación para penetradores Berkovich.	15

#### CAPÍTULO III.- DESARROLLO EXPERIMENTAL

<b>Figura 3.1 Muestras de acero inoxidable austenítico 316L y AL-6XN cortadas y preparadas superficialmente en la cara donde se realizará la unión de los materiales.</b>	21
Figura 3.2 Dado de grafito con el arreglo tipo sándwich de las muestras a unir.	22
Figura 3.3 Horno de inducción [41].	22
Figura 3.4 Perfil de temperatura-tiempo usado en el ciclo de calentamiento de la unión.	23
Figura 3.5 Montaje en resina y corte de las muestras unidas.	24
Figura 3.6 Montaje de las muestras unidas en resina para realización de las pruebas electroquímicas.	24
Figura 3.7 Arreglo experimental para la realización de las pruebas electroquímicas.	25

#### CAPÍTULO IV.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Figura 4.1 Difractograma de la cinta metálica vítrea base Ni	27
Figura 4.2 Análisis térmico diferencial de la cinta metálica vítrea base Ni.	27
Figura 4.3 Difractograma de la cinta metálica vítrea base Fe.	29
Figura 4.4 Análisis térmico diferencial de la cinta metálica vítrea base Fe.	29
Figura 4.5 Micrografía de la muestra de acero inoxidable austenítico 316L atacada con Glyceregia.	30
Figura 4.6 Espectro por EDS tomado de la zona de la figura 4.5 del acero 316L.	31
<b>Figura 4.7 Micrografía de la muestra de acero inoxidable austenítico AL-6XN atacada con Gliceregia.</b>	32
<b>Figura 4.8 Espectro por EDS tomado de la zona de la Figura 4.7 del acero AL-6XN.</b>	32
Figura 4.9 (a) Imagen 3D y (b) 2D MFA del acero inoxidable 316L 5x5 $\mu\text{m}^2$ .	33

## ÍNDICE DE FIGURAS

---

---

Figura 4.10 (a) Imagen 3D y (b) 2D MFA del acero inoxidable AL-6XN 5x5 $\mu\text{m}^2$ .....	34
Figura 4.11 Imágenes de las uniones a 820°C; sistema 316L/ cinta metálica vítrea base Fe/ AL-6XN a tiempos de permanencia de: (a) 5, (b) 30 y (c) 60 minutos; sistema 316L/ cinta metálica vítrea base Ni/ a tiempos de permanencia de: (d) 5, (e) 30 y (f) 60 minutos. ....	36
Figura 4.12 Imagen de la sección transversal de la zona de unión para las muestras unidas con cinta metálica vítrea base Ni a 820°C durante un tiempo de permanencia de (a) 5, (b) 30 y (c) 60 minutos de permanencia.....	37
<b>Figura 4.13 Espectrogramas obtenidos en las zonas (a) A, (b) B y (c) C, los cuales son representativos de las mismas zonas para las demás condiciones.....</b>	<b>39</b>
<b>Figura 4.14 Isotermas a 650°C de los diagramas de equilibrio ternarios de: (a) Fe-Cr-Ni y (b) Fe-Cr-Mo, para determinar las fases presentes en las muestras a 820°C.....</b>	<b>40</b>
Figura 4.15 Análisis lineal de las uniones con cinta metálica vítrea base Ni a 820°C con tiempos de permanencia de: (a) 5, (b) 30 y (c) 60 minutos. ....	42
Figura 4.16 Imagen de la sección transversal de la zona de unión para las muestras unidas con cinta metálica vítrea base Fe a 820°C durante un tiempo de permanencia de (a) 5, (b) 30 y (c) 60 minutos de permanencia.....	44
Figura 4.17 Distribución de elementos en la interfase de una muestra Cinta base Fe/ AISI 316L unida a 820 °C por 60 minutos de permanencia, (a) imagen mapeo; distribución de (b) Fe, (c) Cr, (d) Ni, (e) Mo, (f) Si, (g) P y (h) C.....	46
<b>Figura 4.18 Espectrogramas obtenidos en las zonas (a) A, (b) B y (c) C, los cuales son representativos de las mismas zonas para las demás condiciones.....</b>	<b>48</b>
Figura 4.19 Análisis lineal de las uniones con cinta metálica vítrea base Fe a 820°C con tiempos de permanencia de: (a) 5, (b) 30 y (c) 60 minutos. ....	50
Figura 4.20 Curvas de polarización potenciodinámicas realizadas a los aceros inoxidables en solución NaCl al 3.5% en peso.....	52
Figura 4.21 Curvas de polarización potenciodinámicas realizadas a las cintas en solución NaCl al 3.5% en peso.....	54
Figura 4.22 Comparación de las curvas de polarización potenciodinámicas realizadas a las cintas base Ni antes y después de unir durante (a) 5, (b) 30, y (c) 60 minutos de permanencia en solución NaCl al 3.5% en peso. ....	56
Figura 4.23 Comparación de las curvas de polarización potenciodinámicas realizadas a las cintas base Fe antes y después de unir durante (a) 5, (b) 30, y (c) 60 minutos de permanencia en solución NaCl al 3.5% en peso. ....	57
Figura 4.24 Comportamiento de la resistencia a la corrosión en base al tiempo de permanencia de las uniones con cintas metálicas vítreas base Fe y base Ni. ....	58
Figura 4.25 Comparación de los resultados de Ecorr respecto al tiempo de los materiales de inicio. ....	59
Figura 4.26 Comparación de los resultados de Ecorr respecto del tiempo de la cinta metálica vítrea base Fe con las uniones de esta cinta.....	60
Figura 4.27 Fotomicrografías de sección transversal de las uniones con metal de aporte, cinta metálica vítrea base Ni, unidas a 820°C por (a) 5 (b) 30 (c) 60 minutos de permanencia; con cinta metálica vítrea base Fe, unidas a 820°C por (d) 5 (e) 30 y (f) 60 minutos de permanencia, una vez realizadas las pruebas potenciodinámicas en solución 3.5 % NaCl.....	61

## ÍNDICE DE FIGURAS

---

---

Figura 4.28 Del acero AISI AL-6XN: a) Muestra la imagen real sin polaridad invertida, b) 3D de la región donde se presentan las indentaciones y c) curvas de carga-penetración.....	644
Figura 4.29 Del acero AISI 316L: a) Muestra la imagen real sin polaridad invertida, b) 3D de la región donde se presentan las indentaciones y c) curvas de carga-penetración.....	655
Figura 4.30 De la cinta metálica vítrea base Ni: a) Muestra la imagen real sin polaridad invertida, b) 3D de la región donde se presentan las indentaciones y c) curvas de carga-penetración y (d) perfil de altura de penetración para cada una de las indentaciones.....	66
Figura 4.31 De la cinta metálica vítrea base Fe: a) Muestra la imagen real sin polaridad invertida, b) 3D de la región donde se presentan las indentaciones y c) curvas de carga-penetración y (d) perfil de altura de penetración para cada una de las indentaciones.....	67
Figura 4.32 De la Unión con cinta Fe a 5 minutos de permanencia: a) Muestra la imagen real sin polaridad invertida, b) 3D de la región donde se presentan las indentaciones y c) perfil de altura de penetración para cada una de las indentaciones.....	68
Figura 4.33 Curvas carga vs penetración de las uniones, cinta Fe a 5 minutos de permanencia; cinta Ni a 5 y 30 minutos de permanencia.....	70
Figura 4.34 Curvas carga vs penetración de las uniones, cinta Fe a 5 minutos de permanencia; cinta Ni a 5 y 30 minutos de permanencia.....	73
Figura 4.35 Curvas carga vs penetración de las uniones, cinta Fe a 5 minutos de permanencia; cinta Ni a 5 y 30 minutos de permanencia.....	75
Figura 4.36 Curvas carga vs penetración de las uniones, cinta Fe a 30 minutos de permanencia.....	76
Figura 4.37 Curvas carga vs penetración de las uniones, cinta Fe a 30 minutos de permanencia.....	78
Figura 4.38 Curvas carga vs penetración de las uniones, cinta Ni a 60 minutos de permanencia.....	80
Figura 4.39 Promedios de la nanodureza de cada una de las zonas de las uniones cinta base Fe y Ni.....	83
Figura 4.40 Promedios del módulo reducido corregido de cada una de las zonas de las uniones cinta base Fe y Ni.....	83

## ÍNDICE DE TABLAS

---

---

### ÍNDICE DE TABLAS

#### CAPÍTULO III.- DESARROLLO EXPERIMENTAL

Tabla 3. 1 Composición química nominal de los materiales de inicio. ....	20
--	----

#### CAPÍTULO IV.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Tabla 4. 1 Análisis mediante EDS de la cinta metálica vítrea base Ni. ....	28
Tabla 4. 2 Análisis mediante EDS de la cinta metálica vítrea base Fe. ....	30
Tabla 4.3 Microanálisis químico mediante EDS del acero inoxidable AISI 316L. ....	31
Tabla 4.4 Microanálisis químico mediante EDS del acero inoxidable AISI AL-6XN. ....	32
Tabla 4.5 Resultados de las uniones con cintas metálicas vítreas base Ni y base Fe a 820°C a diferentes tiempos de permanencia. ....	34
Tabla 4.6 Composición química realizada por EDS de las fases formadas en las muestras unidas a 960°C por tiempos de 5, 30 y 60 minutos de permanencia. ....	38
Tabla 4.7 Fases determinadas en las diferentes zonas de las imágenes de la Figura 4.12. De acuerdo a las isoterma a 650°C de los diagramas ternarios de la Figura 4.13. ....	40
Tabla 4.8 Composición química realizada por EDS de las fases formadas en las muestras unidas con cinta base Fe por tiempos de 5, 30 y 60 minutos de permanencia mostradas en las Figuras 4.17. ....	47
Tabla 4. 9 Fases determinadas en las diferentes zonas de las imágenes de la Figura 4.16. De acuerdo a las isoterma a 650°C de los diagramas ternarios de la Figura 4.14. ....	49
Tabla 4. 10 Resultados de los potenciales de corrosión de los materiales base. ....	51
Tabla 4. 11 Parámetros obtenidos a partir de la CP del acero inoxidable 316L y AL-6XN. ....	52
Tabla 4. 12 Parámetros obtenidos a partir de la CP de las cintas metálicas vítreas base Ni y base Fe. ....	53
Tabla 4. 13 Resultados de los potenciales de corrosión de las uniones con cinta metálica vítrea base Ni a 820 °C. ....	54
Tabla 4. 14 Parámetros obtenidos a partir de la CP de las uniones con cinta metálica vítrea base Ni. ....	55
Tabla 4. 15 Resultados de los potenciales de corrosión de las uniones con cinta metálica vítrea base Fe a 820 °C. ....	56
Tabla 4. 16 Parámetros obtenidos a partir de la CP de las uniones con cinta metálica vítrea base Fe. ....	57
Tabla 4.17 Número de indentación, módulo reducido del material (Er), nanodureza (H), promedio y desviación estándar del acero inoxidable AISI AL-6XN. ....	64
Tabla 4. 18 Número de indentación, módulo reducido del material (Er), nanodureza (H), promedio y desviación estándar de los aceros inoxidables. ....	65
Tabla 4. 19 Número de indentación, módulo reducido del material (Er), nanodureza (H), promedio y desviación estándar de la cinta. ....	66
Tabla 4. 20 Número de indentación, módulo reducido del material (Er), nanodureza (H), promedio y desviación estándar de la cinta. ....	67
Tabla 4.21 Número de indentación, módulo reducido del material (Er), nanodureza (H), promedio y desviación estándar de los aceros inoxidables. ....	71
Tabla 4.22 Número de indentación, módulo reducido del material (Er), nanodureza (H), promedio y desviación estándar de la unión con cinta base Fe en la unión a 5 minutos de permanencia. ....	72

## ÍNDICE DE TABLAS

---

---

Tabla 4.23 Número de indentación, módulo reducido del material ( $E_r$ ), nanodureza (H), promedio y desviación estándar de la unión con cinta base Ni en la unión a 30 minutos de permanencia .....	74
Tabla 4.24 Número de indentación, módulo reducido del material ( $E_r$ ), nanodureza (H), promedio y desviación estándar de la unión con cinta base Fe en la unión a 30 minutos de permanencia .....	77
Tabla 4.25 Número de indentación, módulo reducido del material ( $E_r$ ), nanodureza (H), promedio y desviación estándar de la unión con cinta base Fe a 60 minutos .....	79
Tabla 4.26 Número de indentación, módulo reducido del material ( $E_r$ ), nanodureza (H), promedio y desviación estándar de la unión con cinta base Ni a 60 minutos .....	81

## GLOSARIO DE TÉRMINOS

---

---

### LISTA DE ABREVIATURAS Y TABLA DE SÍMBOLOS

MFA	Microscopio de fuerza atómica
AISI/ASTM	American iron and steel institute/ American Society for testing and materials
BN	Nitruro de boro
CBMS	Chill block melt spinning, por sus siglas en inglés; bloque giratorio
Cl <sup>1</sup>	Iones de Cloro
CP	Curvas de polarización
Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	Carburo rico en Cromo
DTA	Análisis térmico diferencial
EDS	Energy dispersive X-ray spectroscopy, por sus siglas en inglés,; espectroscopia de energía dispersa de rayos X
E <sub>corr</sub>	Potencial de corrosión
EGRC	Enfriadores de recirculación de gases de escape
E <sub>r</sub>	Módulo de elasticidad reducido
E <sub>s</sub>	Módulo de elasticidad corregido
FCC	Estructura cristalina cúbica centrada en las caras
H	Dureza
HTGR	Reactor de alta temperatura para enfriamiento de gas
i <sub>corr</sub>	Densidad de corriente de corrosión
M	Metal
NaCl	Cloruro de sodio
PFC	Planar flow casting, por sus siglas en inglés; colada por flujo plano
PFHE	Intercambiadores de calor de acero inoxidable de una estructura tipo plate-fin
SCE	Electrodo de referencia de calomel saturado
SiC	Carburo de silicio
σ	Fase sigma
χ	Fase chi
γ	Fase austenita
α	Fase ferrita alfa

## RESUMEN

En el presente estudio se fabricaron las uniones de un acero inoxidable AISI 316L a otro acero inoxidable AISI AL-6XN empleando cintas metálicas vítreas base Ni y base Fe, como elementos de unión; las uniones se llevaron a cabo a 5, 15 y 30 minutos de permanencia a una temperatura de 820 °C utilizando un horno de inducción. Se realizó la caracterización tanto de los materiales base (acero inoxidable AISI 316L y AL-6XN) así como de las cintas metálicas vítreas. Para comprobar y corroborar los datos de los proveedores de los materiales de inicio, se ensayaron muestras de los dos tipos de cintas metálicas vítreas en difracción de rayos X; por medio de la técnica de análisis diferencial se determinó la temperatura de fusión y de cristalización de las cintas, los resultados muestran para la cinta base Ni una temperatura de fusión de 1056 °C y para la base Fe 1137 °C, por cual se estableció una temperatura de unión de 820 °C. Para los materiales, previo a la fabricación de las uniones, a las muestras se les realizó una preparación superficial adecuada para poder implementar la técnica de unión por difusión en estado sólido; inicialmente se cortaron en dimensiones de 10 mm de largo por 5 mm de ancho por 3mm de espesor, y se prepararon las caras de las muestras con desbaste y pulido tradicional.

Enseguida se sometieron las muestras a la técnica de microscopía de fuerza atómica para analizar la rugosidad superficial y los resultados muestran rugosidades promedios de 9.14 y 12.2 nm para las muestras de los aceros 316L y AL-6XN, respectivamente. Las uniones se fabricaron mediante un arreglo tipo sándwich empleando como metal de aporte las cintas, la cual se coloca entre los dos materiales base. Así mismo se llevó a cabo la caracterización interfacial mediante microscopía electrónica de barrido usando la técnica de espectroscopia de energía dispersa de rayos X para la evaluación de las fases y compuestos que se formaron en las uniones. Los resultados muestran uniones favorables a esta temperatura de trabajo, observándose mejores uniones a partir de 15 minutos, esto debido a una mayor difusión de elementos, ya que se observan zonas con una disminución de porosidades en las interfases. De las uniones, se observó que en la zona centro de la unión se presenta una fase que se propaga a lo largo de toda la línea central de la unión y una formación de fases que se localizan en el interior y en las zonas adyacentes, presentándose a la temperatura de trabajo.

Una vez fabricadas las uniones, estas se sometieron a ensayos mecánicos de nanoindentación y ensayos de polarización potenciodinámicos para determinar su resistencia

mecánica y de corrosión. Los ensayos de nanoindentación determinaron la dureza de las diferentes zonas de reacción de las uniones. Para la realización de esta técnica se les dio una preparación especial de la superficie de las muestras unidas antes de someterlas a los ensayos. Las uniones que presentaron valores promedio más altos de nanodureza, son las uniones con cinta base Fe obteniendo un valor de 9.35 GPa en comparación a las uniones con cinta base Ni con un valor de 8.44 GPa.

Para finalizar, las muestras unidas se sometieron a ensayos de polarización potenciodinámicos para evaluar su resistencia a la corrosión localizada por picadura. Los ensayos se llevaron a cabo en una solución al 3.5 NaCl en un área de 1 cm<sup>2</sup>. Previo a estos ensayos las muestras de las uniones, se prepararon muestras pulidas a acabado espejo y enseguida se sometieron al ensayo. Una vez ensayadas se obtuvieron las imágenes de la corrosión localizada por picadura mediante microscopía electrónica de barrido mostrando cualitativamente las picaduras en las zonas de las interfases de las uniones. En base a los resultados obtenidos mediante esta técnica, las uniones con cinta base Fe presentaron un valor menor de velocidad de corrosión,  $V_{corr}$  igual a 0.029 mm/año, en comparación con el promedio del valor de  $V_{corr}$  igual a 0.062 mm/año de las uniones con cinta base Ni. Por lo que se refleja una mayor resistencia a la corrosión en las uniones con cinta base Fe.

**ABSTRACT**

In the present study joints of stainless steel AISI 316L and AL-6XN using metallic ribbons glassy Ni and Fe as the joining element were fabricated; joints were conducted at 5, 15 and 30 minutes holding times at a temperature of 820 °C, using an induction furnace. The characterization of both the base materials (stainless steel AISI 316L and AL-6XN) and the joining materials (Fe- and Ni- based metallic glass ribbons) were performed. The amorphous structure of both glassy alloys was verified by X-ray diffraction; through the technique of differential analysis, the melting temperature and crystallization of the tapes was determined, the results showed that for the Ni based ribbon the melting temperature is 1056 °C, meanwhile for the Fe based, was 1137 °C; from this, the joining temperature, was established at 820 °C. For materials, the surface roughness prior the joining process was observed by means of atomic force microscopy, the roughness's average were 12.2 and 9.14 nm for the AISI AL-6XN and 316L stainless steels, respectively. The joining experiments were carried out in an assembly sandwich type, by placing the glassy ribbons between the two types of stainless steels. Interfacial characterization was carried out using scanning electron microscopy technique using energy dispersive spectroscopy X-ray for evaluation of the microchemical analyses and observation of the formation of possible compounds. The results show good unions, observing better bonds from 15 minutes, due to a greater diffusion of elements, in addition to a decrease in porosities at the joining interfaces. It was observed that at the joining zones, some phases spreaded through the center of the joints. Nanohardness evaluations performed at the interfaces of the joints were 9.33 GPa and 8.44 GPa, for samples joined with the Fe- and Ni- base glassy alloys, respectively. Concerning to the corrosion resistance measured by potentiodynamic polarization tests, carried out in a 3.5 NaCl solution, showed that the corrosion rate ( $V_{corr}$ ) on samples joined with the Fe base glassy ribbon was of 0.029 mm/year, which is almost half ( $V_{corr}=0.062$  mm/year) of that obtained for the samples joined with Ni base alloy ribbon.

### CAPÍTULO I.- INTRODUCCIÓN

En los últimos años, los vidrios metálicos continúan siendo de interés para diversas investigaciones respecto a los procesos de fabricación, propiedades físicas y mecánicas. Sus aplicaciones son sensores, cabezas magnéticas para equipos de grabación [1], recientemente se utilizan como elementos de unión debido a sus propiedades más sobresalientes, ductilidad, homogeneidad química, bajo punto de fusión, y alta resistencia a la corrosión. Las cintas metálicas vítreas (Metglas ©) que se fabrican por procesos de solidificación rápida adquiriendo una estructura atómica vítrea y tienen la ventaja de obtenerse con espesores delgados y así mejorar los procesos de unión. Por su baja temperatura de fusión son muy útiles para unir diversos tipos de materiales, por ejemplo, los usados en la fabricación de intercambiadores de calor [2], aleaciones Inconel 718 a Inconel X-750 [3] e Inconel X-750 a aceros inoxidable 304, para la fabricación de componentes de turbinas de gas y plantas de energía nuclear, en partes como pernos y resortes [4].

En los procesos de unión donde se aplica este tipo de cintas, el tiempo de permanencia juega un papel importante en la formación de fases frágiles. En este trabajo se estudió el efecto que tiene el tiempo de unión en la resistencia y en la microestructura de la unión.

#### **Justificación**

Las aleaciones metálicas vítreas base níquel (Ni), como materiales de aporte, poseen alta resistencia a la corrosión a temperaturas elevadas. En general, todas las aleaciones vítreas que se utilizan como elementos de unión se encuentran en el grupo de las aleaciones Ni, Co y Cu, con contenidos inferiores del 10% de Fe. Por ello, se continúa investigando la utilización de cintas metálicas vítreas base Fe como elementos de aporte en los procesos de unión de los aceros inoxidable.

Por otra parte, una de las ventajas de las uniones que se realizan con horno de inducción son las velocidades de calentamiento rápidas, ya que así se logra evitar el crecimiento de grano de los materiales base. Además este método proporciona un calentamiento muy localizado teniendo, de esta forma, un control preciso en los resultados. Así mismo, se conservan las propiedades de resistencia de los metales base después de la

unión, a diferencia de las uniones que se fabrican mediante hornos de resistencia tradicional, que requieren de velocidades de calentamiento bajo, por lo que el tiempo requerido para alcanzar las temperaturas de unión es muy prolongado, lo cual conlleva a un aumento en tamaño de grano y, con ello, las propiedades mecánicas sean disminuidas, así como también la resistencia a la corrosión.

Las aplicaciones de este tipo de uniones están presentes en los intercambiadores de calor tipo PFHE (son intercambiadores de calor de acero inoxidable de una estructura tipo plate-fin, los cuales son piezas clave en los sistemas de producción de hidrógeno que se utilizan en los reactores de alta temperatura) [5]. Las ventajas del acero inoxidable para los PFHE son alta eficiencia en la transferencia de calor, estructura compacta, resistencia a alta presión, resistencia a alta temperatura y resistencia a la fluencia en comparación con los PFHE de aluminio convencional.

Además los métodos avanzados de unión se aplican en este tipo arreglos, los cuales son partes importantes en los HTGR (reactor de alta temperatura para enfriamiento de gas) que han sido desarrollados también para la generación de energía futura [6-9]. Se ha reportado que hasta ahora no se ha implementado el uso de los métodos avanzados de uniones en las industrias de fabricación de PFHE. Además la tecnología por el método de unión en fase sólida y la integridad de la estructura que se obtiene mediante este método, aún no ha sido asegurada. Por tanto, la investigación de este método de unión se encuentra en competencia para descubrir los mecanismos que encierra toda esta tecnología.

Las uniones de los aceros inoxidables 316L y AL-6XN no han sido reportada con la cinta metálica vítrea Fe/ Ni-Cr-P-B por lo cual es necesario la investigación acerca de este tipo de unión.

### **Objetivos:**

#### **Objetivo general**

Obtener los parámetros en función del tiempo para unir un acero inoxidable 316L a otro AL-6XN usando cintas metálicas vítreas base Fe y base Ni para determinar cuál o

cuáles uniones presentan los valores más altos de nanodureza y de resistencia a la corrosión.

### **Objetivos particulares**

- Caracterizar las microestructuras de las uniones analizando las interfases y difusión de elementos mediante el uso de microscopía electrónica de barrido.
- Obtener valores de nanodureza de las uniones y hacer la comparación de las mismas
- Obtener altos valores de resistencia a la corrosión en las uniones en solución 3.5% NaCl.

### **Hipótesis**

La unión de los aceros inoxidables 316L y AL-6XN mediante el método en fase sólida usando cintas metálicas vítreas base Fe y Ni mediante el calentamiento por inducción, generará una distribución homogénea de los elementos en las uniones promoviendo una difusión de elementos tanto del material de aporte a los materiales base y viceversa. La afectación térmica en los materiales base será mínima por lo que la unión soldada tendrá buenos valores de nanodureza y resistencia a la corrosión.

## CAPÍTULO II.- REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA Y DISCUSIÓN DEL ESTADO DEL ARTE

### *2.1 Vidrios metálicos*

Con el descubrimiento de los vidrios metálicos, se tiene una nueva clase de materiales estructurales y funcionales con propiedades extraordinarias tales como alta resistencia, flexibilidad a temperatura elevada así como propiedades químicas y físicas superiores. Una característica de los vidrios metálicos, que los distingue de los materiales amorfos, es la transición vítrea, que transforma líquidos súper enfriados en un estado vítreo, al ser enfriado desde una alta a una baja temperatura. Por lo tanto, los vidrios metálicos se definen como aleaciones amorfas que exhiben una transición vítrea, de la cual se deriva su propiedad de extrema resistencia a baja temperatura y, extrema flexibilidad a alta temperatura [10].

Actualmente, se aplican como materiales flexibles para un amplio rango de aplicaciones desde dispositivos electrónicos para automóviles y transmisión de energía eléctrica a gran distancia. Se han explotado como materiales estructurales de peso ligero, ya que combinan una gran resistencia y baja densidad, en las aplicaciones donde el esfuerzo y el peso son críticos.

En el área de biomedicina se aplican para remplazar tejidos duros incluyendo tornillos óseos, placas óseas, articulaciones artificiales de la cadera, articulaciones de rodilla e implantes dentales. Comparándolos con los metales y aleaciones cristalinas convencionales, tienen la ventaja de poseer excelente resistencia mecánica, elasticidad, resistencia al desgaste y resistencia a la corrosión [10].

### *2.2 Fabricación de cintas metálicas vítreas*

Para la fabricación de cintas metálicas vítreas, se tienen diferentes procesos de fabricación, uno de ellos es el proceso de enfriamiento en bloque giratorio ‘*Chill block*’, es uno de los métodos más utilizados, así mismo se subdivide en el proceso de enfriamiento de líquido por bloque giratorio ‘*chill block melt spinning*’ (CBMS), que incluye los procesos de enfriamiento en hilo líquido ‘*free jet spinning*’ y colocada por flujo plano ‘*planar flow casting*’ (PFC) [11].

Para el caso del ‘CBMS’, el material se funde en un crisol y la aleación líquida es inyectada a través de un pequeño orificio mediante la presión de gas argón. La presión de Ar empuja al metal líquido para penetrar la superficie del disco, para ello se encuentra girando, lo

que provoca que el metal líquido solidifique y forme de esta manera las cintas. Además el proceso 'PFC' implementa una boquilla de salida con un orificio manteniéndose muy cerca del sustrato y así resultando las cintas, véase Figura 2.1 (a) y (b).

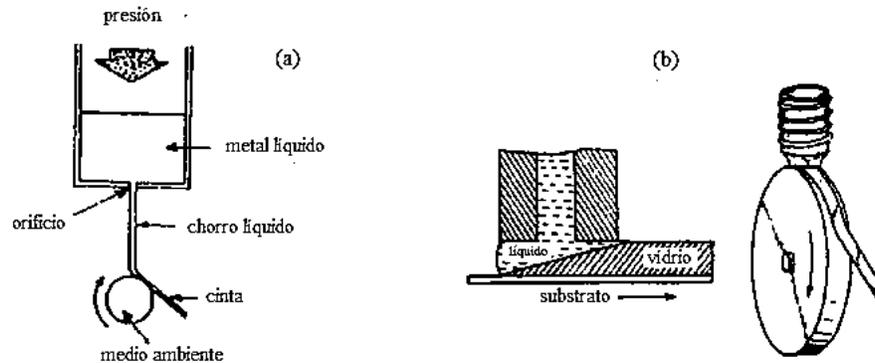


Figura 2.1 Proceso a) 'Chill block melt spinning' (CBMS) y b) Colada por flujo plano 'PFC' [11].

### 2.3 Cintas metálicas vítreas como elementos de unión

Años atrás se suscitó el gran desarrollo de la tecnología de los materiales de aporte para la unión por difusión, gracias a la necesidad y a la gran variedad de aplicaciones se requirió de una tecnología más sofisticada en la invención de materiales, para poder operar a altas temperaturas y en ambientes altamente corrosivos. Las aleaciones Ni/Cr-B-Si se utilizaban previamente en el revestimiento de metales en los aviones. Antiguamente el oro y la plata eran los materiales de aporte que más se implementaban, pero debido a su costo y a las grandes demandas, se discontinuaron para descubrir e implementar otro tipo de materiales de aporte.

Estas cintas son la combinación de composiciones eutécticas producidas con metales de transición (Ni, Fe, Co y Cr) en combinación con metaloides (Si, B, P y C). Todos los materiales cristalinos son frágiles por lo que no se pueden producir en formas continuas como cintas, alambres, etc., y solo se disponen como polvo o sus derivados. Recientemente, nuevas aleaciones se han producido con composiciones modificadas de las originales. Las nuevas aleaciones contienen P como el principal metaloide adicionado [12-15], el cual sirve para disminuir el punto de fusión de las aleaciones. Además cabe mencionar que se puede sustituir B y Si por el P, en donde se aumenta la cantidad de Fe, Cr, y Mo sin que se incremente la temperatura de fusión. Las aleaciones contienen gran concentración de Cr, dando una buena resistencia a la corrosión.

Debido a su bajo punto de fusión, una ventaja económica sería en hornos de bajo costo con atmósfera protectora en vez de hornos al vacío, y otra sería que poseen un menor costo debido al reemplazo de Ni por Fe. También se pueden obtener cintas metálicas vítreas dúctiles con algunas composiciones con contenidos de P, fabricadas por Meltglas inc [16].

Durante estos últimos años, las aleaciones que se utilizan como material de aporte y que son obtenidas por solidificación rápida representan el principal adelanto en el desarrollo de la tecnología de la unión por difusión a elevada temperatura [16-17]. Recientemente, estas aleaciones se han utilizado para unir intercambiadores de calor de acero inoxidable austenítico [2], que operan en algunos casos bajo condiciones extremas en reactores de alta temperatura, para sistemas de generación de energía y producción de hidrógeno [18-20]. También se han usado para unir superaleaciones base Ni en la fabricación de componentes para turbinas y plantas de energía nuclear, en las cuales se requieren de excelentes propiedades de resistencia a la corrosión a elevada temperatura [3, 4]. La industria automotriz las aplica en la unión de catalizadores metálicos, enfriadores de recirculación de gases de escape (EGRC) y filtros de partículas diésel para disminuir las emisiones contaminantes y mejorar su eficiencia; estos componentes también se fabrican de acero inoxidable austenítico y que operan en ambientes corrosivos a alta temperatura.

En su mayoría, se han empleado aleaciones metálicas vítreas base Ni/Cr-Si-B como metales de aporte gracias a su compatibilidad con los aceros inoxidables austeníticos y a sus buenas propiedades de resistencia a la corrosión. El objetivo de reducir los costos de la materia prima en la fabricación de los vidrios metálicos es el sustituir el Fe por el Ni. Las aleaciones metálicas vítreas están solamente en el grupo de las aleaciones de Ni, Co y Cu con un porcentaje bajo de Fe [15]. Finalmente, es muy escasa la investigación acerca de la utilización de cintas vítreas base Fe como metales de aporte para la unión de materiales con acero inoxidable.

### ***2.4 Afectación térmica de los aceros inoxidables 316L y AL-6XN***

Estos dos tipos de aceros pertenecen a aleaciones que poseen resistencia mecánica y a la corrosión formando una capa sobre la superficie microscópica de óxido de cromo llamada película pasiva, formándose con el 12% de cromo [21].

En general, los aceros inoxidables se clasifican de acuerdo a su estructura en aceros inoxidable ferríticos, martensíticos, austeníticos o duplex (austenita mas ferrita) y los

endurecibles por precipitación los cuales se basan en tratamientos térmicos [22]. A estos aceros se adicionan elementos ferríticos los cuales son (Cr, Si, Al, Mo, Ni, Ti, W y V) y austeníticos (Ni, Mn, C, N y Cu) influyendo en el tipo de estructura ferrítica o austenítica [23].

De acuerdo a las normas y especificaciones AISI/ASTM (*American Iron and steel Institute/American Society for Testing and Materials*) los aceros inoxidables de la serie 300 mantienen la estructura austenítica a temperatura ambiente. Una fase austenítica tiene una estructura cristalina cúbica centrada en las caras (FCC). Constituidos principalmente de elementos Cr, Ni, Mo entre otros, además el elemento Ni tiene influencia significativa en la fase austenítica que la estabiliza [24].

El carbono disuelto en el hierro tiende a irse a los lugares intersticiales existentes entre los átomos, aumentando propiedades mecánicas tales como dureza y ductilidad.

Cuando surge una precipitación, el carbono disuelto sale de la red cristalina para mezclarse con Cr o Fe generando carburos o microconstituyentes que se aíslan de la otra parte de la estructura generando propiedades diferentes. Al precipitar carburos tipo  $M_{23}C_6$  lleva a la disminución de Cr en zonas granulares del acero perdiendo su propiedad de inoxidable, denominado sensibilización. Al calentar a temperatura por arriba de  $650^{\circ}\text{C}$  y enfriar lentamente hasta llegar a temperatura ambiente se presenta sensibilización durante procesos de soldadura [25].

Los aceros inoxidables austeníticos contienen en un rango de 8-20% Ni, 18-30% Cr, y 0.03-0.1% C. El carbono tiene una solubilidad máxima de 0.05% a  $800^{\circ}\text{C}$ , incrementando 0.5% C a  $1100^{\circ}\text{C}$ , por lo tanto el tratamiento entre  $1050^{\circ}\text{C}$  y  $1150^{\circ}\text{C}$  tendrá el total de carbono disponible en solución y una velocidad elevada de enfriamiento que a partir de esta temperatura dará una solución sólida de austenita supersaturada a temperatura ambiente. Cuando se genera un recalentamiento de  $550-800^{\circ}\text{C}$  al enfriarse lentamente no aceptará el carbono en la solución, solamente lo precipita como carburo con un alto porcentaje en cromo ( $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ), aun cuando el contenido de carbono en el acero sea menor al 0.05%. Al formarse los carburos en aceros austeníticos se generan en los límites de grano en forma de dendritas. Aun cuando la precipitación presente un efecto sobre las propiedades mecánicas [26].

Al realizar un estudio microestructural de solubilidad del carbono en la aleación Fe-18Cr-8Ni. En la Figura 2.2 (a) se observa que las aleaciones que contienen 0.03 a 0.7% C, cuando se tiene una estructura en equilibrio a temperatura ambiente se obtiene una estructura austenítica, ferrita alfa y carburo ( $M_{23}C_6$ ). Obteniendo las reacciones:  $\gamma + M_{23}C_6 \rightarrow \gamma + \alpha + M_{23}C_6$ ,  $\gamma \rightarrow \alpha + M_{23}C_6$  para porcentajes de carbono menores de 0.03%. El diagrama de la Figura 2.2 (b) se presentan condiciones reales de no equilibrio. Muestra que la austenita con 0.03% C resultara estable. Cuando la austenita presenta un porcentaje por arriba de 0.03% C tendrá que precipitar el  $M_{23}C_6$  durante el enfriamiento debajo de la línea de solubilidad [27].

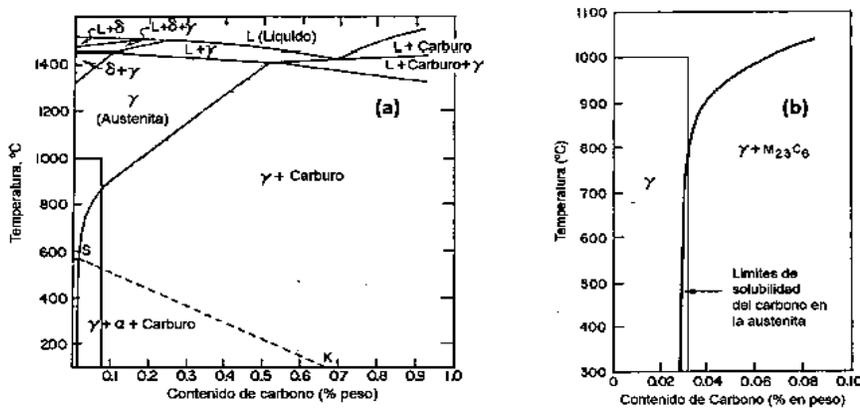


Figura 2.2 Solubilidad sólida del carbono en una aleación Fe-18% Cr-8% Ni, para aceros con contenidos de (a) 0.03-0.7% C y (b) debajo de 0.03% C [27].

Dentro de la clasificación de los aceros austeníticos se encuentran los inoxidables 316L con un 3% de Mo mejorando la resistencia a la corrosión por picado. La influencia del Mo, tiene un efecto sobre estos tipos de uniones influyendo sobre la pasividad y la resistencia química de los aceros inoxidables al contener ácidos que reducen en existencia de iones  $Cl^{-1}$ , donde la pasividad de Cr no es muy estable. El elemento que estabiliza la ferrita es el Mo y tiene resistencia al ataque químico. Conteniendo un porcentaje máximo del 0.03% C con este porcentaje se espera que no se genere sensibilización, es decir, precipitados de carburo de cromo que se forman en los límites de grano generando así lugares donde se puede generar corrosión.

El cromo y molibdeno al permanecer con valores mayores aceleran reacciones en una de las fases llamada chi y sigma esto se debe al efecto de retardo que ejerce el nitrógeno y níquel. En la Figura 2.3. Se muestra la precipitación y tiempos en los que inician las fases para el acero 316L [28].

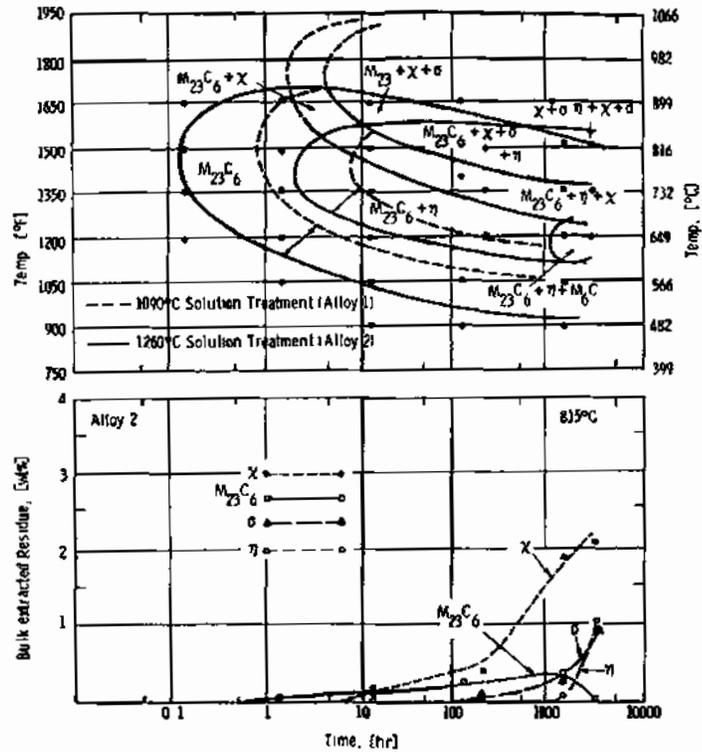


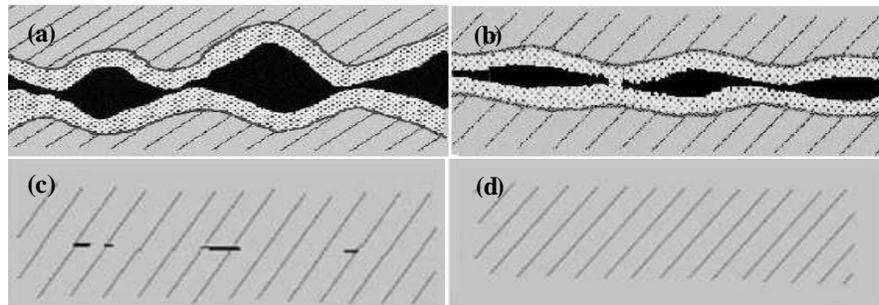
Figura 2.3 Diagrama TTP de la solución (0.023% C- 1.74% Mn- 0.73% Si- 13.1% Ni- 17.3% Cr- 2.66% Mo) tratada para 1.5 h y templada en agua [28].

El acero AL-6XN a temperaturas de 510°C es estable y a temperaturas más elevadas de 650 a 980°C este tipo de acero al presentar exposiciones extensas la fase sigma precipita en los límites de grano. Perjudicando esta fase a la corrosión de la aleación antes de que influya en las propiedades mecánicas. Cuando se presentan aleaciones con porcentajes del 6% Mo y aplicando un tratamiento térmico a 800 °C a un tiempo de permanencia de 10 minutos, seguido de un enfriado a temperatura ambiente, se forman partículas de fase sigma en los límites de grano; el comportamiento del nitrógeno para porcentajes de 0.05% en peso de N varían, dependiendo de los porcentajes de este mismo los precipitados de fase sigma se forman de manera intergranular; el Si cambio para contenidos superiores a 0.18% en peso se suprime [29].

### 2.5 Tipos de unión

- Difusión en estado sólido

Por medio de este proceso se elaboran uniones metálicas y compuestas, y para ello se lleva a cabo el acercamiento de las superficies de los materiales para que estas reaccionen y sus elementos difundan y formen enlaces fuertes. La rugosidad superficial de las caras a unir es un parámetro importante en este método, y para ello no es suficiente el simple contacto de las superficies, si no que requiere de un parámetro importante como lo es la presión. A pesar de que estén perfectamente pulidas las superficies, se unen prioritariamente las asperezas de las superficies y la relación área de contacto/ área de superficie es muy baja. Este mecanismo se da en dos etapas [30]. Al inicio se presenta una deformación plástica en las asperezas superficiales conforme se aplica la carga. En la preparación metalográfica de las superficies se presentan asperezas. Al someter la muestra bajo esfuerzo localizado la deformación plástica continúa y sin embargo en el área de contacto se vuelve menor cuando el material cede a la temperatura de proceso. Al continuar la deformación de asperezas ocurre un mayor contacto en las superficies ya que remueven las películas de óxidos frágiles. Por último la superficie unida es menor al 10% con huecos y óxidos. En la siguiente etapa los huecos se contraen por efectos térmicos y así se aumenta la superficie de unión. Para la unión de metales iguales y sin óxidos el proceso se afina además se implementa para uniones disimiles. Véase Figura 2.4.

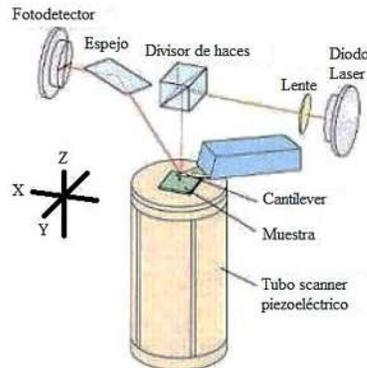


**Figura 2.4 Unión por difusión en estado sólido que induce un crecimiento en el área de contacto de dos superficies microscópicamente rugosas y onduladas: a) contacto inicial, b), c) y d) crecimiento progresivo debido a la difusión y al flujo plástico.**

### **2.6 Microscopia de fuerza atómica (AFM)**

Este equipo analiza una muestra, midiendo la altura superficial de una sonda o punta cristalina de forma piramidal. Esta sonda se acopla a un listón microscópico, bastante sensible al efecto de las fuerzas, alrededor de 200  $\mu\text{m}$  de longitud.

La fuerza atómica se detecta cuando la punta está muy próxima a la superficie de la muestra. De esta manera se registra la pequeña flexión del listón a través de un haz láser reflejado en su parte posterior. La muestra se desplaza tridimensionalmente por medio de un sistema auxiliar piezoeléctrico, en tanto que la punta barre ordenadamente la superficie. Todo el sistema es controlado mediante un software como se observa en la Figura 2.5 [31].



**Figura 2.5 Microscopio de fuerza atómica [31].**

### ***2.7 Tipos de corrosión***

El mecanismo por el cual se elaborará el tipo de morfología que se presenta en la parte afectada de la unión es la corrosión [32]. Dependiendo del medio donde se realice será del tipo: corrosión electroquímica y corrosión química; dependiendo de su morfología será del tipo: generalizada y localizada (por picaduras, intergranular y galvánica).

- **Corrosión generalizada**

Este tipo de Corrosion es más homogénea sobre la superficie de sus caras del material con una penetración constante. Si es de interés medir que tanto se degrada el material resultara muy sencillo y se podría aumentar el tiempo de vida útil del material aumentando sus dimensiones.

- **Ataque localizado**

Este mecanismo de Corrosion se concentra en puntos aislados es muy peligroso pues se concentra en puntos aislados muy críticos generando falla catastrófica en el material. La zona que realmente se afecta no guarda relación con las consecuencias de la falla por este motivo es importante controlar este problema. El picado es el caso más severo de ataque localizado, al afectar puntos más aislados en medios donde la superficie metálica esta pasivada. Cada punto se dispersa en una

dirección de la gravedad, generando así la formación de túneles microscópicos que almacenan soluciones electrolíticas convirtiéndose en un proceso catalítico elevadamente agresivo ya que puede perforar la estructura totalmente provocando una falla estructural. Cuando se tiene un defecto como una grieta la corrosión existirá con una variación de picado que se presenta en zonas de unión donde las juntas permiten la acumulación de solución acuosa que actúa como electrolito y mantiene la pila de corrosión activa.

### ➤ Corrosión por picadura

Tipo de corrosión extremadamente localizada, se forma en superficies que están cubiertas por óxidos. Se genera una picadura por dislocaciones locales anódicas donde la pérdida de metal puede presentarse gravemente por la presencia de un ánodo pequeño y un cátodo grande. Es complicado detectar este tipo de Corrosion porque se encuentran cubiertas por los productos de corrosión. Por rompimiento de la película pasiva la presentan los metales pasivos tales como los aceros inoxidable y el aluminio. Las causas de las picaduras pueden ser inclusiones no metálicas, depósitos de productos de corrosión y rompimiento de películas pasivas por iones  $\text{Cl}^{-1}$ ,  $\text{Br}^{-1}$ ,  $\text{I}^{-1}$ ,  $\text{Fe}^{3+}$ .

Antes de que se observen por primera vez las picaduras iniciales, el tiempo en el que aparezcan dependerá de dos factores principales; El tipo de aleación metálica y tipo de solución corrosiva [32]. La mayoría de estos problemas tienen que ver con iones de haluros, cloruros, bromuros e hipocloritos. Casi todos los mecanismos de ataque por cloruros coinciden en la formación del ácido clorhídrico en el interior de la picadura, es la fuerza impulsora del avance de la picadura.

Al formarse picaduras inicialmente formadas por la adsorción de elementos iónicos activos, específicamente iones de cloro ( $\text{Cl}^{-1}$ ), sobre ciertos sitios defectuosos en la película de óxido: los sitios pueden ser: partículas de escoria, precipitados de fases secundarias, inclusiones no metálicas, heterogeneidades estructurales, heterogeneidades de composición, etc. Alcanzando el potencial de picado, ver Figura 2.6, el intenso campo eléctrico sobre las partes más delgadas de la película de óxido será tan elevados que los iones de cloro, podrían penetrarla. Los iones que penetran, forman cloruros metálicos y, como consecuencia, la disolución local de la película de óxido del metal.

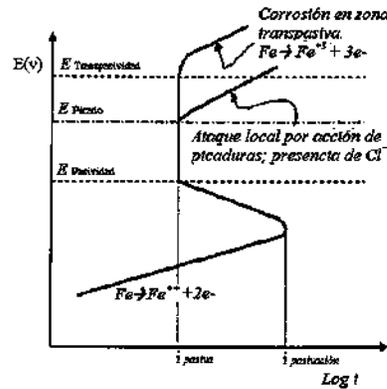


Figura 2.6 Curva de polarización anódica de metales con películas pasivas y la influencia del picado sobre ella. La corrosión por picaduras se presenta cuando estas son de tal grado que rompen la película pasiva [34].

La Corrosion por picado avanza sin detenerse y se podría decir que es un círculo vicioso en el cual avanza autocatalíticamente, la misma genera condiciones que promueven su propio crecimiento. Se observa el mecanismo de crecimiento de la picadura como se muestra en la Figura 2.8. Para ello, el metal sufre picaduras por la acción aireada de cloruro de sodio. Se da una rápida disolución en el interior de la picadura, y se reduce el oxígeno sobre una superficie adyacente. Este proceso estimula y propaga los efectos de la picadura. La rápida disolución en el interior de la picadura y los escasos de oxígeno libre tienden a producir un exceso de cargas positivas en el área, que provoca la migración de los iones de cloro hacia el interior de la misma para mantener la neutralidad eléctrica. Los iones metálicos reaccionan con los iones de cloro y forman los cloruros metálicos, según la reacción:



Las sales metálicas, incluyen cloruros y sulfatos, se hidrolizan por la acción del agua y forman hidróxido metálico y ácido libre, de acuerdo con la siguiente reacción:



El ácido libre introduce iones de hidrógeno (agentes altamente oxidantes) por lo cual el proceso se transforma en autocatalítico. Tanto el hidrógeno como los iones de cloro estimulan la disolución de la mayoría de los metales y aleaciones, acelerando los procesos con el tiempo. Al interior de la picadura no ocurre la reducción del oxígeno ya que, en soluciones concentradas, la solubilidad del oxígeno es virtualmente cero. La reducción catódica del oxígeno sobre la superficie adyacente a la picadura tiende a suprimir la corrosión; en otras palabras la picadura

ejerce una especie de protección catódica sobre el resto de la superficie metálica, a costa de su avance ver Figura 2.7 [32].

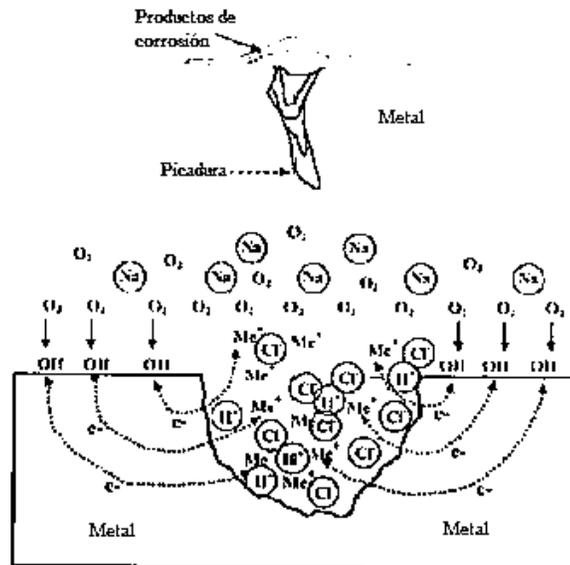


Figura 2.7 Esquematación del mecanismo de corrosión y crecimiento de una picadura. Regularmente se forman las picaduras sobre superficies metálicas horizontales debajo de películas o materiales acumulados [34].

## 2.8 Nanoindentación

La prueba de nanoindentación consiste simplemente en una prueba de indentación cuya escala de longitud de la penetración es medida en nanómetros ( $10^{-9}$ ); caso contrario a los ensayos de dureza convencionales donde las escalas se dan en milímetros ( $10^{-3}$ ) y en varios casos micras ( $10^{-6}$ ). Otra característica que se aprecia en esta técnica es la medición indirecta de la zona de contacto, que es el área de contacto entre el indentador y la muestra caso contrario a las mediciones directas de la impresión residual de las indentaciones convencionales. La impresión residual por esta técnica es del tamaño del orden de micras y/o demasiados pequeños para ser medidos directamente. El área de contacto se determina mediante la profundidad de la indentación del indentador en la superficie del espécimen. Y, con la geometría del penetrador se mide de manera indirecta la zona de contacto.

Los datos experimentales de carga del indentador y la profundidad de penetración dan una medida indirecta de la zona de contacto a plena carga, de los cuales se puede estimar la presión media de contacto, y por lo tanto la dureza. Debido a la caracterización mecánica de películas delgadas y materiales con pocos volúmenes, en la actualidad se utilizan las pruebas de

indentación. El procedimiento de prueba con penetradores piramidales implica una secuencia de carga y descarga elásto-plástico. Las fuerzas que involucra la prueba están en un rango de mili-newton ( $10^{-3}$  N) y se mide en una resolución de unos nano-newtons ( $10^{-9}$  N). Las profundidades de penetración son del orden de micras con una resolución de menos de un nanómetro ( $10^{-9}$  nm). Además cabe mencionar que por medio de esta técnica se determina el módulo de elasticidad, exponente de endurecimiento por deformación, tenacidad a la fractura (en caso de los materiales frágiles), y propiedades viscoelásticas.

La profundidad máxima de penetración para una carga en particular, junto con la pendiente de la curva de descarga al punto de datos en la carga máxima, conduce a una medida de dureza y módulo de elasticidad del material de muestra.

En términos de contacto elástico, en los penetradores piramidales Berkovich de tres lados se aplica directamente las ecuaciones de Hertz [35]. Para los cuales el área de contacto se encuentra en las dimensiones del perímetro de contacto.

El indentador Berkovich (Figura 2.9) posee un ángulo de cara de  $65.27^\circ$ , el radio de punta para un nuevo indentador oscila alrededor de 50-100 nm y con el uso aumenta aproximadamente 200 nm. El área proyectada para este penetrador piramidal es:

$$A = \pi h_p^2 \tan^2 \alpha \quad (2.1)$$

donde:

$h_p$ , es la profundidad de penetración medida desde el borde del círculo o área de contacto que es:

$$A = 24.5h^2 \quad (2.2)$$

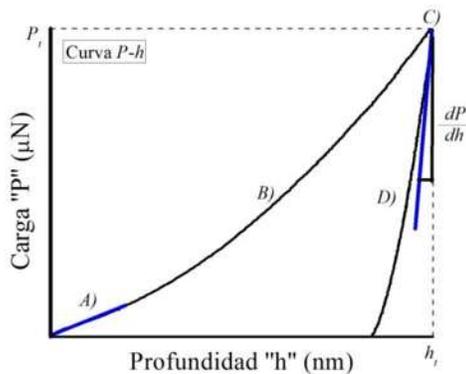


Figura 2.8 Curva carga-desplazamiento para un sólido elástico.

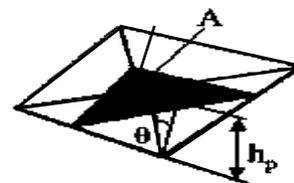


Figura 2.9 Parámetros de indentación para penetradores Berkovich.

El objetivo principal de la prueba es determinar el módulo de elasticidad y la dureza del material de los datos experimentales de la carga del indentador y la profundidad de penetración. La Figura 2.8 describe una curva carga-penetración obtenida en base al ensayo, donde se presentan diferentes zonas en la curva: A) es el límite elástico que al dejar de aplicar la carga, el material regresaría a su forma inicial sin presentar deformación, B) representa la zona elastoplástica donde podrían presentarse varios cambios de acuerdo al material, esto dependerá de su homogeneidad, C) es el punto máxima carga aplicada y D) en esa curva es donde se aplica el método de Oliver y Pharr [35], que al dejar de aplicar la carga en esta zona si el material fuese dúctil recuperaría su forma original.

### ***2.9 Uniones con cintas metálicas vítreas base Ni y base Fe***

Whenchun y colaboradores [36] realizaron la unión de los aceros inoxidables 304 con metal de aporte base Ni para estructuras tipo plate-fin. Investigaron el efecto del tiempo de permanencia sobre la microestructura, con el objetivo de obtener el tiempo de permanencia más óptimo. Obtuvieron microestructuras de unión a 10, 25 y 40 minutos de permanencia, que consistieron en cuatro zonas principalmente: zona afectada de difusión (DAZ), zona de reacción en la interfase (IRZ), zona de solidificación isotérmica (ISZ) y la zona de solidificación atérmica (ASZ). Encontraron que la estructura de este ensamble se compone de una solución sólida, compuestos de silicio níquel, níquel boro y una mezcla de silicio níquel y níquel boro. En general encuentran que la microestructura en la interfase se compone de una solución sólida y tres fases frágiles.

Wu y colaboradores [4] analizan los resultados de una unión de acero Inconel X-750 a un acero inoxidable 304 con unión mediante inducción. La soldadura fuerte experimental se llevó a cabo a 1150 °C usando un metal de aporte base Ni. Analizan que por medio del calentamiento por inducción, el proceso de unión se puede completar en cuestión de segundos en una atmósfera de argón. Analizan también los efectos del tiempo de permanencia sobre la microestructura de este ensamble, la distribución de elementos sobre la zona de reacción de la unión. Los resultados les muestran que el metal de aporte base Ni contiene boro y silicio que funcionan como depresores del punto de fusión y a pesar de ello, presenta buena humectación y difunde entre el inconel X-750 y el inoxidable 304. Observaron que la anchura de la interfase de la unión aumenta cuando el tiempo de exposición aumenta. Los aceros inconel X-750 y el inoxidable 304 no presentaron

ningún cambio apreciable en sus microestructuras debido al ciclo de calentamiento rápido de procesamiento por inducción que implementaron. Obtuvieron las uniones mediante calentamiento por inducción a 1150 °C a tiempos de 0, 10, 30, 60, 120, 180, 240 y 300 segundos presentando buen mojado entre los materiales base y el metal de aporte base Ni. Mediante análisis de rayos X, las uniones presentaron los aglomerados a lo largo de la línea central de la unión ricos en Cr, Ni, Fe y Si. Ellos sugieren que en base a estos resultados existe la posibilidad de la formación de compuestos intermetálicos una mezcla de Ni y Cr, siliciuros y boruros. De acuerdo a sus resultados de microdureza, aumenta en la interfaz rápidamente a 603 HV sobre el acero Inconel X-750 y 593.4 HV en el acero inoxidable 304 debido a la presencia de compuestos intermetálicos.

Wu y colaboradores [3] realizaron la unión de los aceros Inconel 718 a un Inconel X-750 utilizando una cinta amorfa base Ni. En base a la sensibilidad de la respuesta de la unión por inducción, la evolución microestructural de las interfases fue analizada con éxito. Las uniones las realizaron mediante el método en fase líquida transitoria a un rango de 1100 a 1200 °C para tiempos de 0 a 300 segundos, en una atmósfera de argón. Ambas microestructuras interfaciales las analizaron para observar la calidad de la unión. La microscopía electrónica de barrido les muestra una buena mojabilidad entre los materiales base y el metal de aporte. Encontraron que el principal factor en la evolución microestructural perteneciente a la interfase es la temperatura de unión, la que conlleva a la difusión de boro y silicio, desde el metal de aporte hacia los materiales base. Los elementos de distribución como el Cr, Fe, Ni, Si y Ti fueron examinados por análisis de energía dispersiva de rayos X. Y encontraron que el silicio y el cromo permanecen en el centro de la región de unión y son fases quebradizas, la distribución de boro es uniforme a lo largo de la línea central de la unión y enseguida difunde desde el metal de aporte hacia los materiales base. Además investigaron la influencia del ciclo de calentamiento sobre la microestructura de los materiales base y el tiempo de permanencia sobre las propiedades mecánicas de las uniones en fase líquida transitoria y de acuerdo a sus resultados obtuvieron uniones satisfactorias a 1100 °C para 0, 30, 60, 120, 180 y 300 segundos con esta cinta amorfa base Ni. Por último encontraron que la microestructura de los materiales base no fue afectada apreciablemente por el calentamiento por inducción de los materiales base.

Verduzco y colaboradores [37] investigaron el efecto de la temperatura y tiempos de permanencia sobre la microestructura y la resistencia a la corrosión de la unión de los aceros

inoxidables AISI 316L, con metal de aporte Fe75Cr8P10B7. La temperatura de fusión de esta cinta se determinó mediante un análisis térmico diferencial obteniendo por tanto el punto de fusión de la misma de 1571 °C. Las uniones las llevaron a cabo en un horno de resistencias con atmosfera de gas Ar a dos diferentes temperaturas: 900 y 1000 °C a tiempos de 5, 10, 15, 20 y 40 minutos de permanencia. Las uniones las realizaron mediante el mecanismo unión por difusión. De acuerdo a sus resultados presentan las uniones con tiempos de permanencia de 40 minutos donde no presentan porosidades en las zonas de reacción y presentan una mejor calidad. Con microscopia electrónica de barrido realizaron la caracterización de la zona de unión revelándoles una mejora en la calidad de las uniones: a 900 °C a partir de periodos de 20 minutos de permanencia. Estas uniones les presentaron en las interfases una cantidad mínima de porosidad. Observan que a 1000 °C la unión interactúa difusa y para las muestras de 40 minutos desapareció totalmente la porosidad. Incluso la presencia de partículas precipita la zona de unión reflejándoles una aceptable resistencia a la corrosión localizada en electrolitos no agresivos. El estudio de microscopia electrónica de barrido les reveló que las partículas de forma irregular y otras fases formadas en la zona intermedia de las uniones. La presencia de fases en las muestras unidas a 1000 °C les reveló una disolución preferencial en la zona de unión durante los ensayos de polarización en una solución NaCl.

Telles y colaboradores [38] analizaron la unión de los aceros inoxidables AISI 316L usando una cinta base Ni, como material de aporte, empleando un horno tradicional de resistencias. Obtuvieron uniones favorables a temperaturas de 1105 y 1170 °C con tiempos de permanencia a partir de 10 a 40 minutos; observándose una mayor difusión e interacción de elementos en la interfase caracterizándose por una ausencia de porosidades y fisuras en las mismas.

Lemus y colaboradores [39] estudiaron la microestructura de la interfase formada, después de haberse unido así mismo los aceros inoxidables AISIA 304, usando una cinta comercial metálica vítrea como elemento de unión y su efecto sobre la resistencia a la corrosión en la zona de la interfase de reacción. Realizaron uniones a diferentes tiempos y temperaturas variando desde 25 hasta 90 minutos de permanencia y 800, 900 y 1000 °C respectivamente. En base a sus resultados, observaron que en el proceso de unión inducida interdifunden los elementos de aleación desde el acero hacia la cinta amorfa, llevando a la formación de intermetálicos y fases secundarias en la interfase de unión, como observaron en el microscopio

electrónico de barrido. Observaron también que las uniones muestran una línea de unión homogénea. Además la porosidad residual de la zona de unión se redujo para ambas, la temperatura de unión y el tiempo de permanencia incrementaron. Los ensayos electroquímicos en 3.5 % en peso de NaCl presentaron corrosión localizada por picadura bajo condiciones a temperatura ambiente con un potencial de circuito abierto en forma de disolución preferencial. Los resultados del potencial de corrosión para las muestras a 900 °C sugieren que el incremento del tiempo de unión desde 25 a 30 minutos es suficiente para transpasar desde un estado de no sensibilizado a uno de sensibilizado en la zona de unión. Esto puede ser asociado a la cantidad de carburos de cromo sobre los límites de grano. Los resultados evidencian claramente la correlación de la temperatura y del tiempo de permanencia, desde que hay una tendencia a incrementar la sensibilización así como incrementa la temperatura y el tiempo de permanencia, siendo la temperatura más influenciada que el tiempo.

Leal y colaboradores [40] realizaron uniones de acero inoxidable AISI 316L con cintas metálicas vítreas base Fe y base Ni. Determinaron la temperatura máxima y tiempo de unión de los aceros inoxidables para cada una de las cintas usadas como elemento de unión. Caracterizaron las microestructuras de las interfases de las uniones y hacen una comparación de las nanodurezas y rugosidades superficiales en las zonas de las interfases en las dos tipos de uniones. Al utilizar cintas base Fe a una temperatura de 1300 °C, observaron la formación de fases intermetálicas, caso contrario para las uniones con cintas base Ni. En las uniones con cintas base Fe observaron la interfase con una estructura menos homogénea apareciendo la fase sigma ( $\sigma$ ) y por otra parte la unión que mejor difusión de sus elementos presentó fue usando cintas base Ni a una temperatura de 1300 °C. De las pruebas mecánicas de nanoindentación que les realizaron a las uniones con cinta base Fe presentaron un valor alto de nanodureza promedio en toda la muestra de 206.33 GPa, comparándola con la muestra unida con cinta base Ni con un valor de nanodureza promedio de 199.54 GPa, esto debido a la formación de intermetálicos.

**CAPÍTULO III.- DESARROLLO EXPERIMENTAL**

En este capítulo, se presentan los procesos de caracterización de los materiales base y de aporte para las uniones, así como de las muestras unidas tipo sándwich; se realizarán estudios interfaciales de las muestras unidas y también análisis de corrosión y análisis de las durezas de las diferentes zonas en la unión.

**Materiales**

- Acero inoxidable 316L.
- Acero inoxidable AL-6XN; medidas de las muestras: 10 mm x 5 mm x 3 mm.
- Cinta metálica vítrea base Fe.
- Cinta metálica base Ni.

La Tabla 3.1 muestra las composiciones químicas nominales de los materiales de inicio.

**Tabla 3.1 Composición química nominal de los materiales de inicio.**

Material	% atómico									
	Fe	Cr	Ni	Mo	Cu	C	N	P	B	Si
Cinta base Fe	60	8	12	--	--	--	--	13	7	--
Cinta base Ni	4	12	76.5	--	--	--	--	--	3	4.5
% en peso										
316L	Resto	16-18	10-14	2-3	--	0.03	--	--	--	--
AL-6XN	Resto	20-22	23.5-25.5	6-7	0.75	0.03	0.18-0.25	--	--	--

**3.1 Metodología**

**3.1.1 Caracterización metalográfica de los materiales de inicio**

Inicialmente se realizó la caracterización estructural de los materiales base (aceros inoxidables 316L y AL-6XN), previo a la preparación empleando técnicas de metalografía estándar (desbaste con lijas de carburo de silicio de variadas granulometrías, pulido con pasta de diamante de 6, 3 y 1  $\mu\text{m}$  y ataque químico con Glyceregia (glicerina +  $\text{HNO}_3$  +  $\text{HCl}$ ), se observaron las características estructurales mediante microscopía óptica. Así mismo, se realizó un microanálisis químico para corroborar su composición química empleando microscopía electrónica de barrido. Para los metales de aporte (cinta metálica vítrea base Fe y base Ni) se

llevó a cabo un análisis de difracción de rayos X con el cual se corroboró su grado de amorficidad y/o cristalinidad, además de corroborar sus composiciones químicas así mismo empleando un análisis térmico diferencial se determinó la temperatura de fusión y de recristalización de las mismas. Por último, se prepararon probetas ya unidas para realizar los ensayos de nanoindentación, así como las pruebas de resistencia a la corrosión.

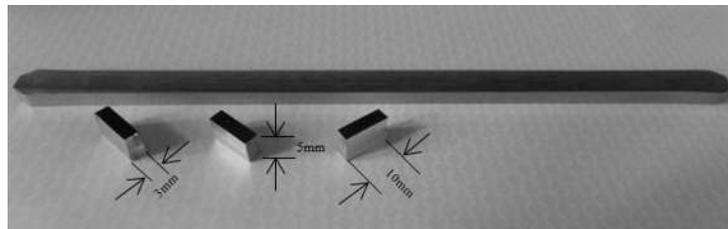
### ***3.1.2 Microscopía de fuerza atómica (AFM)***

Por medio del AFM se analizaron las muestras de acero inoxidable 316L y AL-6XN, el cual emplea puntas de silicio (NSC12), con una frecuencia de resonancia de 150 KHz, una fuerza constante de 4.5 N/m y un radio de curvatura de 10 nm. La finalidad de realizar esta prueba es tener un parámetro inicial aproximado de la rugosidad previa a las uniones.

### ***3.1.3 Procedimiento para las uniones***

Para iniciar con el proceso de las uniones, se preparó la superficie de los materiales base. Para ello, se cortaron muestras de los dos tipos de aceros con las medidas, 10 mm de largo por 5 mm de ancho por 3 mm de espesor, como se observa en la Figura 3.1. De igual forma se desbastaron las superficies a unir (3 mm x 10 mm) y se pulieron hasta usar pasta de diamante de 1  $\mu$ m. Posteriormente, se lavaron y desengrasaron con acetona grado industrial en una tina ultrasónica por 20 minutos y al final se secaron con aire caliente.

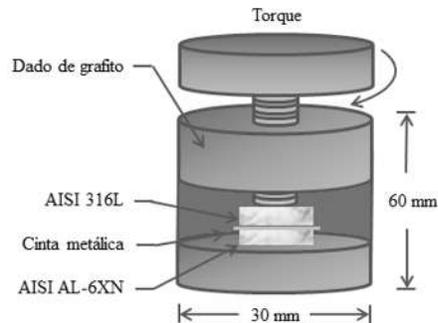
Las cintas metálicas base Fe y base Ni, ambas de 40  $\mu$ m de espesor y 3mm de ancho, solo se lavaron y se desengrasaron con acetona grado industrial en tina ultrasónica durante 10 minutos y, finalmente, fueron secadas con aire caliente.



**Figura 3.1 Muestras de acero inoxidable austenítico 316L y AL-6XN cortadas y preparadas superficialmente en la cara donde se realizará la unión de los materiales.**

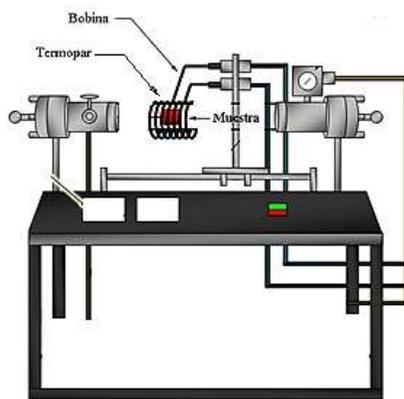
Una vez obtenida la limpieza de las muestras, el arreglo del sistema, tipo sándwich donde las superficies de los materiales base fueron puestas cara a cara colocando entre estas la intercapa metálica base Fe o base Ni, el cual se fijó en un dado de grafito recubierto con polvo de nitruro de

boro (BN) en aerosol de 99.5% de pureza, la presión se ejerció con un torque de 0.56 Nm sobre el sistema, esto para conservar el ensamble junto, como se muestra en la Figura 3.2. El polvo de BN evitó la contaminación de las piezas durante el proceso de unión.



**Figura 3.2 Dado de grafito con el arreglo tipo sándwich de las muestras a unir.**

Mediante un calentamiento por inducción se llevó a cabo las uniones una bobina de cobre donde se recircula agua para ser refrigerada. La potencia fue suministrada con una fuente de poder genérica. Para poder incidir el aporte calórico hacia el ensamble a unir, se colocó la bobina alrededor del dado de grafito. La temperatura de unión se monitoreo haciendo incidir dos rayos de infrarrojo los cuales registran la temperatura en el termómetro y éste a su vez se conectó a una computadora para almacenar los datos en tiempo real. La Figura 3.3, muestra un esquema del horno de inducción. Este horno se prefiere ya que induce un calentamiento rápido por inducción que no deja pasar más tiempo para llegar a la temperatura de 820°C, así mismo esto favorece a la disminución de la creación de fases precipitadas sobre los materiales expuestos.



**Figura 3.3 Horno de inducción [41].**

### ***3.1.4 Unión en fase sólida por difusión***

A partir del concepto de este proceso, como se describió con anterioridad, este se realizó con un calentamiento por inducción de las muestras en el horno cuya atmósfera fue a la intemperie; los experimentos se llevaron cabo a la temperatura de 820°C con tiempos de permanencia de 5, 30 y 60 min. La Figura 3.4 muestra el ciclo de calentamiento que se estableció en el proceso de unión de las muestras, donde se incrementa la potencia generada de la fuente de poder. El calentamiento se inició desde la temperatura ambiente con una potencia de 100 kW, seguido se incrementó potencia hasta alcanzar la temperatura de trabajo igual a 820°C. Una vez alcanzando esta temperatura, se mantuvo constante durante todos los tiempos de permanencia para continuar con el enfriamiento hasta temperatura ambiente y extraer las uniones fabricadas.

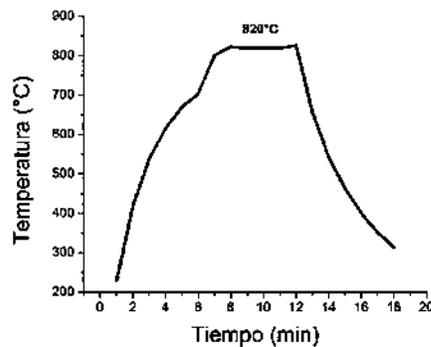


Figura 3.4 Perfil de temperatura-tiempo usado en el ciclo de calentamiento de la unión.

### 3.1.5 Caracterización metalográfica y mecánica de las uniones en fase sólida por difusión

- Caracterización óptica

Para la caracterización de las uniones en fase sólida, las muestras fueron encapsuladas con resina en frío y se cortaron en una sección transversal utilizando una cortadora de precisión con disco de diamante de alta concentración ISOMET BUEHLER. Se lijaron las superficies transversales de las mismas aplicando papel de carburo de silicio de granulometría 400, 600, 800, 1000, 1200, 1500 y 2000 lubricado con agua. Para la etapa de pulido esta se realizaron en tres pasos, al inicio se pulió con pasta de diamante de 6  $\mu\text{m}$ , posteriormente, con pasta de diamante de 3  $\mu\text{m}$  y al final con 1  $\mu\text{m}$ . Seguido, las superficies se lavaron y se desengrasaron con alcohol en una tina de ultrasonido durante 10 min y, finalmente, se secaron con aire caliente. La Figura 3.5 muestra el montaje de las probetas.

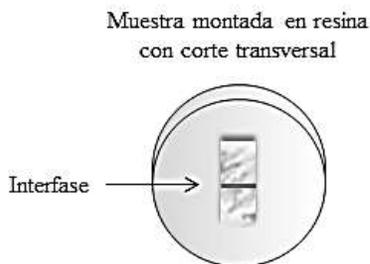


Figura 3.5 Montaje en resina y corte de las muestras unidas.

### 3.1.6 Ensayo de corrosión en agua destilada y solución acuosa 3.5% NaCl

Se realizaron ensayos de corrosión a las uniones, razón por la cual las muestras fueron sometidas a experimentos de polarización potenciodinámica con la finalidad de evaluar el comportamiento electroquímico de las uniones de acero inoxidable en solución de NaCl al 3.5% en peso. El parámetro más importante a ser determinado en las curvas de polarización son los valores del potencial de corrosión ( $E_{corr}$ ).

Estas muestras también fueron encapsuladas en resina en frío. El contacto eléctrico entre el espécimen y el equipo electroquímico fue colocando un cable de cobre en la parte posterior de la unión previa al encapsulado con resina, como se muestra en la Figura 3.6. La superficie transversal a ensayar en las uniones fue preparada antes de hacer las pruebas de la siguiente manera: devastando en agua con papel de SiC de grano 400, 600, 800 y 1000. Después del desbastado la superficie de acero fue lavada con agua desionizada, desengrasada con alcohol y secada con aire caliente previo a la realización de las pruebas electroquímicas.

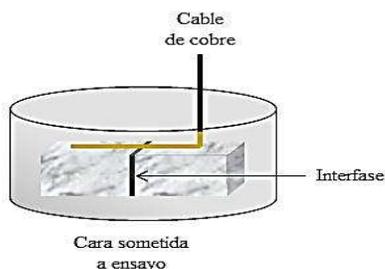


Figura 3.6 Montaje de las muestras unidas en resina para realización de las pruebas electroquímicas.

La celda experimental consistió de un recipiente de vidrio de 100 ml de capacidad. Un electrodo de referencia de calomel saturado (SCE) y una barra de grafito como electrodo auxiliar con los cuales se usó junto con la unión de acero inoxidable (electrodo de trabajo) en un arreglo convencional de celda de prueba de tres electrodos como se observa en la Figura 3.7. Las pruebas

electroquímicas de las uniones de acero inoxidable se llevaron a cabo usando un Potenciostato/Galvanostato modelo Isotron SI 1280B controlado por computadora. Los datos de prueba se procesaron usando el software CorrView 2. La temperatura del electrolito fue controlado a  $25^{\circ}\text{C}\pm 1$ .

La polarización comenzó desde un potencial de  $-300\text{mV}$  hasta  $600\text{mV}$  con respecto  $E_{corr}$  a una velocidad de barrido de  $1\text{mV/s}$  en la dirección catódica y anódica. La polarización continuó hasta la ruptura de la pasividad.

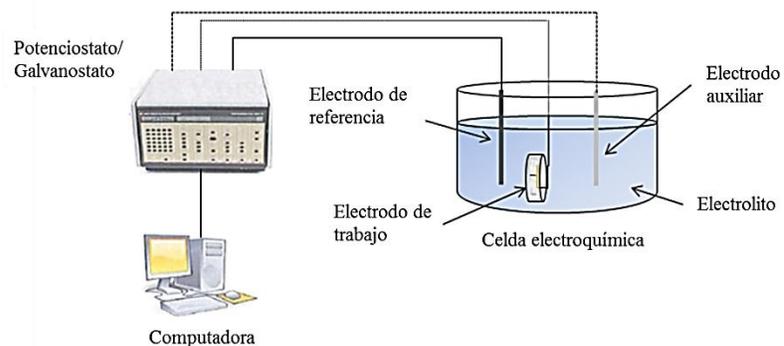


Figura 3.7 Arreglo experimental para la realización de las pruebas electroquímicas.

### 3.1.7 Ensayos mecánicos de nanodureza

Mediante pruebas de nanoindentación se determinaron y calcularon las propiedades mecánicas tales como: módulo de elasticidad reducido ( $E_r$ ) y dureza ( $H$ ) obtenidos de las curvas de carga-penetración obtenidas del ensayo mediante el método de Oliver y Pharr (13). La dureza es determinada mediante la ecuación:

$$H = P/A \quad (3.2)$$

donde:

$P$  es el valor de la carga máxima

$A$  es el área de contacto ( $\pi a^2$ ), donde  $a$  es el radio del círculo de contacto a  $P$  máxima.

El método de descarga de múltiples puntos o también conocido como el método de Oliver y Pharr (13) usa la pendiente de la curva en la porción inicial de la descarga para determinar la profundidad del círculo de contacto y así mismo el módulo combinado o reducido ( $E_r$ ) a través de la ecuación:

$$E_r = \frac{1}{2} \left( \frac{dP}{dH} \right) \left( \frac{\sqrt{\Pi}}{\sqrt{A}} \right) \quad (3.2)$$

donde:

$A$  es el área de contacto ( $\Pi a^2$ )

$dP/dH$  es la pendiente al inicio de la curva de descarga.

Obteniendo como resultado curvas de carga- profundidad de penetración. Para las tablas de resultados los valores de  $H$ ,  $E_r$ , se obtienen mediante el método y ( $E_s$ ) se obtiene mediante la ecuación:

$$E_s = \frac{(1-\nu_i^2)}{\left( \frac{1}{E_r} - \frac{(1-\nu_i^2)}{E_i} \right)} \quad (3.3)$$

Para cada una de las zonas se tomaron valores de módulos de Poisson correspondientes: para las cintas  $\nu_{\text{base Ni}} = 0.38$ ,  $\nu_{\text{base Fe}} = 0.32$ ; para los aceros inoxidables  $\nu_{\text{AISI 316L}} = 0.31$ ,  $\nu_{\text{AISI AL-6XN}} = 0.30$ . Los datos de la punta del indentador de diamante fueron  $E_i = 1140$  GPa y  $\nu_i = 0.07$ .

Las muestras ensayadas se llevaron a cabo bajo las condiciones de temperatura ambiente 24 °C y humedad de 49 %. Es muy importante realizar este ensayo con una humedad por debajo del 50% ya que se puede prevenir vibraciones operacionales del equipo y así no se vean afectados los resultados.

CAPÍTULO IV.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1 Caracterización metalográfica de los materiales de inicio

Inicialmente, los materiales empleados en la unión se sometieron a diferentes pruebas de caracterización con el objetivo de corroborar su composición química, sus fases austenita y súper austenítica, su morfología y características principales, para así comprobar que efectivamente se trabajó con las cintas metálicas vítreas y con los dos tipos de aceros inoxidable:

- **Cinta metálica vítrea ( $\text{Ni}_{76.5} \text{Fe}_4 \text{Cr}_{12} \text{B}_3 \text{Si}_{4.5}$ )**

Comenzando con el análisis, mediante la técnica de difracción de rayos X, se sometió esta cinta para corroborar los datos reportados del proveedor y así utilizarla en la fabricación de las uniones. La Figura 4.1 muestra el patrón de difracción, indicando con ello, el difractograma correspondiente a los materiales amorfos.

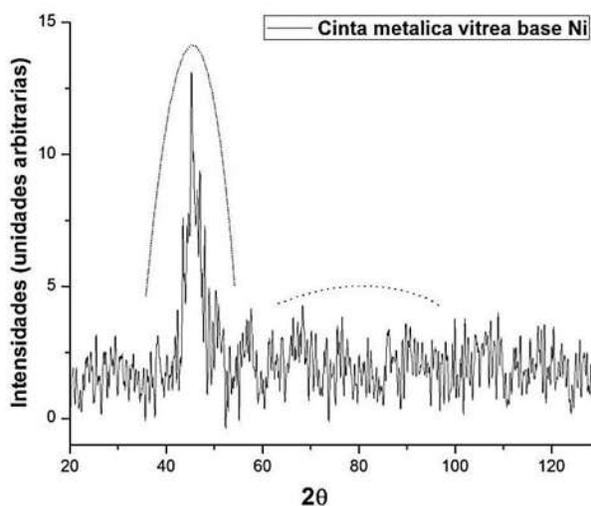


Figura 4.1 Difractograma de la cinta metálica vítrea base Ni

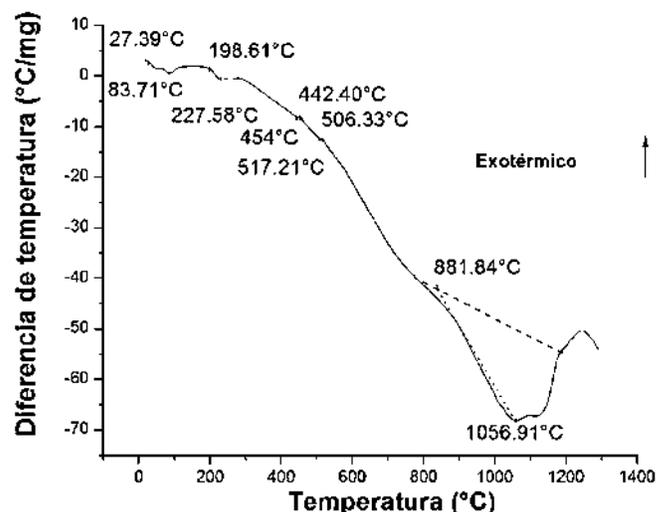


Figura 4.2 Análisis térmico diferencial de la cinta metálica vítrea base Ni.

De acuerdo a este resultado se comprueba el grado de amorficidad y/o cristalinidad de esta cinta, y se observa en el difractograma obtenido, que no presentan curvas características donde hay una ausencia de picos de difracción definidos indicando que el material es amorfo..

Además de este ensayo, se realizó un análisis térmico diferencial (ATD) para saber la temperatura a la cual se pueden llevar a cabo las uniones. La Figura 4.2 presenta el difractograma del análisis para un rango de 17 °C hasta los 1300 °C.

Correspondiendo a las temperaturas de cristalización, se observan picos endotérmicos a las temperaturas de 27.39, 83.71, 227.58, 506.33 y 1056.91 °C, siendo esta última la temperatura de fusión o la temperatura a la cual la cinta pasa al estado líquido. También se observan picos exotérmicos a las temperaturas de 198.61, 442.40, 517.21 indicando que el material amorfo comienza a cristalizar a estas temperaturas.

En base a investigaciones anteriores la temperatura de unión en fase líquida, de esta cinta base Ni es de 1135 °C [42], ya que la cinta al solidificar cristalizaría totalmente y perdería todas sus propiedades de anticorrosión. Se decidió trabajar a la temperatura de 820 °C donde la cinta continúa estando en estado sólido y aun no presenta una cristalización completa, sigue poseyendo un grado de amorficidad. Se puede observar que, mediante esta prueba, el intervalo desde 517.21 hasta 1056.91 °C es grande y permite trabajar a dichas temperaturas sin llegar a la temperatura líquida.

La cinta se sometió a un microanálisis químico de elementos mediante la técnica EDS, en la Tabla 4.1 se presenta la cuantificación de la cinta ( $\text{Ni}_{76.5} \text{Fe}_4 \text{Cr}_{12} \text{B}_3 \text{Si}_{4.5}$ ) para corroborar los elementos presentes en cantidad. Así mismo, se tiene también la comparación de este análisis con la composición proporcionada por el proveedor de las cintas (Metglas®). En la Tabla 4.1 se puede observar que los valores que suministró el proveedor, son muy similares a los valores que se obtuvieron comparando los resultados.

**Tabla 4.1 Análisis mediante EDS de la cinta metálica vítrea base Ni.**

Material	% atómico				
	Fe	Cr	Ni	B	Si
Cinta base Ni	4	12	76.5	3	4.5
Obtenido	4.12	10.98	76.23	5.36	3.29

- **Cinta metálica vítrea ( $\text{Fe}_{61} \text{Cr}_8 \text{Ni}_{11} \text{P}_{13} \text{B}_7$ )**

Al igual que en los ensayos anteriores, se analizó esta cinta por la técnica de difracción de rayos X sobre su superficie para comprobar su amorficidad y/o cristalinidad. El patrón de

difracción se esta prueba se muestra en la Figura 4.3. En la curva obtenida de este material se observa que no hay picos de difracción definidos. Haciendo una comparación con el análisis anterior, esta cinta posee un grado mayor de amorficidad comparándola con la cinta base Ni.

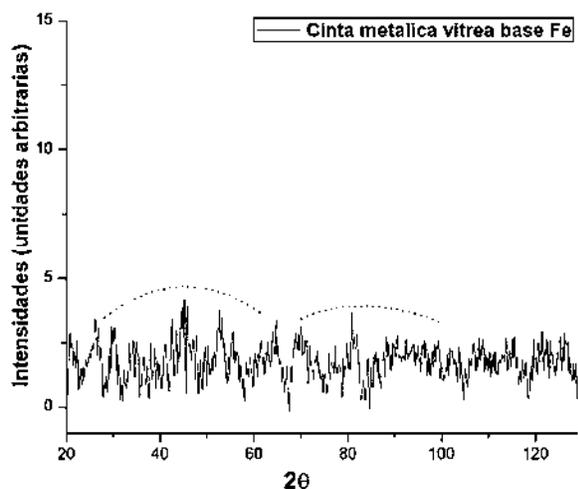


Figura 4.3 Difractograma de la cinta metálica vítrea base Fe.

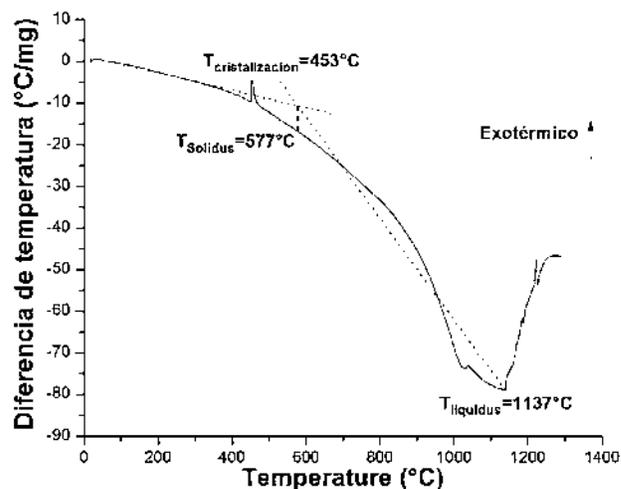


Figura 4.4 Análisis térmico diferencial de la cinta metálica vítrea base Fe.

En el análisis del ensayo térmico diferencial se observa una curva para un rango de temperatura de 17 °C hasta 1300 °C a una velocidad de 10 °C/min, Figura 4.4.

De esta curva se obtiene un pico exotérmico a la temperatura de 453 °C correspondiente a la temperatura de cristalización. Enseguida se aprecia la temperatura de 577 °C, para ello se trazaron las líneas tangentes a las zonas de la curva, zona de transición vítrea y zona de fase líquida, y en la intersección de las mismas se obtiene la temperatura de solidificación, es decir, donde el material comienza a reblandecer. A la temperatura de 1137 °C se aprecia un pico endotérmico que corresponde a la temperatura *liquidus*.

En base a este análisis, se decidió trabajar a la temperatura de 820 °C, ya que la cinta presenta un reblandecimiento a esta temperatura y se da más fácilmente una interacción atómica de difusión para unir los materiales sin que llegue a transformarse al estado líquido.

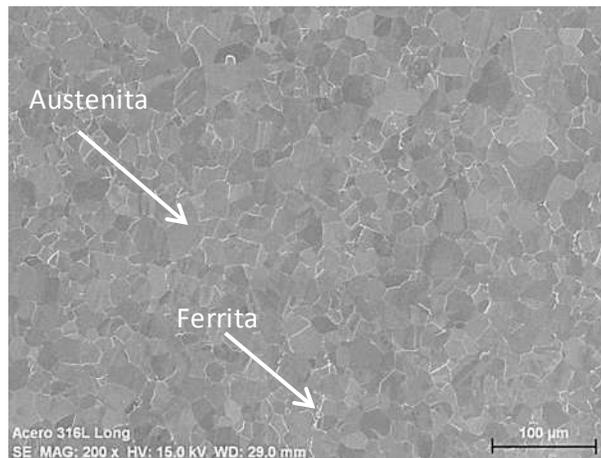
En la Tabla 4.2 se presentan los resultados obtenidos del microanálisis químico puntual mediante la técnica EDS, donde se corroboran los elementos que componen a la cinta así como su cuantificación. Y se puede observar que los valores obtenidos son muy diferentes a los valores del proveedor.

**Tabla 4.2 Análisis mediante EDS de la cinta metálica vítrea base Fe.**

Material	% atómico				
	Fe	Cr	Ni	P	B
Cinta base Fe	61	8	11	13	7
Obtenido	41.01	8.22	18.52	8.13	24.10

- **Acero inoxidable 316L**

Mediante una preparación metalográfica se reveló la estructura del acero inoxidable austenítico, con un ataque químico de un reactivo llamado Glyceregia y observándose en un microscopio electrónico de barrido (Figura 4.5), presentando una fase matriz conformada de austenita conteniendo betas de ferrita.



**Figura 4.5 Micrografía de la muestra de acero inoxidable austenítico 316L atacada con Glyceregia.**

Se realizó un microanálisis químico puntual de elementos, cuyos resultados se presentan en la Figura 4.6 y su composición química en la Tabla 4.3. El análisis se realizó con el fin de comprobar el tipo de elementos que lo componen así como su cuantificación.

Tabla 4.3 Microanálisis químico mediante EDS del acero inoxidable AISI 316L.

Material	% en peso					
	Fe	Cr	Ni	Mo	C	Si
316L	71.97- 64.97	16-18	10-14	2-3	0.03	--
Obtenido	% atómico					
	60.37	15.29	8.72	1.11	11.43	1.07

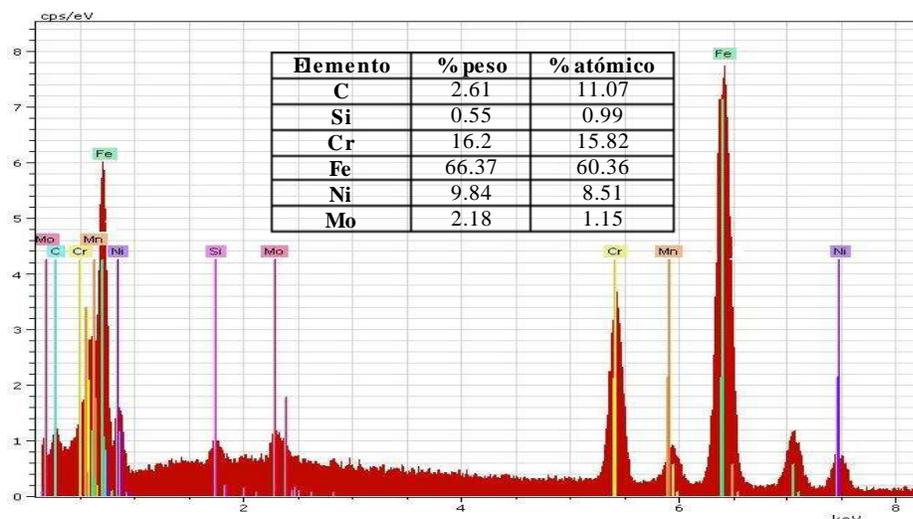


Figura 4.6 Espectro por EDS tomado de la zona de la figura 4.5 del acero 316L.

• Acero inoxidable AL-6XN

De la misma forma, en el acero inoxidable superaustenítico se llevó a cabo una preparación metalográfica seguido de un ataque químico con reactivo Glyceregia que, de igual forma, reveló la microestructura en el microscopio electrónico de barrido como se observa en la Figura 4.7.

Para comprobar el tipo de elementos y su cuantificación, de la misma forma, se aplicó un microanálisis químico puntual a este acero y se puede ver el espectro en la Figura 4.8 y su composición química en la Tabla 4.4. Del mismo análisis se tiene que el acero presenta una matriz definida de granos austeníticos y maclas transgranulares presentes.

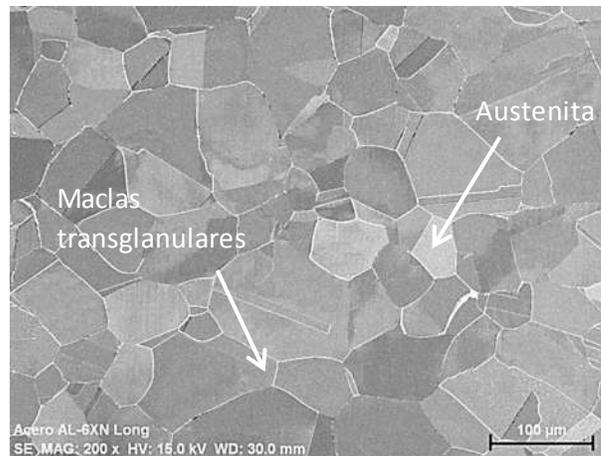


Figura 4.7 Micrografía de la muestra de acero inoxidable austenítico AL-6XN atacada con Gliceregia.

Tabla 4.4 Microanálisis químico mediante EDS del acero inoxidable AISI AL-6XN.

Material	% en peso							
	Fe	Cr	Ni	Mo	Cu	C	N	Si
AL-6XN	Resto	20-22	23.5-25.5	6-7	0.75	0.03	0.18-0.25	--
	% atómico							
Obtenido	43.54	19.86	21.17	3.17	--	11.40	--	0.83

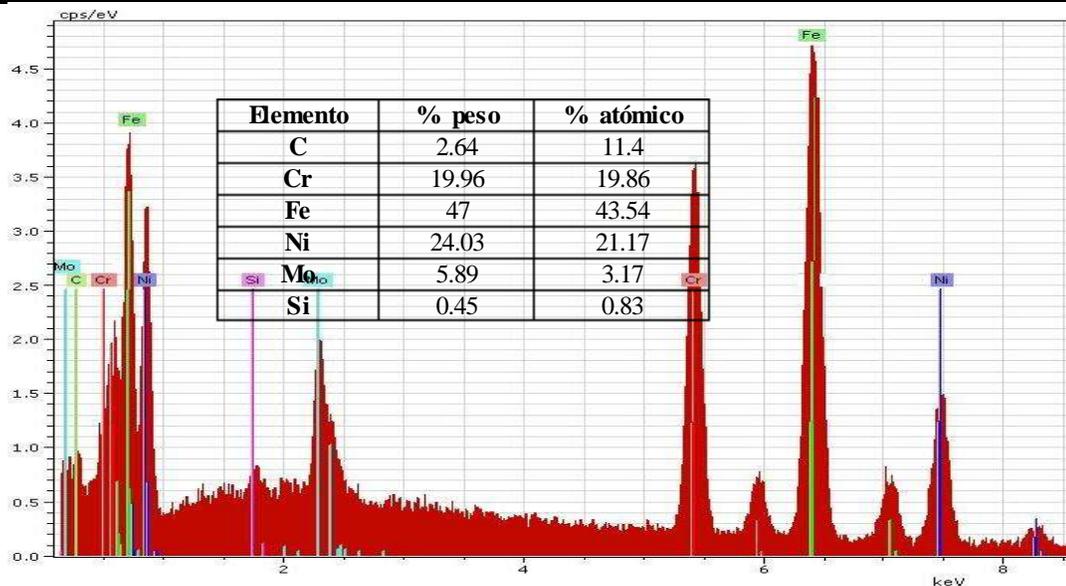


Figura 4.8 Espectro por EDS tomado de la zona de la Figura 4.7 del acero AL-6XN.

4.2 Microscopía de fuerza atómica (MFA)

Una vez preparadas las muestras se sometieron a un análisis de microscopía de fuerza atómica. Para las muestras de acero 316L, la rugosidad de las superficies (que para este método de unión la superficie de las muestras deben estar lo más lisas posibles, libres de rayas) promedio de las muestras se obtuvo de  $R = 9.14 \text{ nm}$ , para el caso del acero AL-6XN el valor se encontró de  $R = 12.20 \text{ nm}$ . El valor de estos promedios se dio a partir de una serie de análisis que se aplicaron a varias muestras donde se obtuvieron diferentes rugosidades en diferentes zonas de la misma. En las Figuras 4.9 y 4.10 se muestran los resultados que se obtuvieron una vez analizadas.

La Figura 4.9 (a) es la imagen que se obtiene mediante MFA, donde se observa cualitativamente la topografía de la superficie del material en 3D, para cada valor de se calculó la rugosidad dentro de un área aproximadamente de  $25 \text{ } \mu\text{m}^2$  y a una profundidad de  $256 \text{ nm}$ . En la Figura 4.9 (b) se observa la topografía superficial de la rugosidad en 2D para magnificaciones de  $1 \text{ nm}$ , se tiene una barra de profundidad de la superficie, donde el color claro indica la altura máxima de la superficie, que para este caso fue de  $256.1 \text{ nm}$ , el color oscuro indica la profundidad de la superficie.

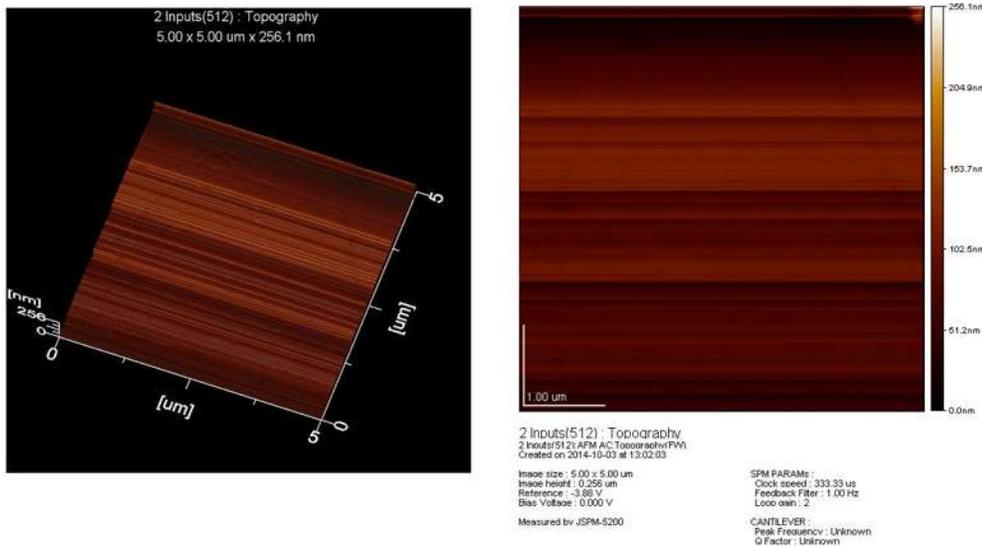


Figura 4.9 (a) Imagen 3D y (b) 2D MFA del acero inoxidable 316L  $5 \times 5 \text{ } \mu\text{m}^2$ .

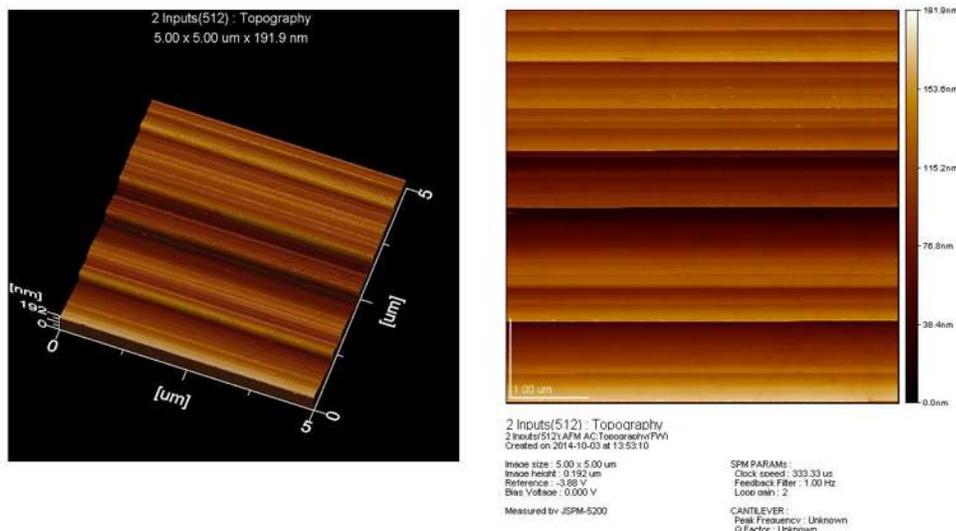


Figura 4.10 (a) Imagen 3D y (b) 2D MFA del acero inoxidable AL-6XN  $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ .

### 4.3 Uniones de Acero Inoxidable 316L/ Cinta Metálica Vítreo / AL-6XN

Posterior a la caracterización de los materiales de inicio se prosiguió con la fabricación de las uniones de acero inoxidable AISI 316L/ cinta metálica vítrea base Ni y base Fe/ AL-6XN a la temperatura de unión de  $820 \text{ }^\circ\text{C}$  utilizando diferentes tiempos de permanencia. Se observó que las muestras se unieron a todos los tiempos tratados en estado sólido.

La Tabla 4.5 muestra los resultados obtenidos para las condiciones utilizadas en los sistemas 316L/ cinta ( $\text{Ni}_{76.5} \text{Fe}_4 \text{Cr}_{12} \text{B}_3 \text{Si}_{4.5}$ )/ AL-6XN; y 316L/ cinta ( $\text{Fe}_{60} \text{Cr}_8 \text{Ni}_{12} \text{P}_{13} \text{B}_7$ )/ AL-6XN durante el proceso de unión.

Tabla 4.5 Resultados de las uniones con cintas metálicas vítreas base Ni y base Fe a  $820^\circ\text{C}$  a diferentes tiempos de permanencia.

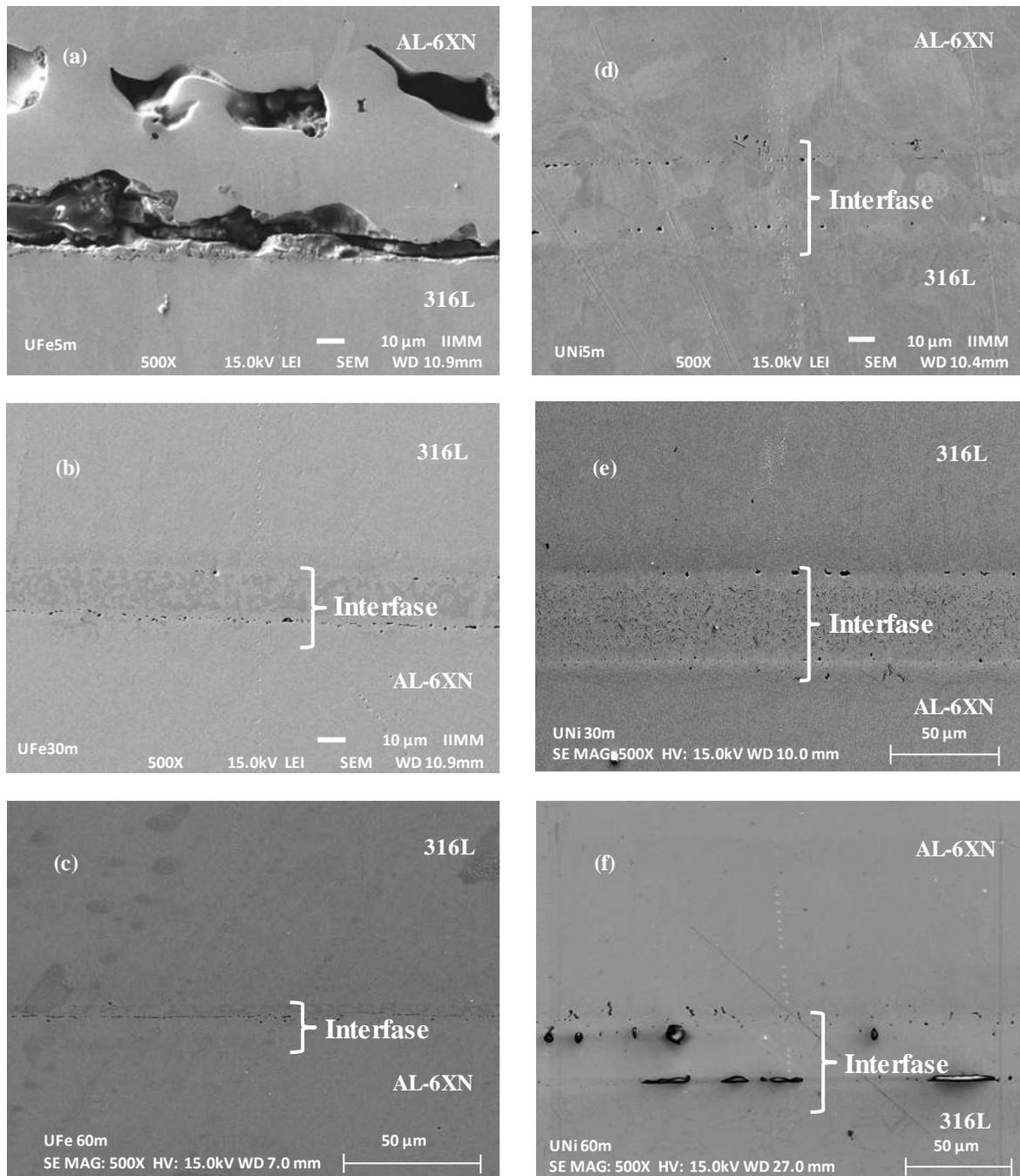
Uniones a $820 \text{ }^\circ\text{C}$		
Cinta metálica vítrea	Tiempo (min)	Resultado
$\text{Ni}_{76.5} \text{Fe}_4 \text{Cr}_{12} \text{B}_3 \text{Si}_{4.5}$	5, 30, 60	Unidas
$\text{Fe}_{61} \text{Cr}_8 \text{Ni}_{11} \text{P}_{13} \text{B}_7$	5, 30, 60	Unidas

En base a estos resultados se puede comprobar que las uniones fueron satisfactorias a estas condiciones y sin llegar a la temperatura liquidus de las cintas, con lo que se puede demostrar que

solo con un tiempo de 5 min a 820 °C se pueden unir estas cintas en estos tipos de aceros inoxidable. Véase Figura 4.11.

La Figura 4.11 (a) muestra la unión con cinta base Fe a 5 minutos de permanencia, y se puede observar una desunión completa a lo largo de todo el material de aporte. Esto pudo haber sido a consecuencia de la preparación metalográfica. Para la Figura 4.11 (b) se observa la unión con cinta base Fe a 30 minutos, se puede ver claramente la separación de los materiales base y de la interfase que se forma a lo largo de toda la línea central de la unión. Se aprecia una interacción de posibles fases y/o precipitados en la zona centro de la unión. Además se presenta una cantidad menor de porosidad a lo largo de la interfase. Para la Figura 4.11 (c) se muestra la unión con cinta base Fe a 60 minutos, y se observa una disminución del área de la interfase, apenas se aprecia la formación de fases y/o precipitados con una cantidad mínima de porosidades.

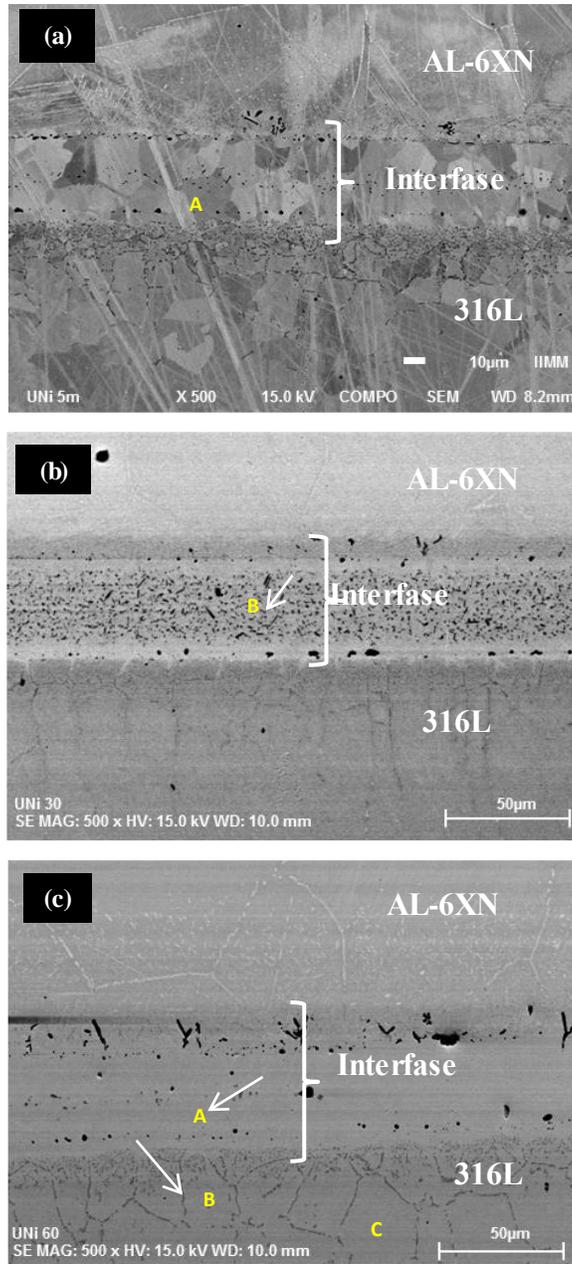
Para la Figura 4.11 (d) se puede observar la unión con cinta base Ni a 5 minutos de permanencia, y se aprecia en la imagen, como se delimitan los aceros base y la interfase. Además se puede apreciar una discontinuidad entre la interfase y los materiales base, obteniendo una unión no homogénea. También se aprecia que tan solo a 5 minutos la nueva fase formada, pudiera tener un grado de cristalización, precipitados y/o compuestos intermetálicos sobre las interfases. Para la Figura 4.11 (e) se aprecia la unión con cinta base Ni a 30 minutos, aquí la zona de la nueva fase y las interfases se ven más delimitadas a comparación de la Figura anterior, también se aprecia que hay un aumento de posibles precipitados y/o compuestos intermetálicos a lo largo de toda la nueva fase formada así como en las interfases; la porosidad sobre las interfases se ve disminuida para este tiempo de permanencia. Por último, se tiene la Figura 4.11 (f) donde se aprecia una homogeneidad entre la nueva fase, las interfases y los metales base; el área de la nueva fase se ve disminuida a comparación de la Figura anterior y ya no se aprecian los precipitados y/o compuestos intermetálicos en esta zona así como en las interfases; posiblemente esto se deba a una mayor interacción o difusión atómica de los elementos ya que el tiempo juega un rol importante en la cinética de reacción.



**Figura 4.11** Imágenes de las uniones a 820°C; sistema 316L/ cinta metálica vítrea base Fe/ AL-6XN a tiempos de permanencia de: (a) 5, (b) 30 y (c) 60 minutos; sistema 316L/ cinta metálica vítrea base Ni/ a tiempos de permanencia de: (d) 5, (e) 30 y (f) 60 minutos.

**4.3.1 Caracterización interfacial de la unión 316L/ Cinta Ni/AL-6XN a 820°C**

En la Figura 4.12 (a), (b) y (c) se observan perfectamente bien delimitada las siguientes zonas: zona “A”, la nueva fase formada a lo largo de toda la línea central de la unión; zona “B” representa los posibles precipitados y/o compuestos intermetálicos presentes tanto de la nueva fase así como de las interfases y por último la zona “C” que representa la zona del acero inoxidable AISI 316L.



**Figura 4.12** Imagen de la sección transversal de la zona de unión para las muestras unidas con cinta metálica vítrea base Ni a 820°C durante un tiempo de permanencia de (a) 5, (b) 30 y (c) 60 minutos de permanencia.

De la Figura 4.12 se puede observar cómo interactúan las zonas “A”, “B” y “C”, conforme transcurre el tiempo de permanencia desde 5 minutos hasta 60 minutos. De aquí se muestra probablemente que la zona “B”, presenta a 5 minutos una cantidad mínima de precipitados y conforme pasan 30 minutos, hay un aumento de esta porción, finalmente a 60 minutos la misma difunde hacia el límite de grano del acero AISI 316L.

#### 4.3.1.1 Microanálisis químico puntual

Se realizaron microanálisis químicos puntuales por EDS en las diferentes zonas mostradas en las imágenes de la Figura 4.12, y los resultados son presentados en la Tabla 4.6. Los resultados de los análisis revelaron que la fase principal formada a lo largo de la línea central de unión, marcada como zona “A”, es rica en Ni-Fe-Cr. Los posibles precipitados de la zona “B”, presenta una alta concentración de Cr, Fe y Ni junto con una mínima concentración de Si.

De lado del acero 316L se tiene una fase etiquetada como zona “C”, presentando en su composición altos contenidos principalmente de Fe, seguido de Cr, Ni, Mo y Si. Estos resultados indican la posible formación de intermetálicos (Fe, Cr) en la zona de unión. En la Figura 4.13 se muestran los espectrogramas representativos para las distintas zonas marcadas como A, B y C de la muestra unida a 820°C por un tiempo de 60 minutos de permanencia.

**Tabla 4.6 Composición química realizada por EDS de las fases formadas en las muestras unidas a 960°C por tiempos de 5, 30 y 60 minutos de permanencia.**

Zona	Condición	% en peso					
		Fe	Cr	Ni	Mo	C	Si
A (CNi)	5 min	31.41	10.03	<b>47.52</b>	0.39	4.32	3.2
	30 min	9.61	26.41	<b>56.51</b>	---	3.01	2.74
	60 min	12.24	15.77	<b>67.39</b>	---	0.92	3.65
B (precipitados)	5 min	---	---	---	---	---	---
	30 min	4.5	<b>59.85</b>	29.91	---	3.56	1.83
	60 min	29.43	<b>60.83</b>	5.6	1.81	2.14	0.17
C (316L)	5 min	<b>55.59</b>	24.96	13.55	1.34	4.15	0.35
	30 min	<b>40.71</b>	21.44	22.38	6.53	2.36	0.15
	60 min	<b>51.27</b>	28.72	15.53	1.96	1.89	0.48

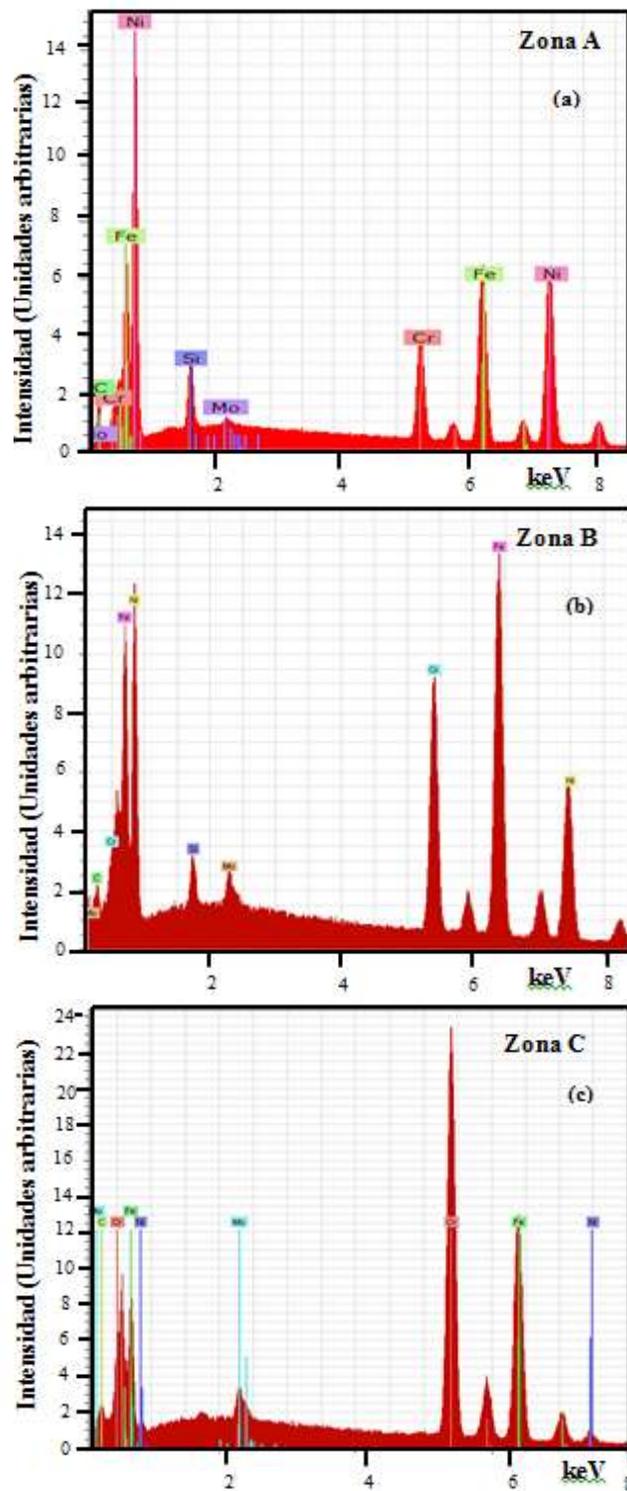


Figura 4.13 Espectrogramas obtenidos en las zonas (a) A, (b) B y (c) C, los cuales son representativos de las mismas zonas para las demás condiciones.

## CAPÍTULO IV.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En base a la isoterma a 650°C del diagrama de equilibrio ternario Fe-Cr-Ni construido por Raynor y Rivlin [43] [1] y la isoterma a 650°C del diagrama Fe-Cr-Mo construido por Wada [44] [2], como se muestra en la Figura 4.14, se utilizaron para comprender un poco más las fases formadas, precipitados y/o compuestos intermetálicos de cada zona analizada y los resultados son resumidos en la Tabla 4.7. La zona C presenta fases “(Fe, Cr)” y “((Fe, Cr) +  $\sigma$ )”. La zona B, muestra fases “ $\alpha + \gamma$ ” y “ $\alpha + \sigma$ ”. En lo que respecta a la fase central, formada a lo largo de toda la línea de unión, indicada como zona A, si presenta la fase “ $\gamma$ ”.

Tabla 4.7 Fases determinadas en las diferentes zonas de las imágenes de la Figura 4.12. De acuerdo a las isotermas a 650°C de los diagramas ternarios de la Figura 4.13.

Zona	Fase	Símbolo
A	$\gamma$	★
B	$(\alpha + \sigma)$ , $(\alpha + \gamma)$	◆
C	(Fe, Cr), ((Fe, Cr) + $\sigma$ )	♣

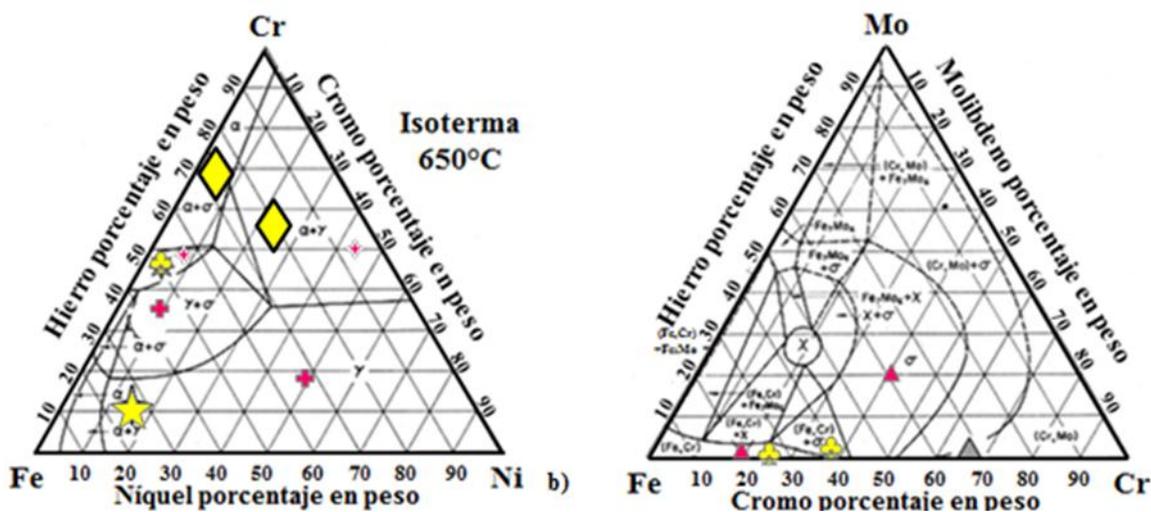


Figura 4.14 Isotermas a 650°C de los diagramas de equilibrio ternarios de: (a) Fe-Cr-Ni y (b) Fe-Cr-Mo, para determinar las fases presentes en las muestras a 820°C.

### *4.3.1.2 Difusión del elemento de unión a través de la interfase*

En la Figura 4.15 se observan también los resultados del análisis químico lineal con el fin de observar el comportamiento de difusión de los elementos en las uniones. Analizando la zona 2 de la unión, se comenzó de la cinta Ni y finalizado con el AISI 316L como se muestra en la Figura 4.15. La composición de los elementos Fe, Cr, Ni, Mo, Si varió y en la zona interfase se presentó la particularidad de cambios muy notorios de composición química, se mantuvieron constantes los porcentajes de Mo, pero incremento el porcentaje de Fe y Cr. Se puede observar también cómo en la zona de la interfase ocurren efectos y cambios que indican la difusión de la cinta en el metal, en la zona interfase el Fe disminuye en porcentaje comparado con los elementos ya mencionados.

Se puede observar que para todos los tiempos de permanencia, la concentración de Fe en la interfase fue más baja al transcurrir 60 minutos de permanencia de unión. Fue encontrada también una disminución en la concentración de Cr a partir de los 30 minutos en la interfase y a un tiempo de 60 minutos de permanencia se observa aún más la disminución de este elemento, pero siempre se mantienen por arriba del 10% atómico, lo cual indica que a este tiempo la difusión del Cr se intensifica. En cuanto al comportamiento del Ni, se detecta un aumento de 5 hasta 30 minutos de permanencia en la concentración de la interfase para después disminuir solo un poco en un tiempo de 60 minutos de permanencia, lo que significa que en este tiempo se aumenta la difusión del Ni. Ahora observando la difusión del Si, se muestra que tiende a concentrarse en la interfase y además también difunde en la cinta y en el acero inoxidable AISI 316L. Por último, el Mo aumenta su concentración a medida que aumenta el tiempo de 60 minutos progresivamente en los materiales base pero disminuye en la interfase.

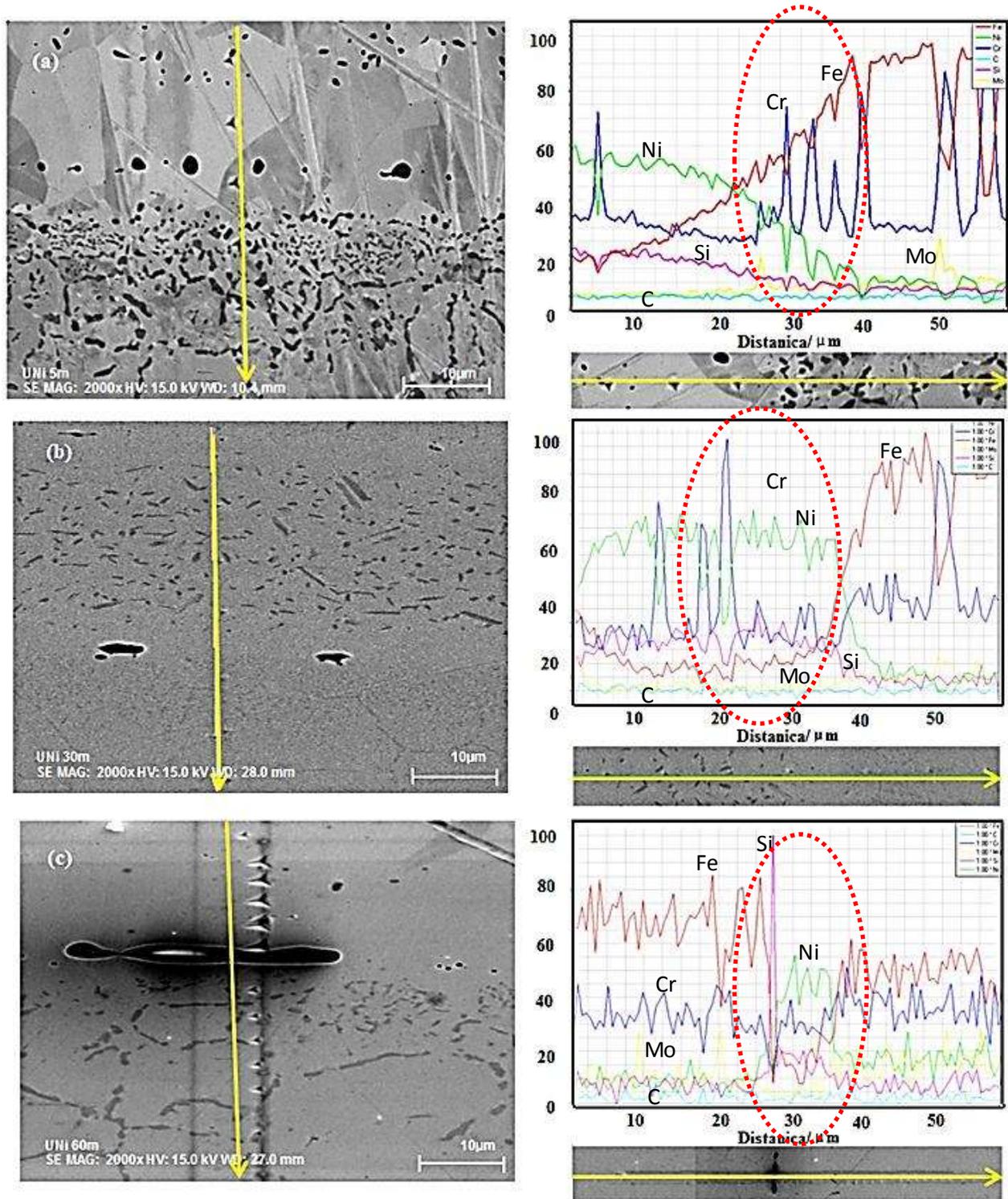


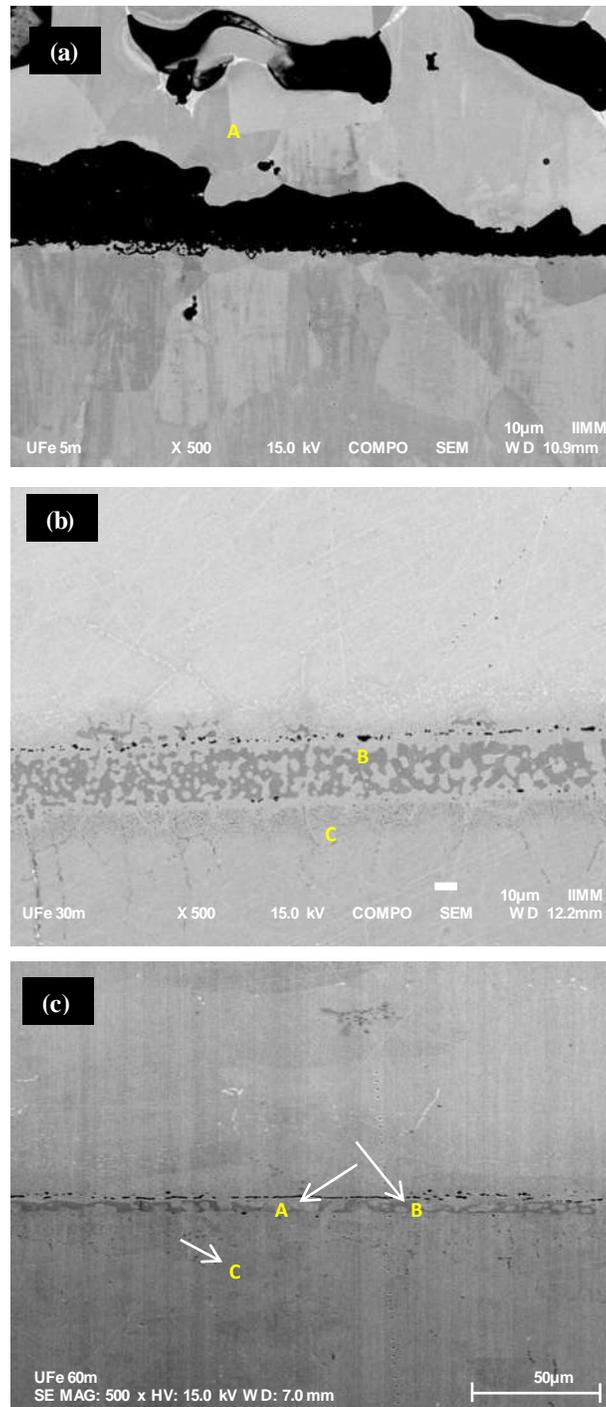
Figura 4.15 Análisis lineal de las uniones con cinta metálica vítrea base Ni a 820°C con tiempos de permanencia de: (a) 5, (b) 30 y (c) 60 minutos.

### *4.3.2 Caracterización interfacial de la unión 316L/ Cinta Fe/ AL-6XN a 820°C*

En la Figura 4.16 (a), (b) y (c) se observan perfectamente bien delimitadas las siguientes zonas: zona “A”, la nueva fase formada a lo largo de toda la línea central de la unión; zona “B” representa los posibles precipitados y/o compuestos intermetálicos presentes tanto de la nueva fase así como de las interfases y por último la zona “C” que representa la zona del acero inoxidable AISI 316L.

De la Figura 4.16 se puede observar cómo interactúan las zonas “A”, “B” y “C”, conforme transcurre el tiempo de permanencia desde 5 minutos hasta 60 minutos. De aquí se muestra probablemente que la zona “B”, presente a los 30 minutos una cantidad considerable de precipitados y conforme pasan 60 minutos, hay una disminución de esta porción, finalmente a 60 minutos se tiene unas interfases de área menor en comparación con las interfases de las uniones con cinta Ni. Se aprecia que la fase central también disminuye en área y es un poco más homogénea.

Un método cualitativo eficaz para la caracterización de este tipo de uniones es el mapeo de elementos, el cual se realizó también en el microscopio electrónico de barrido. Esta técnica permite observar la difusión de cada uno de los materiales de forma gráfica ya que se asigna un color diferente a cada elemento, permitiendo con esto una imagen de su localización, para esto se seleccionó una muestra que pudiera dar imágenes de la distribución de los principales elementos involucrados. Véase la Figura 4.17.



**Figura 4.16** Imagen de la sección transversal de la zona de unión para las muestras unidas con cinta metálica vítrea base Fe a 820°C durante un tiempo de permanencia de (a) 5, (b) 30 y (c) 60 minutos de permanencia.

La Figura 4.17 presenta la micrografía de la muestra a la cual se le realizó el mapeo en donde se identifican las tres zonas A, B y C, las Figuras 4.17 (b) y (c) Muestran la distribución del hierro y cromo, respectivamente y se puede observar como el Fe se encuentra en mayor

concentración en la parte del acero 316L y en concentraciones pequeñas en la zona perteneciente a la fase A y prácticamente nula la fase B, en el caso del Cr se encuentra distribuido homogéneamente, tanto en la cinta como en el 316L, y se presenta en mayor concentración en la zona B y en cantidades más bajas en la zona C. Al realizar el mapeo para identificar la distribución del fósforo, se observa en la Figura 4.17 (g) que se encuentra en mayor concentración dentro de las zonas B, el P también ha difundido en pequeñas cantidades hacia la parte de la cinta. Referente al mapeo del elemento níquel se observa que está distribuido en forma uniforme e incrementando su contenido en la cinta para verse disminuido en el 316L, tal y como se muestra en la Figura 4.17 (d). Se corrobora también lo determinado por el análisis puntual identificado que efectivamente el molibdeno se encuentra en la fase A y C como se observa en la Figura 4.17 (e) y además difunde hacia la parte del 316L en cantidades pequeñas. Por último el carbón y el silicio se encuentran muy homogéneamente distribuido en todo el arreglo (Cinta Fe/ AISI 316L) y se observan en la Figura 4.17 (f) y (h).

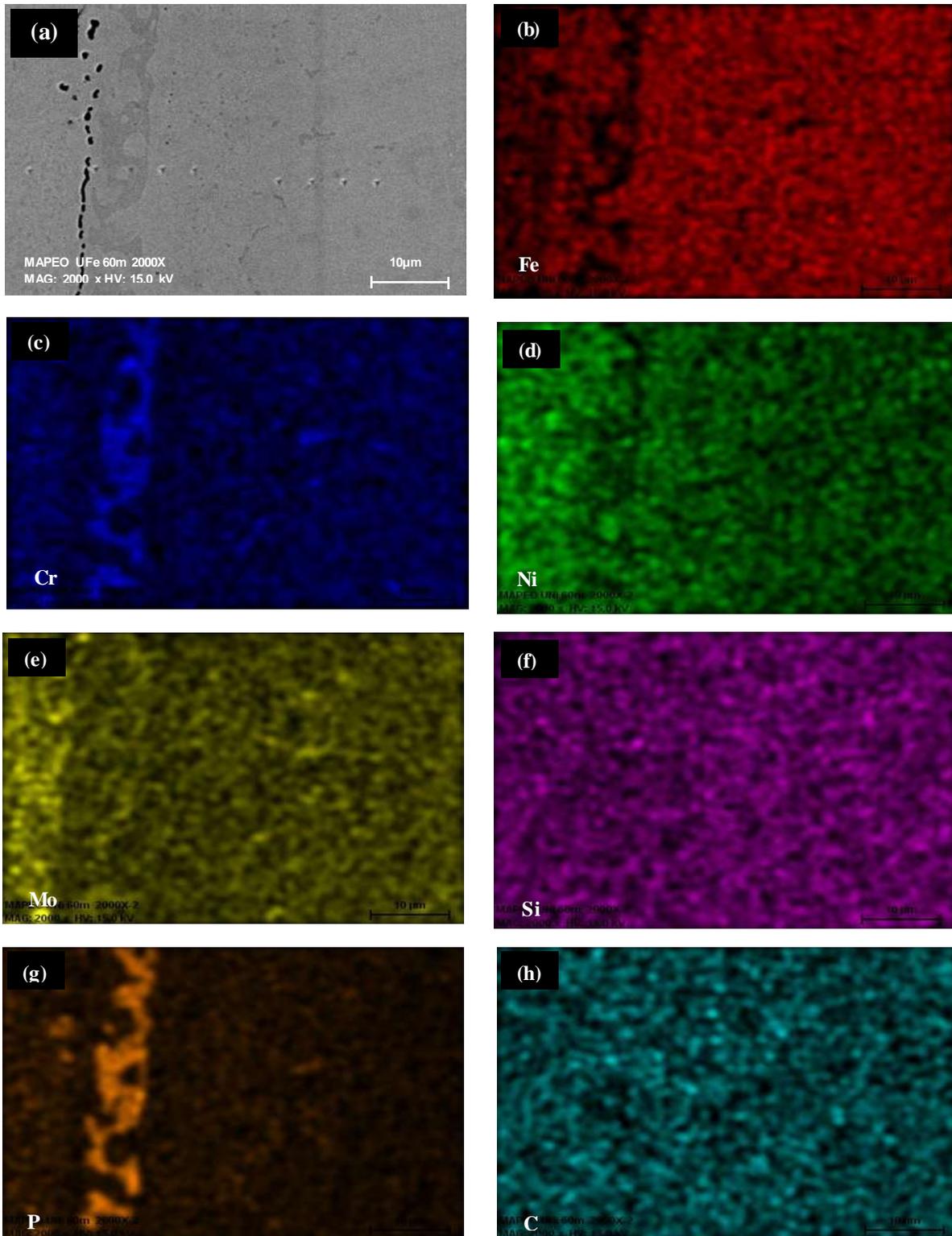


Figura 4.17 Distribución d elementos en la interfase de una muestra Cinta base Fe/ AISI 316L unida a 820 °C por 60 minutos de permanencia, (a) imagen mapeo; distribución de (b) Fe, (c) Cr, (d) Ni, (e) Mo, (f) Si, (g) P y (h) C.

**4.3.2.1 Microanálisis químico puntual**

Se realizaron microanálisis químicos puntuales por EDS en las diferentes zonas mostradas en las imágenes de la Figura 4.16, y los resultados son presentados en la Tabla 4.8. Los resultados de los análisis revelaron que la fase principal formada a lo largo de la línea central de unión, marcada como zona “A”, es rica en Fe, Cr, Ni, Mo, con muy baja concentración de fósforo que no se presentaba en las muestras unidas con cinta Ni, lo que indica que con este metal de aporte el P logra difundir hacia la fase A. La fase central en la zona de unión está compuesta también por una solución sólida de Fe-Cr-Ni-P. La zona B, presentan una alta concentración de Cr, Ni y Fe junto con una mínima concentración de Si, lo cual corrobora que se puede tratar de una fase proveniente de los mismos aceros. La Figura 4.18 muestra los espectrogramas para las distintas zonas marcadas como A, B y C de la muestra unida a 820°C, los cuales son representativos de las mismas zonas para las demás condiciones de unión.

De lado del acero 316L se tiene una fase etiquetada como zona “C”, presentando en su composición altos contenidos principalmente de Fe, seguido de Cr, Ni, Mo y Si. Estos resultados indican la posible formación de intermetálicos (Fe, Cr) y ((Fe, Cr) +  $\sigma$ ) en la zona de unión.

**Tabla 4.8 Composición química realizada por EDS de las fases formadas en las muestras unidas con cinta base Fe por tiempos de 5, 30 y 60 minutos de permanencia mostradas en las Figuras 4.17.**

Zona	Condición	% en peso						
		Fe	Cr	Ni	Mo	C	Si	P
A (CFe)	5 min	<b>54.09</b>	16.86	22.1	4.11	2.11	0.22	0.1
	30 min	12.2	13.72	<b>56.51</b>	---	3.05	9.3	---
	60 min	<b>49.57</b>	22.25	18.36	5.47	2.22	0.61	1.46
B (precipitados)	5 min	---	---	---	---	---	---	---
	30 min	4.02	<b>63.19</b>	27.41	0.34	3.46	1.53	---
	60 min	38.74	<b>41.01</b>	5.45	8.49	1.67	0.17	4.42
C (316L)	5 min	<b>65.69</b>	17.01	11.26	2.39	2.43	0.36	---
	30 min	<b>57.47</b>	21.86	14.18	3.31	2.07	0.53	---
	60 min	<b>61.45</b>	19.42	12.46	1.85	1.55	0.33	2.88

Del análisis anterior, para identificar el tipo de fases generadas en las diferentes zonas de la unión, se recurrió a las isoterms a 650°C de los diagramas de equilibrio ternarios Fe-Cr-Ni y Fe-Cr-Mo [1, 2], las fases encontradas se presentan en la Tabla 4.9.

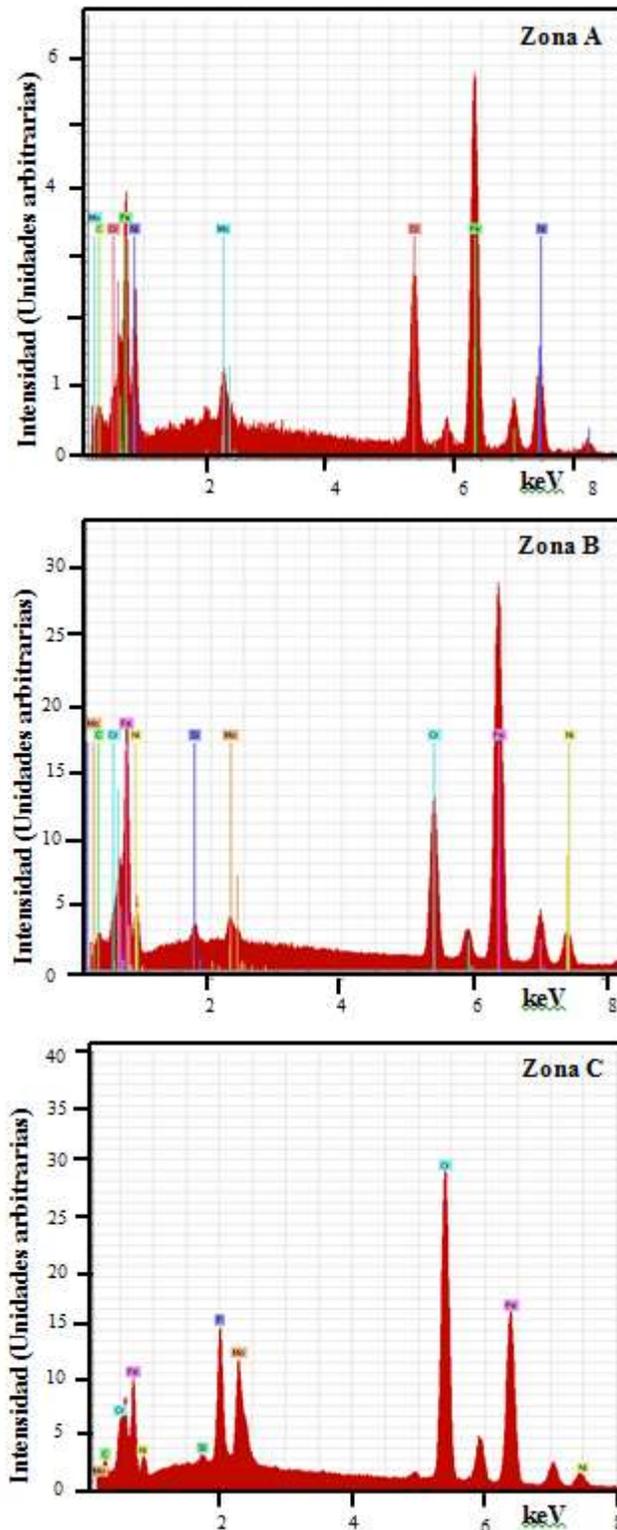


Figura 4.18 Espectrogramas obtenidos en las zonas (a) A, (b) B y (c) C, los cuales son representativos de las mismas zonas para las demás condiciones.

Fueron obtenidos resultados similares a los encontrados en la identificación de fases de las muestras unidas con cinta Ni. De acuerdo al diagrama de equilibrio ternario Fe-Cr-Ni, ver Figura 4.14 (a), la composición de la zona A presenta una fase “ $\gamma$ ” y “ $\gamma + \sigma$ ”, las islas de morfología alargada que se forman en su interior, marcadas como zonas B, muestran una fase “ $\alpha + \gamma$ ” y “ $\gamma + \sigma$ ”. En lo que respecta a los precipitados formados indicados como zonas C, presentan contenidos de Fe, Cr, Ni, Mo, P y Si. Recurriendo al diagrama ternario Fe-Cr-Mo, como se muestra en la Figura 4.14 (b), en esta zona se presenta una fase intermetálica (Fe, Cr) +  $\sigma$ . Se debe notar que las muestras unidas con cinta Ni presentaron las fase sigma en la zona similar.

**Tabla 4.9 Fases determinadas en las diferentes zonas de las imágenes de la Figura 4.16. De acuerdo a las isotermas a 650°C de los diagramas ternarios de la Figura 4.14.**

Zona	Fase	Símbolo
A	$\gamma, (\gamma + \sigma)$	+
B	$\sigma, (\alpha + \gamma)$	✦
C	(Fe, Cr), ((Fe, Cr) + $\sigma$ )	▲

#### 4.3.2.2 Difusión del elemento de unión a través de la interfase

En la Figura 4.19 se observan también los resultados del análisis químico lineal con el fin de observar el comportamiento de difusión de los elementos en las uniones. Analizando la zona 2 de la unión, se comenzó de la cinta Fe y finalizado con el AISI 316L como se muestra en la Figura 4.19. La composición de los elementos Fe, Cr, Ni, Mo, Si, P varió y en la zona interfase se presentó la particularidad de cambios muy notorios de composición química, se mantuvieron constantes los porcentajes de Mo, pero incremento el porcentaje de Fe y Cr. Se puede observar también cómo en la zona de la interfase ocurren efectos y cambios que indican la difusión de la cinta en el metal, en la zona interfase el Fe disminuye en porcentaje comparado con los elementos ya mencionados.

Se puede observar que para todos los tiempos de permanencia, la concentración de Fe en la interfase fue más baja al transcurrir 60 minutos de permanencia de unión. Fue encontrado también un aumento en la concentración de Cr a partir de los 30 minutos en la interfase y a un tiempo de 60 minutos de permanencia se observa aún mayor la concentración de este elemento. En cuanto al comportamiento del Ni, se detecta un aumento de 5 hasta 30 minutos de permanencia en la concentración de la interfase para después disminuir, solo un poco, en un tiempo de 60 minutos de

## CAPÍTULO IV.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN

permanencia, lo que significa que en este tiempo se acrecienta la difusión del Ni. Ahora observando la difusión del Si, se muestra que tiende a ser homogéneo durante todo el tiempo de permanencia tanto en la interfase, la cinta y el 316L. Por último el Mo aumenta su concentración a medida que aumenta el tiempo de 60 minutos progresivamente en los materiales base y en la interfase.

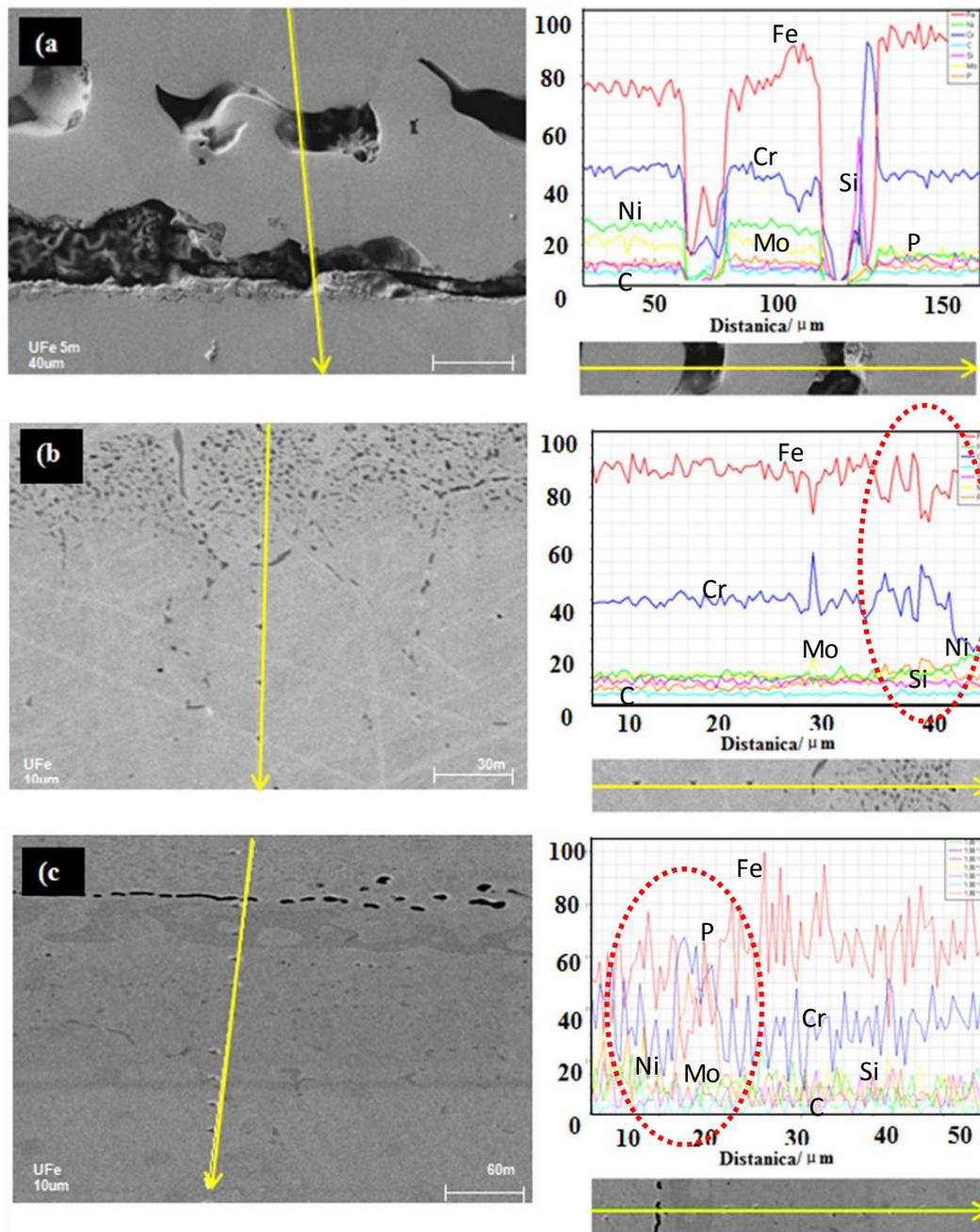


Figura 4.19 Análisis lineal de las uniones con cinta metálica vítrea base Fe a 820°C con tiempos de permanencia de: (a) 5, (b) 30 y (c) 60 minutos.

**4.4 Ensayo de corrosión en solución NaCl al 3.5%**

Las curvas de polarización (CP) potenciodinámicas se realizaron en un potencióstato galvanostato modelo Isotron SI 1280B a una velocidad de barrido de  $1 \text{ mVs}^{-1}$  en solución NaCl al 3.5% y se presentan en las Figuras 4.20, 4.21, 4.22 y 4.23.

- Comportamiento electroquímico de los materiales base (aceros inoxidable y cintas metálicas vítreas)

En la Tabla 4.10, se presenta los potenciales de corrosión de los aceros inoxidable obtenidas mediante extrapolación de Tafel de las curvas potenciodinámicas de los ensayos de corrosión en un medio de 3.5% NaCl. Las curvas potencióstáticas para los aceros inoxidable 316L y AL-6XN (Figura 4.20), presentan inicialmente variaciones en potenciales y densidades de corriente en la rama catódica, mostrando la reducción del medio acuoso al estar inmerso la muestra metálica.

**Tabla 4.10 Resultados de los potenciales de corrosión de los materiales base.**

Material base	$E_{\text{corr}}$ (mV)
316L	-178.79
AL-6XN	-165.74
Cinta base Fe	-131.6
Cinta base Ni	-115.57

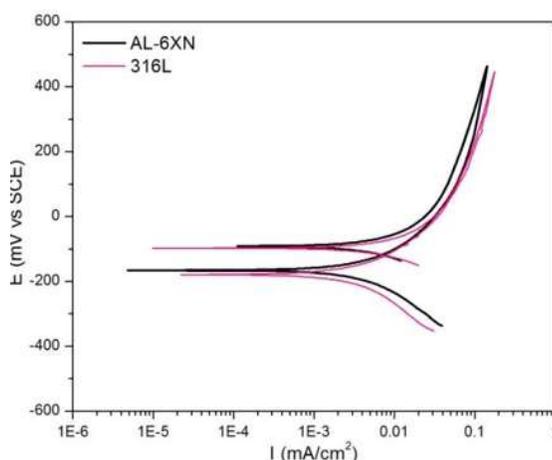
En el acero 316L de la Figura 4.20, se observa sobre la rama anódica una tendencia a valores positivos de potencial y densidades de corrientes mayores; a partir de una densidad de  $5.54 \times 10^{-3} \text{ mA/cm}^2$  los valores se mantienen constantes alcanzando un potencial máximo de 447.22 mV, disminuyendo nuevamente el potencial hasta alcanzar una densidad de  $2.67 \times 10^{-2} \text{ mA/cm}^2$ , a partir de la cual estos valores cambian asegurando la corrosión del acero. Las picaduras que se generan para este acero se encuentra a una densidad de  $1.55 \times 10^{-5} \text{ mA/cm}^2$  y a un potencial de -75.63 mV. Para el AL-6XN el comportamiento de la curva es muy similar al anterior, sobre la curva anódica, el desplazamiento de los potenciales de corriente se mueven a valores electropositivos mientras que la densidad de corriente tiene una tendencia de mantenerse constante a partir de  $4.66 \times 10^{-3} \text{ mA/cm}^2$  alcanzando un potencial máximo de 462.71 mV, a partir del cual, éste comienza a disminuir hasta alcanzar una densidad de  $2.25 \times 10^{-2} \text{ mA/cm}^2$ , donde los valores de

densidad y potencial comienzan a variar a la par, favoreciendo la corrosión. Las picaduras se encuentran en una densidad de  $1.87 \times 10^{-2} \text{ mA/cm}^2$  y a un potencial de  $-55.96 \text{ mV}$ . De los resultados mostrados en la Tabla 4.11 se puede deducir que el 316L y el AL-6XN mostraron una densidad de corriente similar dejando al descubierto que ambos tienen la misma tendencia a la corrosión. Lo anterior se puede deber a la microestructura que presentan dichos metales, es decir la fase austenita y súper austenita que los gobierna.

Además, la Figura 4.20 muestra que las CP anódica de los aceros presentaron disolución general, donde el metal se disuelve en forma activa. También la CP catódica de ambos presentó un comportamiento muy similar al fenómeno de corriente límite donde la reacción catódica está dominada por un fenómeno de transferencia de masa. De la Tabla 4.11 se tiene que la densidad de corriente de corrosión ( $i_{corr}$ ) fue muy similar para ambos aceros, teniendo por tanto, velocidad de  $V_{corr}$  muy similar.

**Tabla 4.11 Parámetros obtenidos a partir de la CP del acero inoxidable 316L y AL-6XN.**

Prueba	$E_{corr}$ (mV)	$b_a$ (mV)	$b_c$ (mV)	$i_{corr}$ (mA/cm <sup>2</sup> )	$V_{corr}$ (mm/año)	$E_p$ (mV)
316L	-178.79	214.62	275.84	$5.97 \times 10^{-3}$	0.06	-121.72
AL-6XN	-165.74	231.46	239.33	$7.03 \times 10^{-3}$	0.07	-118.61



**Figura 4.20 Curvas de polarización potenciodinámicas realizadas a los aceros inoxidables en solución NaCl al 3.5% en peso.**

De la Tabla 4.12, también se observan los potenciales de corrosión de las cintas base Fe y Ni. Las curvas de polarización potencioestáticas (Figura 4.21), también presentan inicialmente variaciones en potenciales y densidades de corriente en la rama catódica, reduciendo el medio acuoso al estar inmerso la muestra metálica.

## CAPÍTULO IV.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En la cinta base Fe se observa sobre la rama anódica una tendencia a valores positivos de potencial aumentando los valores en las densidades de corrientes junto con un cambio hasta llegar a una densidad de  $5.57 \times 10^{-7}$  mA/cm<sup>2</sup>, donde la cinta se pasiva, es decir, forma una capa protectora anticorrosiva donde se puede observar que la corriente se mantiene y aumentan los valores de potencial desde -47.1 hasta 489.65 mV. A partir de este último valor de potencial, la cinta comienza nuevamente a corroerse llegando así a producir una picadura a una densidad de corriente de  $5.55 \times 10^{-4}$  mA/cm<sup>2</sup> y a un potencial de -57.94 mV. Respecto a la cinta base Ni, el comportamiento de la curva es muy similar al de la cinta base Fe excepto que, sobre la rama anódica, el desplazamiento de los potenciales de corriente se mueve a valores electropositivos, generando una capa protectora a valores de potencial desde 33.88 hasta 246.19 mV manteniéndose en este rango, la densidad de corriente ( $3.84 \times 10^{-4}$  mA/cm<sup>2</sup>); para después volver a aumentar la densidad de corriente e indicando con ello una menor corrosión. Las picaduras para esta cinta se generan a densidad de  $3.73 \times 10^{-4}$  mA/cm<sup>2</sup> y a un potencial de 145.44 mV. De los resultados mostrados en la Tabla 4.12 se puede deducir que la base Fe mostro una mayor densidad de corriente que la base Ni dejando al descubierto que la primer cinta es más susceptible a la corrosión que la segunda.

Tabla 4.12 Parámetros obtenidos a partir de la CP de las cintas metálicas vítreas base Ni y base Fe.

Prueba	E <sub>corr</sub> (mV)	ba (mV)	bc (mV)	i <sub>corr</sub> (mA/cm <sup>2</sup> )	V <sub>corr</sub> (mm/año)	E <sub>p</sub> (mV)
Cinta base Fe	-131.6	155.51	105.01	$2.77 \times 10^{-4}$	$2.98 \times 10^{-3}$	-101.79
Cinta base Ni	-115.57	632.47	246.5	$2.49 \times 10^{-5}$	$2.81 \times 10^{-4}$	117.75

Además, la Figura 4.21 muestra que las CP anódica de las cintas presentaron disolución general, donde el metal se disuelve en forma activa. También la CP catódica de ambos presentó un comportamiento muy similar al fenómeno de corriente límite donde la reacción catódica está dominada por un fenómeno de transferencia de masa. De la Tabla 4.12 se tiene que la densidad de corriente de corrosión ( $i_{corr}$ ) fue menor en la cinta base Fe teniendo por tanto, una mayor  $V_{corr}$ .

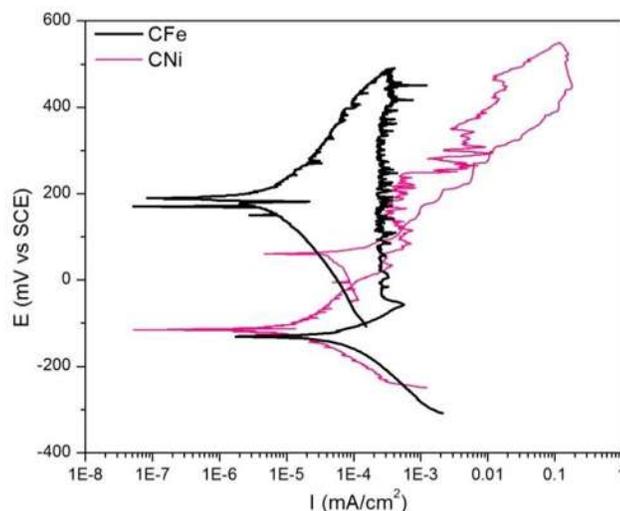


Figura 4.21 Curvas de polarización potenciodinámicas realizadas a las cintas en solución NaCl al 3.5% en peso.

- Comportamiento electroquímico de las muestras unidas a 820 °C

De acuerdo a la Tabla 4.13, las uniones con la cinta metálica vítrea base níquel se observa que los potenciales de corrosión entran en un rango de -262.04 hasta -290.94 mV, lo que refleja una tendencia general de estas curvas a ser menos negativas para tiempos de unión prolongados. La unión a 5 minutos presenta un potencial de -262.04 mV y este mismo ensamble al pasar 30 minutos de permanencia el potencial de corrosión aumenta (-290.94 mV) para después disminuir a un tiempo de 60 minutos de permanencia (-279.88 mV).

Tabla 4.13 Resultados de los potenciales de corrosión de las uniones con cinta metálica vítrea base Ni a 820 °C.

Unión con cinta metálica vítrea base Ni	
Tiempo permanencia (min)	$E_{corr}$ (mV)
5	-262.04
<b>30</b>	<b>-290.94</b>
60	-279.88

En base a los resultados se tiene la Tabla 4.14 donde se observan los valores de las pendientes de Tafel para estas uniones así como el cálculo de la velocidad de corrosión y el potencial de picadura.

## CAPÍTULO IV.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Tabla 4.14 Parámetros obtenidos a partir de la CP de las uniones con cinta metálica vítrea base Ni.

Prueba	$E_{corr}$ (mV)	$b_a$ (mV)	$b_c$ (mV)	$i_{corr}$ (mA/cm <sup>2</sup> )	$V_{corr}$ (mm/año)	$E_p$ (mV)
UNi5m	-262.04	309.36	238.77	$1.54 \times 10^{-3}$	0.01	-196.07
UNi30m	<b>-290.94</b>	431.04	415.61	$1.47 \times 10^{-2}$	0.16	-159.76
UNi60m	-279.88	123.06	187.04	$3.95 \times 10^{-4}$	<b><math>4.46 \times 10^{-3}</math></b>	<b>-196.56</b>

Respecto a las curvas potencioestáticas de la Figura 4.22, en la rama catódica el comportamiento es muy similar en las uniones de 5 hasta 60 min. Además en esta rama se observan posibles corrientes límites, para todos los casos, denotando corrientes muy parecidas, lo cual significa posible difusión de oxígeno.

Tomando en cuenta la rama anódica, los potenciales  $E_{corr}$  se encuentran en un intervalo de -262.04 hasta -290.94 mV, posteriormente, se aprecia actividad en todas las curvas que van entre un rango de -277 hasta -230 mV, mostrando variación en las densidades de corriente de corrosión al desplazarse hacia valores positivos. A un potencial promedio de -136 mV y a una densidad de corriente promedio de  $9.45 \times 10^{-3}$  mA/cm<sup>2</sup>, cambian las ramas abruptamente hacia potenciales más positivos para estas uniones, observándose menores densidades de corrosión a elevados potenciales hasta finalizar la experimentación. En la Figura 4.22, se observan las curvas potenciodinámicas de este análisis.

En comparación con los materiales base, se puede decir que sobre las curvas para todos los tiempos de permanencia se presentan valores de potenciales de corrosión más negativos que los potenciales de los materiales base; sobre las ramas anódicas todas las curvas de los materiales base presenta una densidad de corriente promedio de  $5.8 \times 10^{-3}$  mA/cm<sup>2</sup> en comparación con el promedio de las uniones  $9.45 \times 10^{-3}$  mA/cm<sup>2</sup>, siendo ésta última una densidad más grande que se desplaza hacia valores más positivos con lo que una vez más se tendría mayor velocidad de corrosión sobre las uniones.

Además, la Figura 4.22 muestra que las CP anódicas de las uniones presentan una disolución general, donde el metal se disuelve en forma activa. También la CP catódica de ambos presentó un comportamiento muy similar al fenómeno de corriente límite. De la Tabla 4.14, se tiene el promedio de densidad de corriente de corrosión ( $i_{corr}$ ) de  $5.54 \times 10^{-3}$  mA/cm<sup>2</sup> para las

uniones con un valor de  $V_{corr}$  igual a 0.062 mm/año lo cual corresponde a un valor mayor en comparación con el de los materiales base (0.035 mm/año).

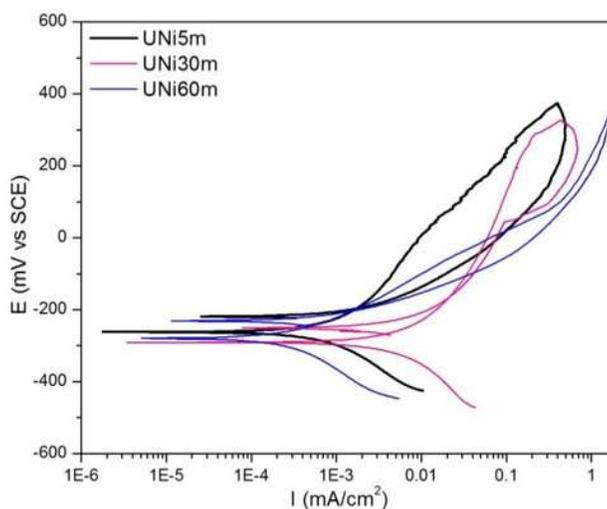


Figura 4.22 Comparación de las curvas de polarización potenciodinámicas realizadas a las cintas base Ni antes y después de unir durante (a) 5, (b) 30, y (c) 60 minutos de permanencia en solución NaCl al 3.5% en peso.

En la Tabla 4.15 se presentan los resultados de los potenciales de corrosión, de las uniones con la cinta metálica vítrea base hierro, se observa que los potenciales de corrosión reflejan una tendencia general de estas curvas a ser más negativas para tiempos de unión prolongados.

Tabla 4.15 Resultados de los potenciales de corrosión de las uniones con cinta metálica vítrea base Fe a 820 °C.

Unión con cinta metálica vítrea base Fe	
Tiempo permanencia (min)	$E_{corr}$ (mV)
5	-208.92
30	-261.68
<b>60</b>	<b>-315.61</b>

En base a los resultados se tiene la Tabla 4.16 donde se observan los valores de las pendientes de Tafel para estas uniones así como el cálculo de la velocidad de corrosión y el potencial de picadura.

## CAPÍTULO IV.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Tabla 4.16 Parámetros obtenidos a partir de la CP de las uniones con cinta metálica vítrea base Fe.

Prueba	$E_{corr}$ (mV)	$b_a$ (mV)	$b_c$ (mV)	$i_{corr}$ (mA/cm <sup>2</sup> )	$V_{corr}$ (mm/año)	$E_p$ (mV)
U5mFe	-224	201.01	246.85	$3.92 \times 10^{-3}$	0.04	-173.69
U30mFe	-240	335.31	322.87	$2.34 \times 10^{-3}$	0.025	-210.4
U60mFe	-267	312.9	778.09	$1.86 \times 10^{-3}$	0.02	-287.57

De las curvas potencioestáticas de los materiales base comparándolas con este tipo de uniones (Figura 4.23), en la rama catódica el comportamiento varía un poco para ambas. También se observan en esta rama posibles corrientes límites, para todos los casos, denotando corrientes muy parecidas lo que significa que hay una posible difusión de oxígeno.

Tomando en cuenta las ramas anódicas, los potenciales  $E_{corr}$  se encuentran en un intervalo de -208 hasta -315 mV, posteriormente se aprecia actividad en todas las curvas que van entre un rango promedio de -209 hasta -259 mV, mostrando variación en las densidades de corrosión al desplazarse hacia valores positivos. A un potencial promedio de -139.98 mV y a una densidad de corriente promedio de  $9.24 \times 10^{-3}$  mA/cm<sup>2</sup>, las ramas son diferentes hacia potenciales más positivos para todos los tiempos de permanencia respectivamente, observándose mayores densidades de corrosión a elevados potenciales hasta finalizar la experimentación.

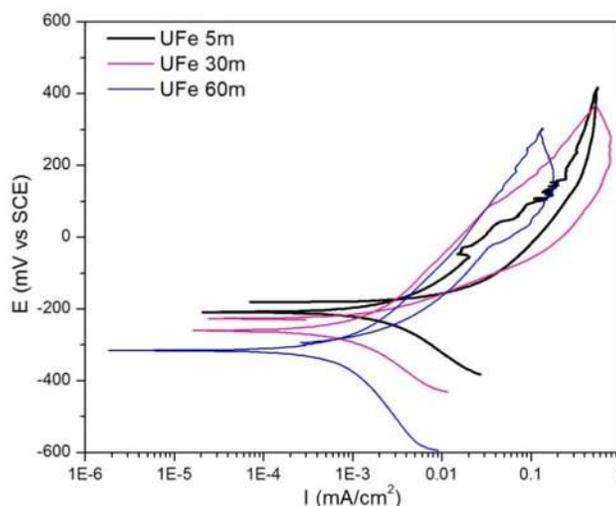
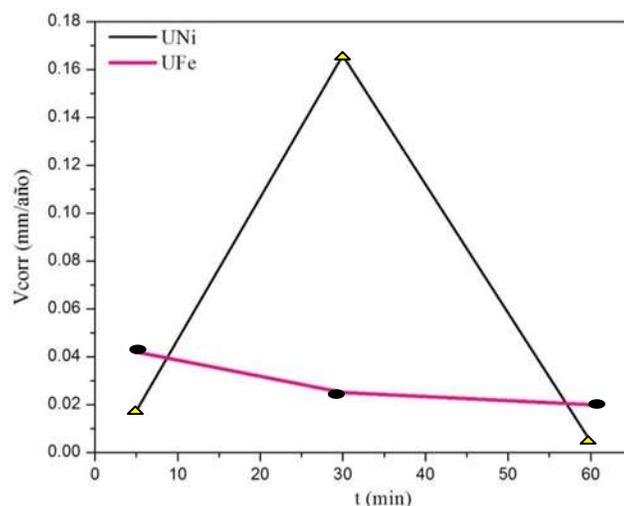


Figura 4.23 Comparación de las curvas de polarización potenciodinámicas realizadas a las cintas base Fe antes y después de unir durante (a) 5, (b) 30, y (c) 60 minutos de permanencia en solución NaCl al 3.5% en peso.

Comparando el análisis anterior con los materiales base, en base a las curvas para todos los tiempos de permanencia presentan valores de potenciales de corrosión más negativos que los potenciales de los materiales base; sobre las ramas anódicas todas las curvas de los materiales base presenta una densidad de corriente promedio de  $5.8 \times 10^{-3}$  mA/cm<sup>2</sup> en comparación con la de las uniones promedio  $9.24 \times 10^{-3}$  mA/cm<sup>2</sup> que es una densidad mucho más grande que se desplaza hacia valores más positivos por lo que aumenta velocidad de corrosión sobre las uniones.

Además, la Figura 4.23 muestra que las CP anódica de las uniones presentan disolución general, donde el metal se disuelve en forma activa. También la CP catódica presentó un comportamiento muy similar al fenómeno de corriente límite. De la Tabla 4.16, se tiene el promedio de densidad de corriente de corrosión ( $i_{corr}$ ) de  $2.7 \times 10^{-3}$  mA/cm<sup>2</sup> para las uniones con un valor de  $V_{corr}$  igual a 0.029 mm/año lo cual corresponde a un valor menor en comparación con el de los materiales base (0.035 mm/año).



**Figura 4.24 Comportamiento de la resistencia a la corrosión en base al tiempo de permanencia de las uniones con cintas metálicas vítreas base Fe y base Ni.**

En la Figura 4.24 se tiene el comportamiento de la resistencia a la corrosión conforme pasa el tiempo y se observa que, para el caso de las uniones con cinta Ni, a un tiempo de 5 minutos de permanencia de unión ésta tiende a aumentar la resistencia a la corrosión, conforme pasa a 30 minutos de permanencia la unión tiende a perder esta resistencia y finalmente si la unión dura 60 minutos de permanencia la resistencia a la corrosión se ve incrementada un poco más, inclusive se observa que incrementa de tal manera que si pasaran solo 5 minutos de permanencia.

También se observa en esta Figura 4.24 el comportamiento de la resistencia para el caso de las uniones con cinta Fe; a un tiempo de 5 minutos de permanencia ésta tiende a una baja resistencia a la corrosión, conforme pasa a 30 minutos tiende a aumentar su resistencia a la corrosión y sigue esta tendencia hasta llegar a los 60 minutos, donde se observa que se tiene la mayor resistencia a la corrosión.

En promedio las uniones con cinta base Fe presentan la mayor resistencia a la corrosión obteniendo un promedio de  $V_{corr}$  de 0.029 mm/año en comparación con las uniones con cinta base Ni que presentan un valor de  $V_{corr}$  de 0.062 mm/año.

- Potencial de corrosión de los materiales base y de las uniones a 820°C

La Figura 4.25 muestra el seguimiento del potencial de corrosión ( $E_{corr}$ ) respecto al tiempo de las muestras de los aceros 316L, AL6XN y las cintas base Fe y base Ni sumergidos en solución NaCl al 3.5% en peso en condiciones estáticas.

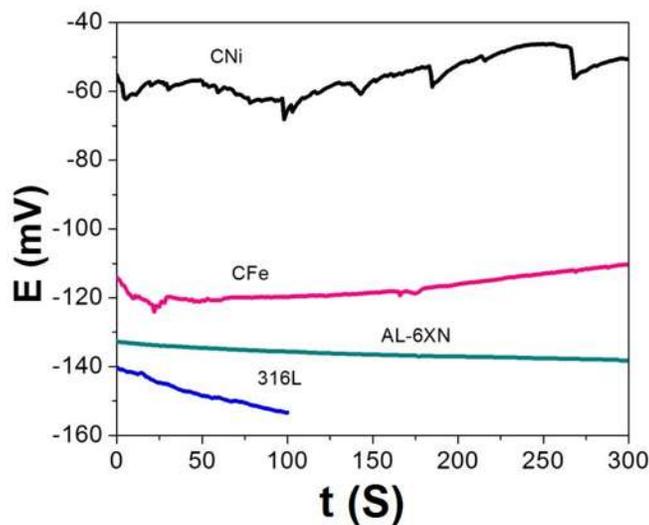


Figura 4.25 Comparación de los resultados de  $E_{corr}$  respecto al tiempo de los materiales de inicio.

Además la Figura 4.25 muestra el comportamiento de los potenciales, para el caso del 316L comenzó con un  $E_{corr}$  más catódico (-140.14 mV) que el  $E_{corr}$  del AL-6XN (-132.67 mV) siguiendo esa misma tendencia conforme al tiempo y además aumentando sus valores más anódicos para ambos hasta finalizar el tiempo de exposición, -153.38 y -138.23 mV para el 316L y AL-6XN respectivamente.

Así mismo para la cinta base Fe comenzó con un  $E_{corr}$  más catódico (-114.04 mV) que el  $E_{corr}$  de la base Ni (-55.16 mV), siguiendo la misma tendencia hasta finalizar el tiempo de exposición con valores de  $E_{corr}$  de -119.68 y -65.53 mV, respectivamente.

La Figura 4.26 se muestra el seguimiento del potencial de corrosión  $E_{corr}$  respecto del tiempo de unión de las muestras a tiempos sumergidos en solución al 3.5% de NaCl.

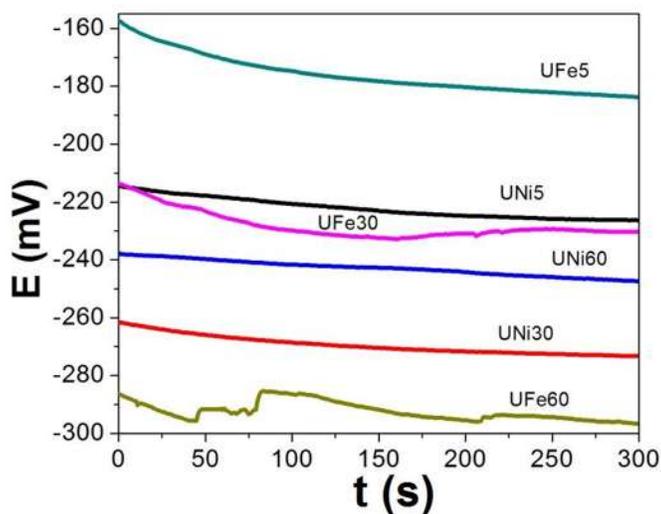
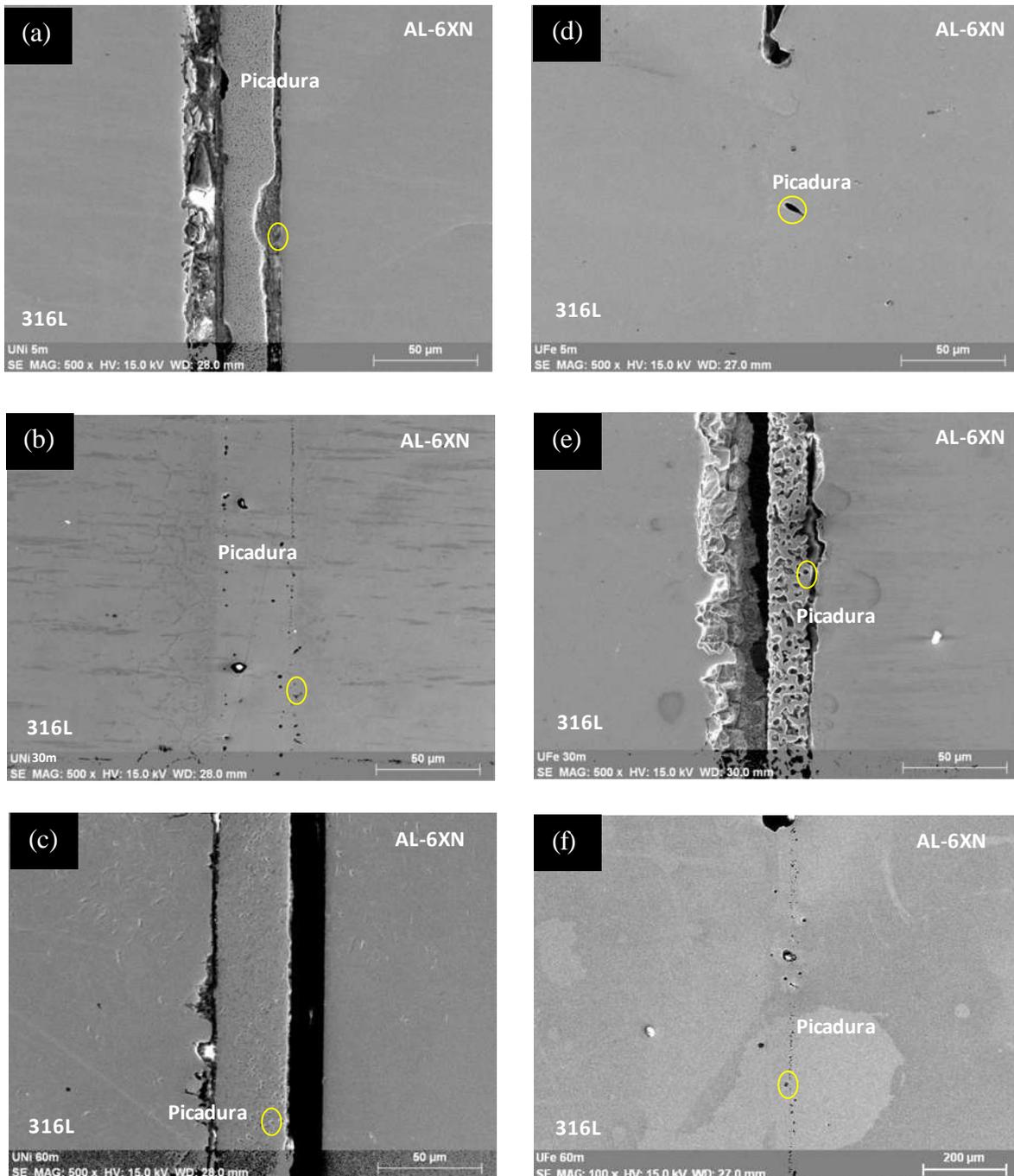


Figura 4.26 Comparación de los resultados de  $E_{corr}$  respecto del tiempo de la cinta metálica vítrea base Fe con las uniones de esta cinta.

La Figura 4.26 muestra que, inicialmente, la unión UFe5 presenta un  $E_{corr}$  más anódico en comparación con las uniones UNi5, UNi30, UFe30 y UFe60 que presentan un  $E_{corr}$  con valores más catódicos.

Cabe mencionar que para los dos tipos de uniones a todos los tiempos de permanencia, se observa una tendencia del  $E_{corr}$  a ser más catódico para todos los casos.

En las Figuras 4.27 se presentan las fotomicrografías tomadas en MEB de las muestras de sección transversal cada una de las cintas como metal de aporte y a los diferentes tiempos de permanencia de la unión. Aquí, se puede observar un aspecto de corrosión localizada en el material base y sobre la interfase de la unión, esto para todos los tiempos de permanencia.



**Figura 4.27 Fotomicrografías de sección transversal de las uniones con metal de aporte, cinta metálica vítrea base Ni, unidas a 820°C por (a) 5 (b) 30 (c) 60 minutos de permanencia; con cinta metálica vítrea base Fe, unidas a 820°C por (d) 5 (e) 30 y (f) 60 minutos de permanencia, una vez realizadas las pruebas potenciodinámicas en solución 3.5 % NaCl**

En base a la literatura [45], la corrosión por picaduras es considerada como pequeñas zonas de superficie de metal que sufren ataque localizado en tanto que la demás área de la superficie se mantiene pasiva y sin afectación.

De acuerdo a Sedriks [46, 47], quien menciona los diferentes tipos de heterogeneidades sobre la superficie en la iniciación de la picadura, los defectos espaciales, compuestos intermetálicos, segundas fases e inclusiones no metálicas son sitios preferenciales para la nucleación de picadura por corrosión debido a su diferente comportamiento electroquímico en base a la matriz metálica. Lo que puede sugerir que en las zonas de compuestos (Cr-Mo) y en la fase  $\sigma$  además de las zonas adjuntas a la interfase, surge la iniciación de las picaduras sobre el metal, debido a que son zonas bajas en contenido de Cr, elemento cayó en óxidos que repasiva el metal.

### *4.5 Análisis del ensayo de nanoindentación para los materiales base y las uniones*

En base a los resultados promedio obtenidos de la nanodureza, las Figuras 4.28 y 4.29 muestran las imágenes topográficas de los aceros AISI 316 L Y A-6XN respectivamente. Con cada una de las indentaciones numeradas en un rango de 0, 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8, 9, 10, 11, 12, 13, 14, obtenidas del ensayo de nanodureza, se puede observar su profundidad y huellas de indentación generalmente homogéneas y sin una variación considerable, la superficie del material en esta zona no presenta ni rayado, ni inclinación superficial; cabe señalar que esto es muy importante para obtener resultados con la menor variación operacional.

En las Figuras 4.28 (b) y 4.29 (b) se muestra en 3D la zona indentada del acero AISI AL6XN y AISI 316L, respectivamente. Se observa la profundidad y dimensiones de las indentaciones en un área proyecta de  $100 \mu\text{m}^2$ . Este esquema es para comprobar que efectivamente el equipo realizó cada indentacion con cierta profundidad, y no solo fue un rayado por la punta del indentador, sino que realmente aplicó la carga de  $4000 \mu\text{N}$  penetrando superficialmente el material y se observan los perfiles de altura de las indentaciones en las Figuras 4.28 (d) y 4.29 (d) para ambos materiales. En este caso también se obtuvieron imágenes similares para las muestras de las cintas metálicas vítreas base Ni y base Fe, ver Figuras 4.30 y 4.31.

En las siguientes Tablas 4.17, 4.18, 4.19 y 4.20 se presenta el número de indentación, módulo elástico reducido ( $E_r$ ), módulo de elasticidad corregido ( $E_s$ ) y nanodureza (H) obtenidos para los aceros inoxidable y las cintas metálicas vítreas. Estos valores promedio fueron obtenidos directamente del software el cual usa como principio de cálculo el método propuesto por Oliver y Pharr [35].

De las curvas carga-penetración de los aceros inoxidable AISI AL-6XN y AISI 316L (Figura 4.28 (c) y Figura 4.29 (c), respectivamente) se observa un comportamiento para todas las curvas con valores muy similares, para el acero AISI AL-6XN se tiene un valor promedio de módulo reducido de  $151.06 \pm 7.99$  GPa y con un promedio de módulo corregido o real, de  $158.35 \pm 9.72$  GPa; este valor indica que este tipo de acero tiene una tendencia a deformarse en menor proporción de área cuando se somete a una carga de  $4000 \mu\text{N}$ , en comparación con el AISI 316L, donde se tiene un valor promedio de módulo reducido de  $165.66 \pm 5.6$  GPa y un promedio de módulo real de  $175.05 \pm 6.95$  GPa que indica que este acero tiene a deformarse aún más. Estos valores concuerdan con los resultados obtenidos por Ballarre y colaboradores [¿] donde obtienen un valor promedio de módulo de Young de  $187 \pm 18$  GPa.

La Tabla 4.17 muestra los resultados obtenidos para el acero AISI AL-6XN, y se tiene una dureza promedio de  $3.77 \pm 0.26$  GPa. Que a comparación con los resultados del acero AISI 316L, es un valor más alto de dureza, eso debido a la microestructura y fase súper austenítica propia de este acero; Ballarre y colaboradores [¿] presentan un valor promedio de nanodureza para el acero AISI 316L, de  $2.3 \pm 0.1$  GPa que concuerda con los valores obtenidos de estos materiales austeníticos.

Para el acero AISI 316L se tiene un valor promedio de dureza de  $3.01$  GPa y se observa en la Tabla 4.18. Como se mencionó anteriormente es un valor de dureza mucho menor comparado al acero AISI AL-6XN e inclusive mayor a los valores obtenidos por Ballarre y colaboradores [¿]. Dejando al descubierto que estos materiales presentan un grado de dureza que va proporcionalmente con el grado de fragilidad de los mismos.

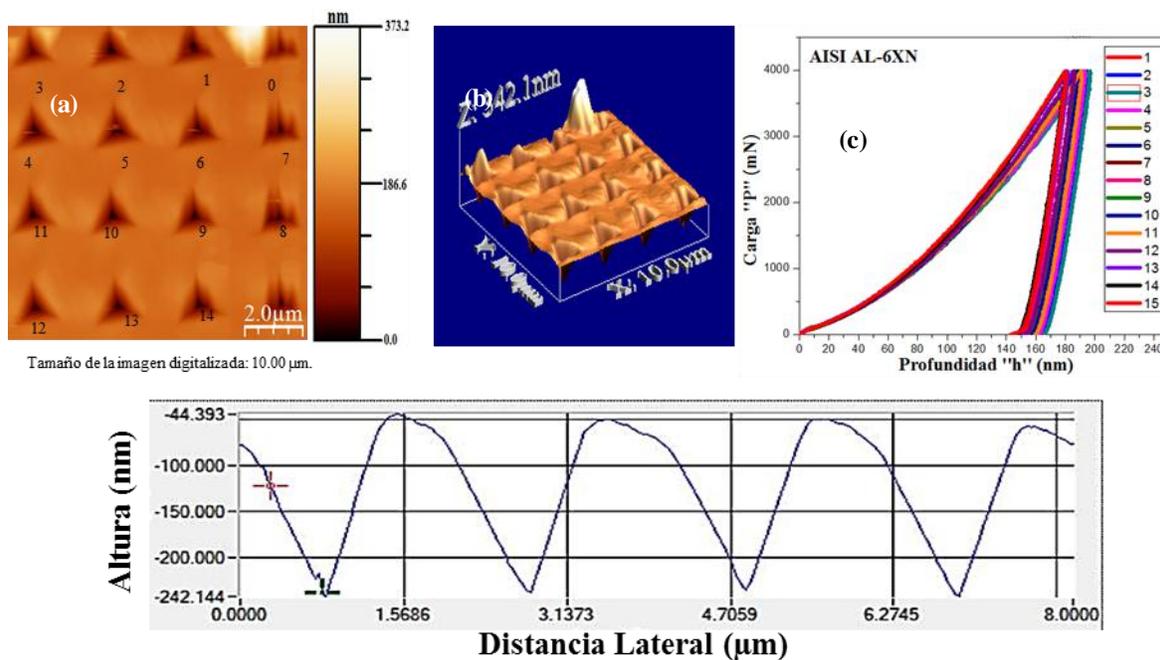


Figura 4.28 Del acero AISI AL-6XN: a) Muestra la imagen real sin polaridad invertida, b) 3D de la región donde se presentan las indentaciones y c) curvas de carga-penetración.

Tabla 4.17 Número de indentación, módulo reducido del material ( $E_r$ ), nanodureza (H), promedio y desviación estándar del acero inoxidable AISI AL-6XN.

Indentación "AL-6XN"	$E_r$ (GPa)	$E_s$	H(GPa)
1	152.25	159.79	3.65
2	143.69	149.51	3.48
3	141.77	147.23	3.42
4	145.62	151.82	3.58
5	146.86	153.3	3.69
6	151.55	158.94	3.79
7	165.56	176.11	4.11
8	164.8	175.17	4.08
9	151.49	158.86	3.83
10	149.02	155.89	3.76
11	145.22	151.33	3.67
12	149.98	157.05	3.93
13	152.55	160.14	4.17
14	157.27	165.9	4.24
15	166.8	177.66	4.16
<b>Promedio</b>	<b>151.06±7.99</b>	<b>158.35±9.72</b>	<b>3.77±0.26</b>

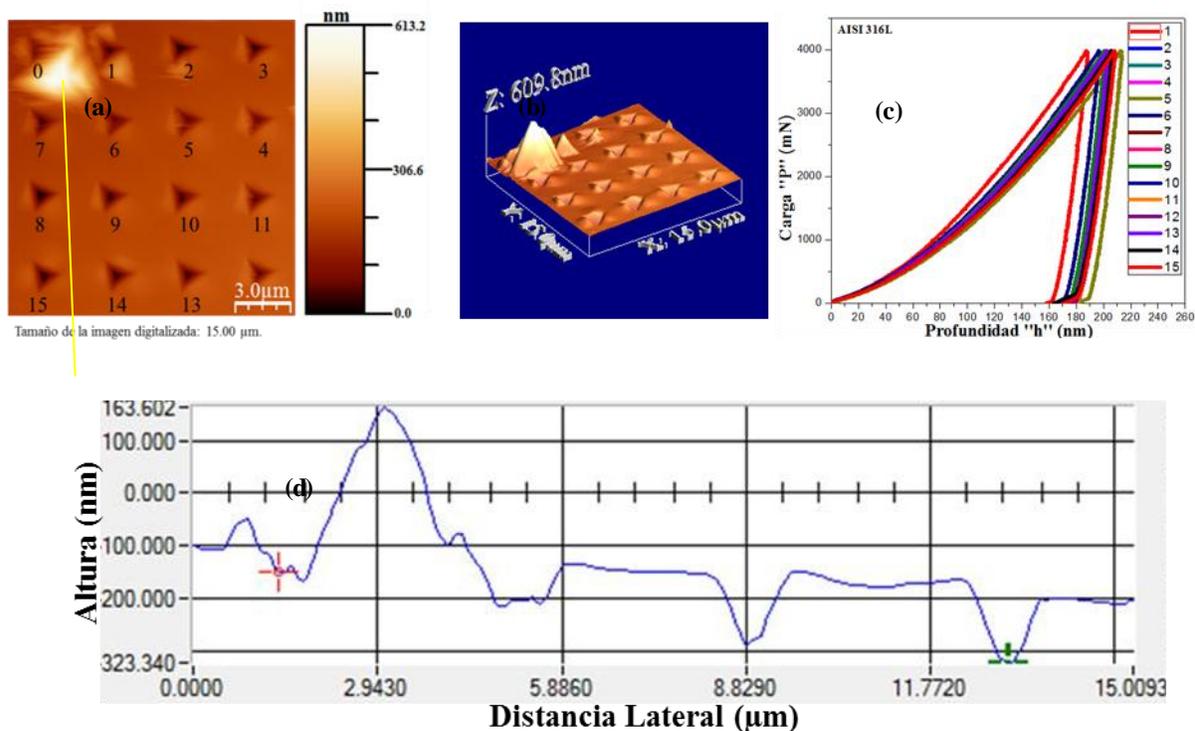


Figura 4.29 Del acero AISI 316L: a) Muestra la imagen real sin polaridad invertida, b) 3D de la región donde se presentan las indentaciones y c) curvas de carga-penetración.

Tabla 4. 18 Número de indentación, módulo reducido del material ( $E_r$ ), nanodureza (H), promedio y desviación estándar de los aceros inoxidables.

Indentación "316L"	$E_r$ (GPa)	$E_s$	H(GPa)
1	178.63	191.3	3.66
2	163.57	172.48	2.91
3	168.13	178.11	3.03
4	164.72	173.9	3.05
5	163.84	172.81	2.67
6	171.81	182.7	3.27
7	168.87	179.04	2.92
8	160.73	169	2.93
9	164.79	173.98	3.12
10	165.36	174.68	2.91
11	162.48	171.14	2.92
12	161.31	169.7	2.96
13	173.07	184.28	3.02
14	160.32	168.5	2.93
15	157.23	164.73	2.87
<b>Promedio</b>	<b>165.66<math>\pm</math>5.6</b>	<b>175.05<math>\pm</math>6.95</b>	<b>3.01<math>\pm</math>0.22</b>

## CAPÍTULO IV.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Para la cinta metálica vítrea base Ni se tiene un valor promedio de dureza de  $26.86 \pm 5.15$  GPa y se observa en la Tabla 4.19. Este es un valor de dureza mucho menor y lo cual indica que es un material más blando y dúctil a comparación de las cintas base Fe.

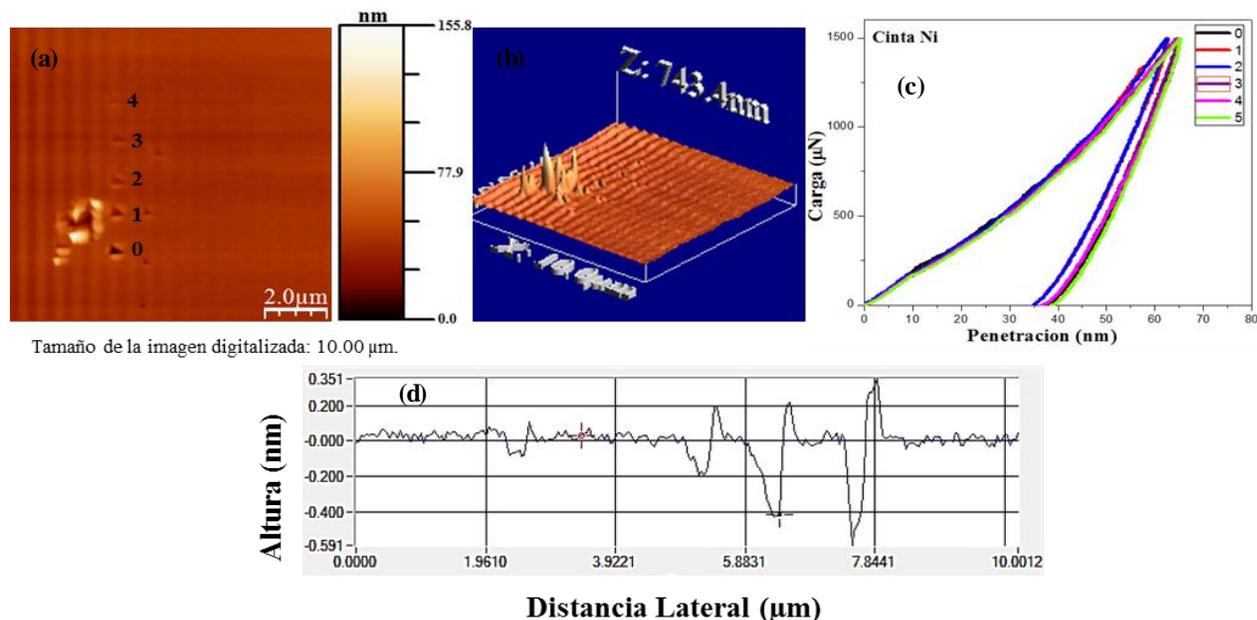


Figura 4.30 De la cinta metálica vítrea base Ni: a) Muestra la imagen real sin polaridad invertida, b) 3D de la región donde se presentan las indentaciones y c) curvas de carga-penetración y (d) perfil de altura de penetración para cada una de las indentaciones.

Tabla 4.19 Número de indentación, módulo reducido del material ( $E_r$ ), nanodureza ( $H$ ), promedio y desviación estándar de la cinta.

Indentación "Cinta Ni"	$E_r$ (GPa)	$E_s$	$H$ (GPa)
0	265.02	294.99	21.98
1	295.68	341	33.18
2	304.51	354.86	31.65
3	270.84	303.48	24.08
4	254.93	280.55	23.41
<b>Promedio</b>	<b><math>278.2 \pm 21.01</math></b>	<b><math>314.98 \pm 31.56</math></b>	<b><math>26.86 \pm 5.15</math></b>

Además la Tabla 4.19, muestra los resultados obtenidos para esta cinta, se obtiene el modulo reducido y corregido presentando valores de  $278.2 \pm 21.01$  y  $314.98 \pm 31.56$ , respectivamente. Lavorato y colaboradores [ ] obtienen un valor de módulo elástico de 200 GPa para una cinta base Fe lo obtuvieron de unos ensayos de microdureza y para una cinta base Fe. Este valor de módulo de elasticidad es muy similar a los resultados de esta cinta base Ni.

Para la cinta metálica vítrea base Fe se tiene un valor promedio de dureza de  $44.62 \pm 4.14$  GPa y se observa en la Tabla 4.20. Es un valor de dureza mucho más alto en comparación con la cinta base Ni y refleja mayor fragilidad en este tipo de cintas base Fe.

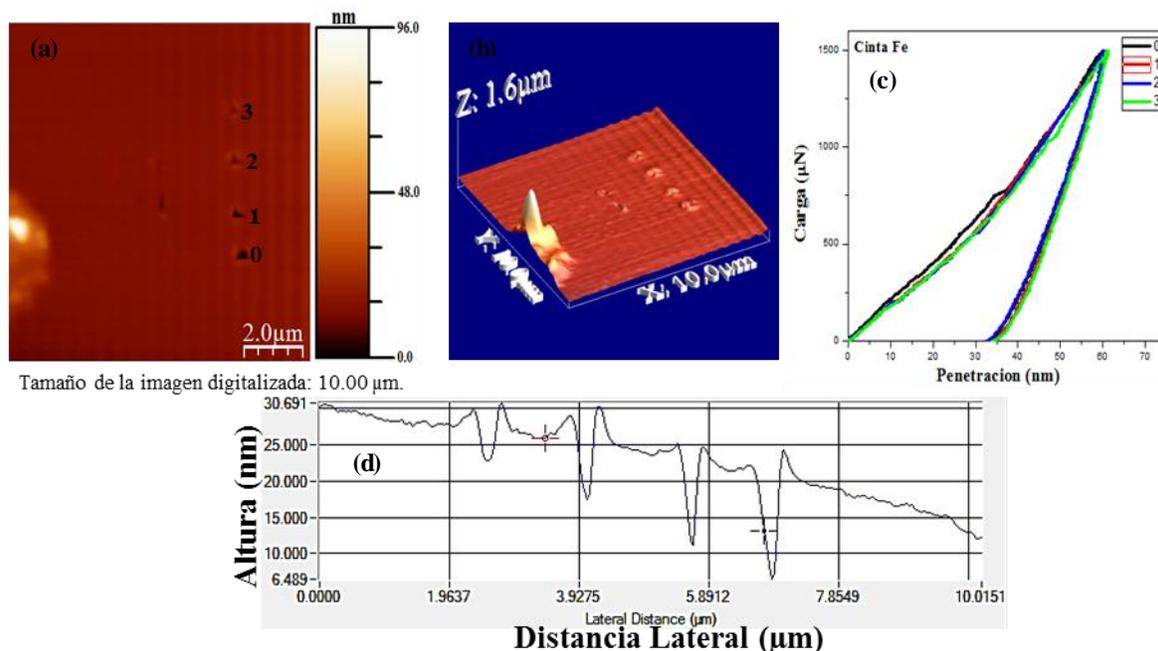


Figura 4.31 De la cinta metálica vítrea base Fe: a) Muestra la imagen real sin polaridad invertida, b) 3D de la región donde se presentan las indentaciones y c) curvas de carga-penetración y (d) perfil de altura de penetración para cada una de las indentaciones.

Tabla 4.20 Número de indentación, módulo reducido del material ( $E_r$ ), nanodureza (H), promedio y desviación estándar de la cinta.

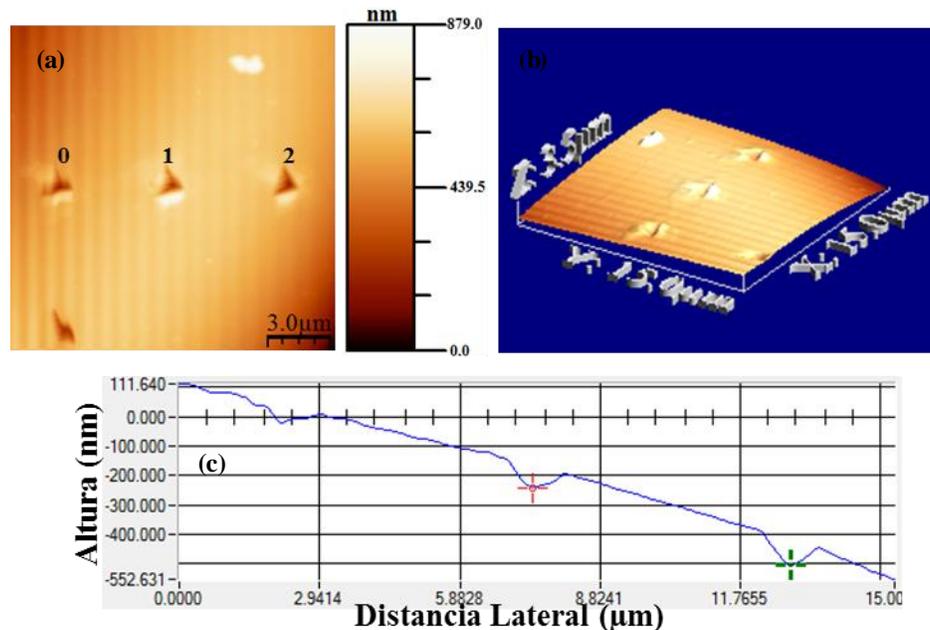
Indentación "Cinta Fe"	$E_r$ (GPa)	$E_s$	H(GPa)
0	359.72	470.68	48.54
1	348.32	449.24	41.81
2	365.46	481.7	47.77
3	337.76	429.94	40.35
<b>Promedio</b>	<b><math>352.81 \pm 12.3</math></b>	<b><math>457.62 \pm 22.99</math></b>	<b><math>44.62 \pm 4.14</math></b>

Los resultados obtenidos para los módulos reducidos y corregidos se muestran en la Tabla 4.20 para esta cinta,  $352.81 \pm 12.3$  y  $457.62 \pm 22.99$  GPa respectivamente. Que a comparación con los resultados con la cinta base Ni, se tienen valores más altos indicando que a una carga de 1500  $\mu\text{N}$  este material tiene que absorber mayor cantidad de energía interna para poder deformarse y presentar una ductilidad a comparación de la cinta base Ni. Y de acuerdo a los resultados de Lavorato y colaboradores [ ] los valores son doblemente más altos.

**4.5.1. Análisis de las curvas carga vs desplazamiento obtenidas del ensayo de nanoindentación para los dos tipos de uniones.**

Las Figuras 4.32 (a) muestran las imágenes topográficas de la unión con cinta metálica vítrea base Fe a tiempo de permanencia de 5 minutos, con una parte de las indentaciones que se realizaron en los ensayos de manera lineal, y se puede observar su profundidad y huellas de indentación generalmente homogéneas y sin una variación considerable, la superficie del material en esta zona no presenta ni rayado, ni inclinación superficial al igual que los materiales base, y que es de suma importancia para obtener resultados confiables y con la menor variación operacional.

En las Figuras 4.32 (b) se muestra en 3D la zona indentada y se observa la profundidad y dimensiones de las indentaciones en un área proyecta de  $225 \mu\text{m}^2$  donde se aplicó la carga de  $4000 \mu\text{N}$  penetrando superficialmente la unión. En la Figura 4.32 (c) se observan los perfiles de altura de las indentaciones. Para todas las demás uniones a todos los tiempos de permanencia y con los dos tipos de cintas, se obtuvieron imágenes similares.



**Figura 4.32 De la Unión con cinta Fe a 5 minutos de permanencia: a) Muestra la imagen real sin polaridad invertida, b) 3D de la región donde se presentan las indentaciones y c) perfil de altura de penetración para cada una de las indentaciones.**

Para las uniones de cinta base Fe a 5 minutos, Ni a 5 minutos y Ni a 30 minutos. Se observan las curvas carga vs desplazamiento obtenidas del ensayo de nanodureza de cada una de

las huellas, mostradas en la zona elastoplástica y no se genera alguna discontinuidad en las curvas, al contrario son continuas con dispersión entre ellas, se observa una mayor dispersión en comparación con las curvas de los materiales base, lo que indica que las muestras, en la zona interfase presenta una variación considerable de dureza debido a las posibles fases formadas en estas zonas (ver Tablas 4.7 y 4.9, zona “B”) y también se observa que no hay una homogeneidad en las curvas, ver Figura 4.33. De los resultados promedio de la Tabla 4.21, se obtienen durezas de cada una de las zonas; presenta una dureza de  $3.9 \pm 0.19$  GPa para la zona del lado del acero AISI AL-6XN, para la zona de la interfase se tiene un valor promedio de  $3.3 \pm 0.17$  GPa y, finalmente del lado de la zona del AISI 316L se tiene  $3.1 \pm 0.14$  GPa; en base a estos resultados se dice que la dureza en toda la zona de unión y además en las zonas de los materiales base siempre es diferente para todos los casos y esa diferencia se aprecia en la dureza del material de inicio.

De las indentaciones 6, 7, 8, 9, 10 y 11 que corresponden a la zona interfase de la unión, se tiene que los valores de los módulos elásticos, en las indentaciones 6 y 7 sus valores van disminuyendo hasta pasar por las indentaciones 8 y 9 que presentan los valores más bajos de módulos elásticos, para después aumentar cuando se acerca a la zona de acero AISI 316L. Comparando estos valores con los materiales base, respecto de los aceros se encuentran en el rango pero comparándolos con las cintas estos valores tienden a disminuir. Cabe mencionar también que a medida que se acerca a la zona media de la interfase, indentaciones 8 y 9, estos módulos son más bajos lo cual quiere decir que esta zona presenta una menor deformación. Correspondiendo a las fases, según los diagramas de la Figura 4.14, fase  $\sigma$  y fase  $(\alpha + \gamma)$ .

De las indentaciones 0, 1, 2, 3, 4 y 5 que corresponden a la zona del acero AISI AL-6XN, presentan los valores de dureza más altos y se observa también que los valores de los módulos también van en aumento prediciendo que a lo largo de toda esta zona se tiene la mayor dureza y por lo tanto se presentan precipitados más duros y se tiene una menor deformación en esta zona. A comparación de la zona de la interfase.

De las indentaciones 12, 13, 14, 15, 16, y 17 se tiene que la dureza tiene una tendencia a disminuir, y respecto a sus módulos, estos nos predicen que en esta zona se encuentra más deformable a comparación de la zona de la interfase y del acero AISI AL-6XN.

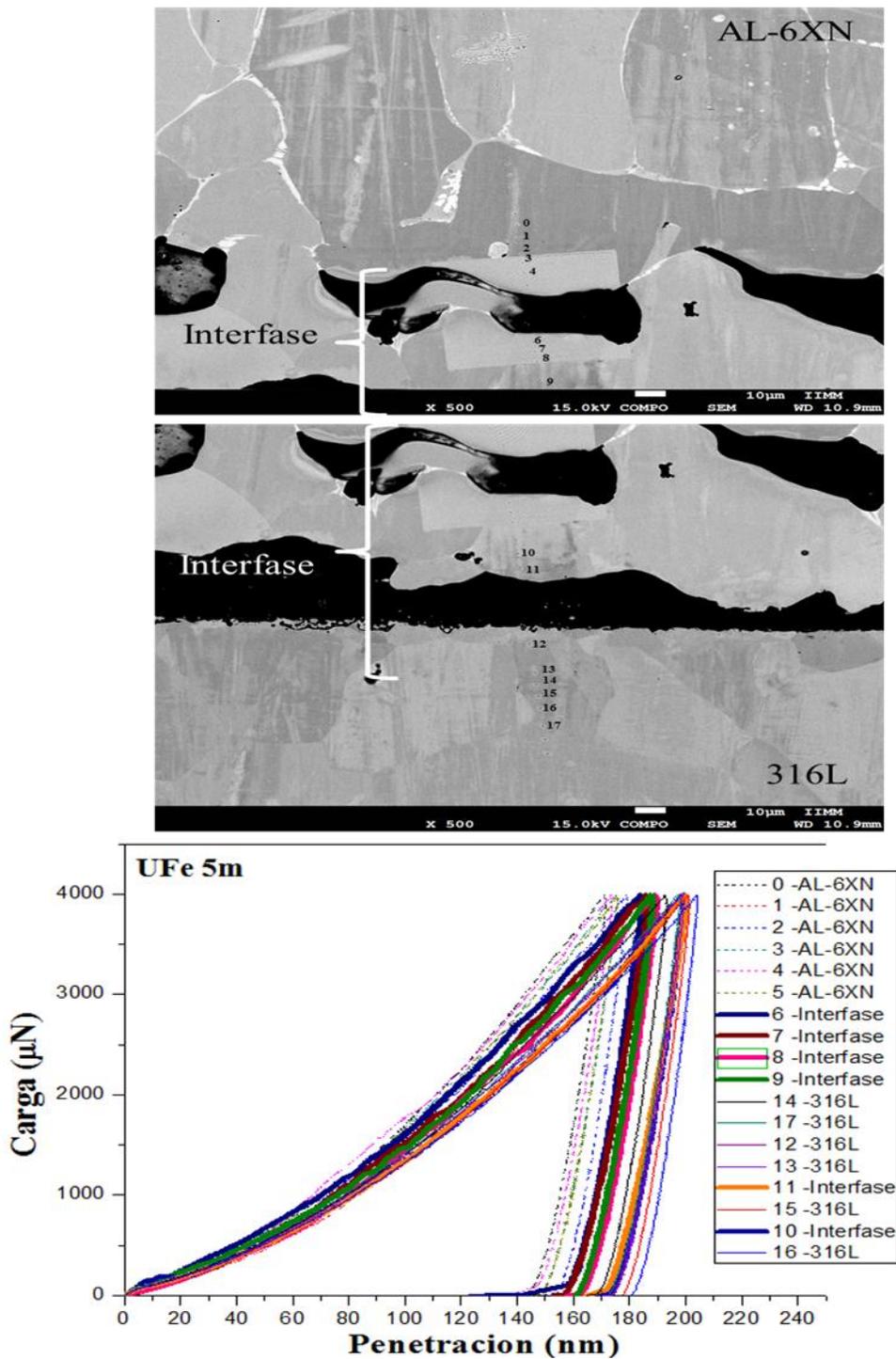


Figura 4.33 Curvas carga vs penetración de las uniones, cinta Fe a 5 minutos de permanencia; cinta Ni a 5 y 30 minutos de permanencia.

## CAPÍTULO IV.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Tabla 4.21 Número de indentación, módulo reducido del material ( $E_r$ ), nanodureza (H), promedio y desviación estándar de los aceros inoxidable.

Zona UFe 5	Indentación Fe5	$E_r$ (GPa)	$E_s$	H(GPa)
AL-6XN	0	200.47	219.64	3.86
	1	197.31	215.45	4.02
	2	190.05	205.96	4.14
	3	189.15	204.79	4.05
	4	178.58	191.22	3.7
	5	169.04	179.24	3.66
<b>Promedio</b>		<b>187.43 ± 11.78</b>	<b>202.71 ± 15.14</b>	<b>3.9 ± 0.19</b>
Interfase	6	181.09	194.42	3.49
	7	178.4	190.34	3.55
	8	170.5	180.44	3.19
	9	146	150.72	3.24
	10	192.4	208.29	3.18
	11	183.93	197.37	3.16
<b>Promedio</b>		<b>175.38 ± 16.07</b>	<b>186.93 ± 19.93</b>	<b>3.3 ± 0.17</b>
316L	12	198.03	215.66	3.33
	13	185.88	199.86	3.09
	14	196.16	213.21	3
	15	185.02	198.77	3.21
	16	200.34	218.72	3
	17	187.22	201.59	2.98
<b>Promedio</b>		<b>192.1 ± 6.81</b>	<b>207.96 ± 8.86</b>	<b>3.1 ± 0.14</b>

Para la uniones con cinta base Ni a 5 minutos. Se observan las curvas carga vs penetración obtenidas del ensayo de nanodureza de cada una de las huellas, mostradas en las zonas, ver Figura 4.34. De los resultados promedio de la Tabla 4.22 se obtienen durezas de cada una de las zonas;  $3.69 \pm 0.86$  GPa para la zona del lado del acero AISI 316L, para la zona de la interfase se tiene un valor promedio de  $3.28 \pm 0.35$  GPa, y finalmente del lado de la zona del AISI AL-6XN se tiene  $4.24 \pm 0.58$  GPa; en base a estos resultados se dice que la dureza en toda la zona de unión y además en las zonas de los materiales base siempre es diferente para todos los casos y esa diferencia se aprecia comparando la dureza de los materiales de inicio.

Para las indentaciones 0, 1, 2, 3, 4, y 5 los valores de dureza tienden a disminuir conforme se acercan a la interfase, ver Tabla 4.22, y el comportamiento de los módulos tiende a predecir que en esta zona la unión se comporta más deformable en comparación con las demás zonas (interfase y acero AISI AL-6XN). Cabe mencionar que para las indentaciones 4 y 5, estas cayeron en zonas oscuras que según en el análisis de la caracterización interfacial de la unión de la sección 4.3.1 y el análisis químico puntual, esta zona oscura corresponde a la zona "B",

## CAPÍTULO IV.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN

encontrando fase ( $\alpha + \sigma$ ) y fase ( $\alpha + \gamma$ ), de acuerdo a los diagramas de la Figura 4.14. Haciendo la comparación de las durezas de los materiales base, estas indentaciones presentan valores de dureza más altos y se debe a la composición química de estos precipitados formando este tipo de fases.

De las indentaciones 6, 7, 8, 9, 10, 11, y 12, de la zona de la interfase, presentan valores promedio de dureza menor en comparación con la zona del acero AISI 316L y AISI AL-6XN. De estas indentaciones, la zona “A” de la Figura 4.14, presentan los valores de dureza de la fase “ $\gamma$ ”. Y de acuerdo a los módulos, esta zona presenta una tendencia a deformarse en mayor grado que las demás zonas.

Finalmente para las indentaciones 13, 14, 15, 16, 17, 18, 19, y 20, de la zona del acero AISI AL-6XN, obtienen valor de dureza más altos en comparación con las demás zonas, y por tanto presentando un tendencia de módulo de elasticidad menor prediciendo que en esta zona la unión tiende a deformarse menos. Cabe mencionar que para esta zona se desconoce los precipitados o fases que pudieron a verse formado.

**Tabla 4.22 Número de indentación, módulo reducido del material ( $E_r$ ), nanodureza (H), promedio y desviación estándar de la unión con cinta base Fe en la unión a 5 minutos de permanencia.**

Zona UNi 5	Indentación	$E_r$ (GPa)	$E_s$	H(GPa)
316L	0	205.48	220.59	4.66
	1	194.66	206.59	4.75
	2	176.32	183.59	2.96
	3	190.5	201.31	2.84
	4	187.43	197.43	3.06
	5	184.71	194.01	3.89
<b>Promedio</b>		<b>189.85 ± 9.83</b>	<b>200.58 ± 12.48</b>	<b>3.69 ± 0.86</b>
Interfase	6	192.15	203.39	3.5
	7	178.18	185.88	3.98
	8	172.6	179.03	3.06
	9	204.7	220.42	3.16
	10	180.53	189.53	2.96
	11	154.79	158.28	3.04
12	184.5	194.5	3.26	
<b>Promedio</b>		<b>181.06 ± 15.62</b>	<b>190.14 ± 44</b>	<b>3.28 ± 0.35</b>
AL-6XN	13	169.29	175.68	3.14
	14	226.08	249.1	5.3
	15	198.65	212.54	4.19
	16	203.03	218.24	4.26
	17	187.46	198.22	4.48
	18	197.5	211.06	4.15
19	208.95	226.02	4.32	
20	198.44	212.28	4.14	
<b>Promedio</b>		<b>198.67 ± 16.32</b>	<b>212.89 ± 21.09</b>	<b>4.24 ± 0.58</b>

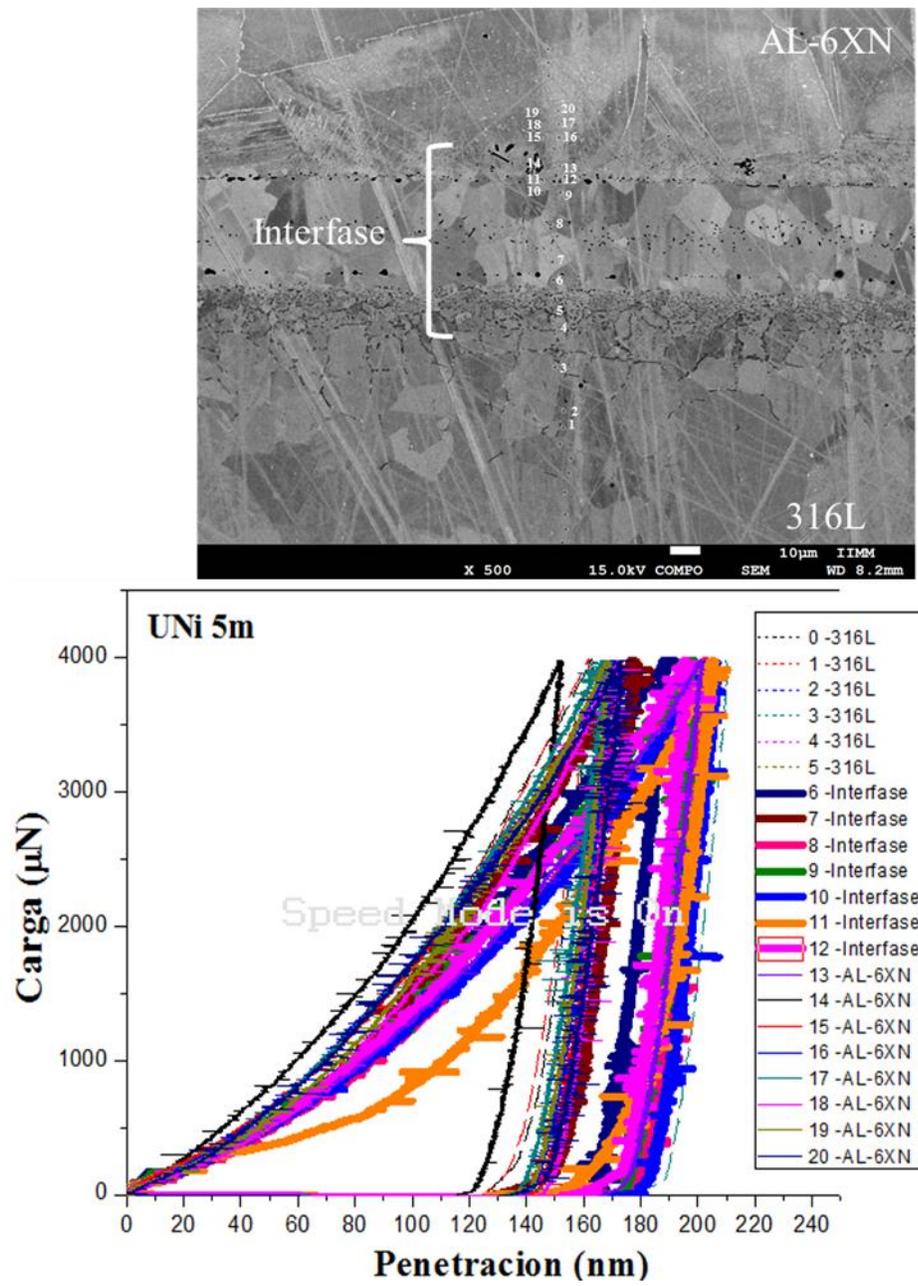


Figura 4.34 Curvas carga vs penetración de las uniones, cinta Fe a 5 minutos de permanencia; cinta Ni a 5 y 30 minutos de permanencia.

## CAPÍTULO IV.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La unión con cinta base Ni a 30 minutos. Se observan las curvas carga vs penetración obtenidas del ensayo de nanodureza de cada una de las huellas, mostradas en las zonas, ver Figura 4.33. De los resultados promedio de la Tabla 4.22 se obtienen durezas de cada una de las zonas;  $3.92 \pm 0.16$  GPa para la zona del lado del acero AISI 316L, para la zona de la interfase se tiene un valor promedio de  $4.13 \pm 0.6$  GPa, y finalmente del lado de la zona del AISI AL-6XN se tiene  $4.54 \pm 0.35$  GPa. En base a estos resultados promedio se tiene un aumento de dureza a comparación de la unión a 5 minutos.

Para las indentaciones 0, 1, 2, y 3, que corresponden a la zona del acero AISI AL-6XN, se tienen los valores de dureza más altos y se presenta un menor grado de deformabilidad en esta zona debido a los valores de módulos de elasticidad.

De las indentaciones 6 y 7, zona de la interfase, se obtiene un grado de dureza alto combinando un grado de deformación alto, de acuerdo a los valores de módulos de elasticidad promedio ( $199.69 \pm 4.41$  y  $218.62 \pm 5.86$  GPa). Estas indentaciones cayeron en posibles fases ( $\alpha + \sigma$ ) y ( $\alpha + \gamma$ ), en base a la Figura 4.14.

Finalmente las indentaciones 8, 10 y 11 que corresponden a la zona del acero AISI 316L se tiene el menor valor promedio de dureza combinado con un grado de deformación igual o menor que el comparado con la zona interfase. Según el diagrama de la Figura 4.14, las fases que corresponden a estas indentaciones son (Fe, Cr), ((Fe, Cr) +  $\sigma$ ).

**Tabla 4.23 Número de indentación, módulo reducido del material ( $E_r$ ), nanodureza (H), promedio y desviación estándar de la unión con cinta base Ni en la unión a 30 minutos de permanencia.**

Zona UNi 30	Indentación	$E_r$ (GPa)	$E_s$	H(GPa)
AL-6XN	0	209.43	226.65	4.33
	1	202.86	218.01	4.31
	2	192.77	204.98	4.49
	3	189.55	200.88	5.06
<b>Promedio</b>		<b><math>198.65 \pm 9.15</math></b>	<b><math>212.63 \pm 11.86</math></b>	<b><math>4.54 \pm 0.35</math></b>
Interfase	6	202.82	222.77	4.56
	7	196.57	214.48	3.7
<b>Promedio</b>		<b><math>199.69 \pm 4.41</math></b>	<b><math>218.62 \pm 5.86</math></b>	<b><math>4.13 \pm 0.6</math></b>
316L	8	184	198.14	3.76
	10	191.72	208.13	3.91
	11	190.88	207.03	4.09
<b>Promedio</b>		<b><math>188.86 \pm 4.23</math></b>	<b><math>204.43 \pm 5.47</math></b>	<b><math>3.92 \pm 0.16</math></b>

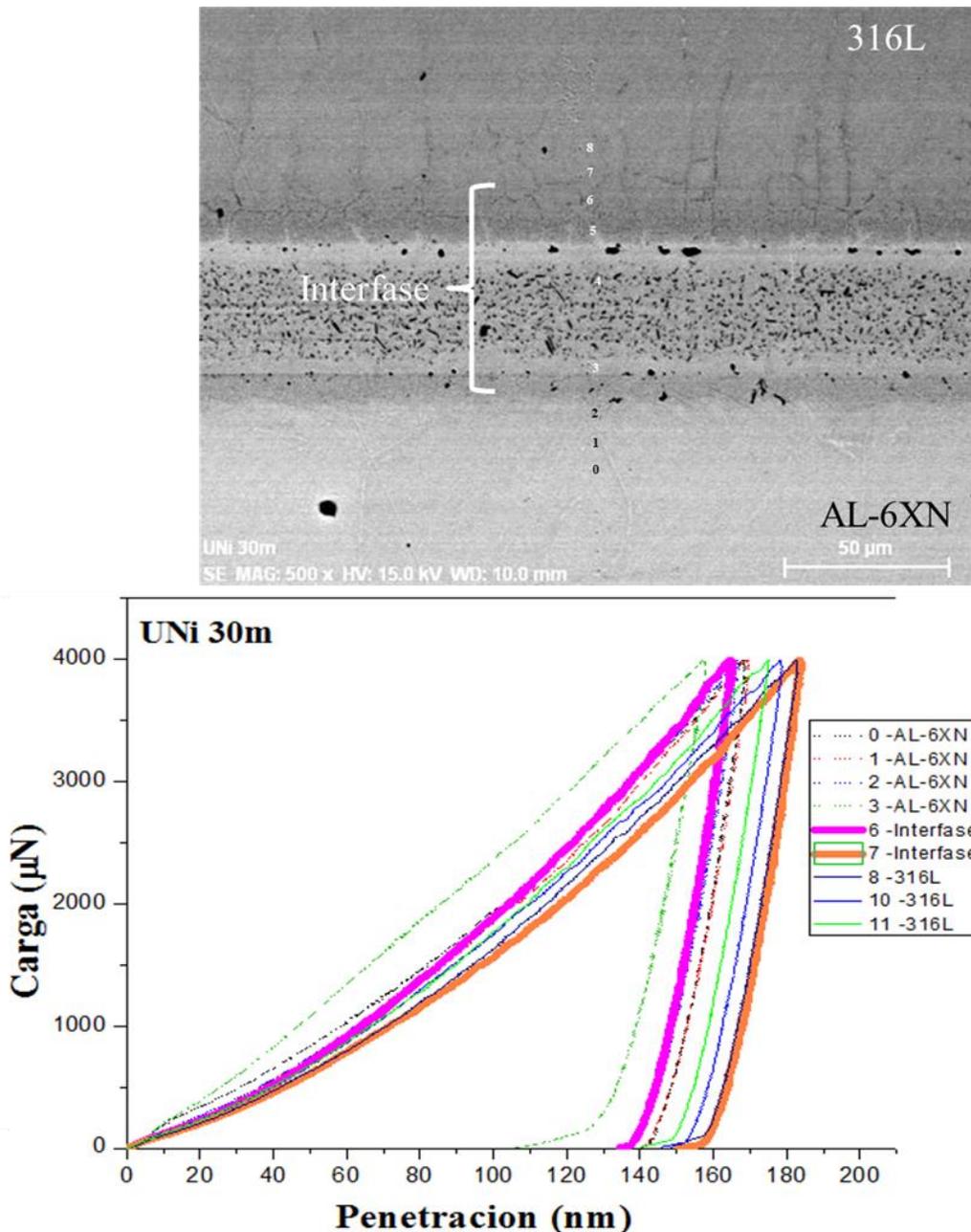


Figura 4.35 Curvas carga vs penetración de las uniones, cinta Fe a 5 minutos de permanencia; cinta Ni a 5 y 30 minutos de permanencia.

La unión con cinta base Fe a 30 minutos. Se observan las curvas carga vs penetración obtenidas del ensayo de nanodureza de cada una de las huellas, mostradas en las zonas y se observa la continuidad de las curvas, ver Figura 4.34. De los resultados promedio se obtienen durezas de cada una de las zonas;  $4.78 \pm 0.25$  GPa para la zona del lado del acero AISI AL-6XN, para la zona de la interfase se tiene un valor promedio de  $5.45 \pm 0.25$  GPa, y finalmente del lado de la zona del AISI 316L se tiene  $4.56 \pm 0.69$  GPa, ver Tabla 4.23.

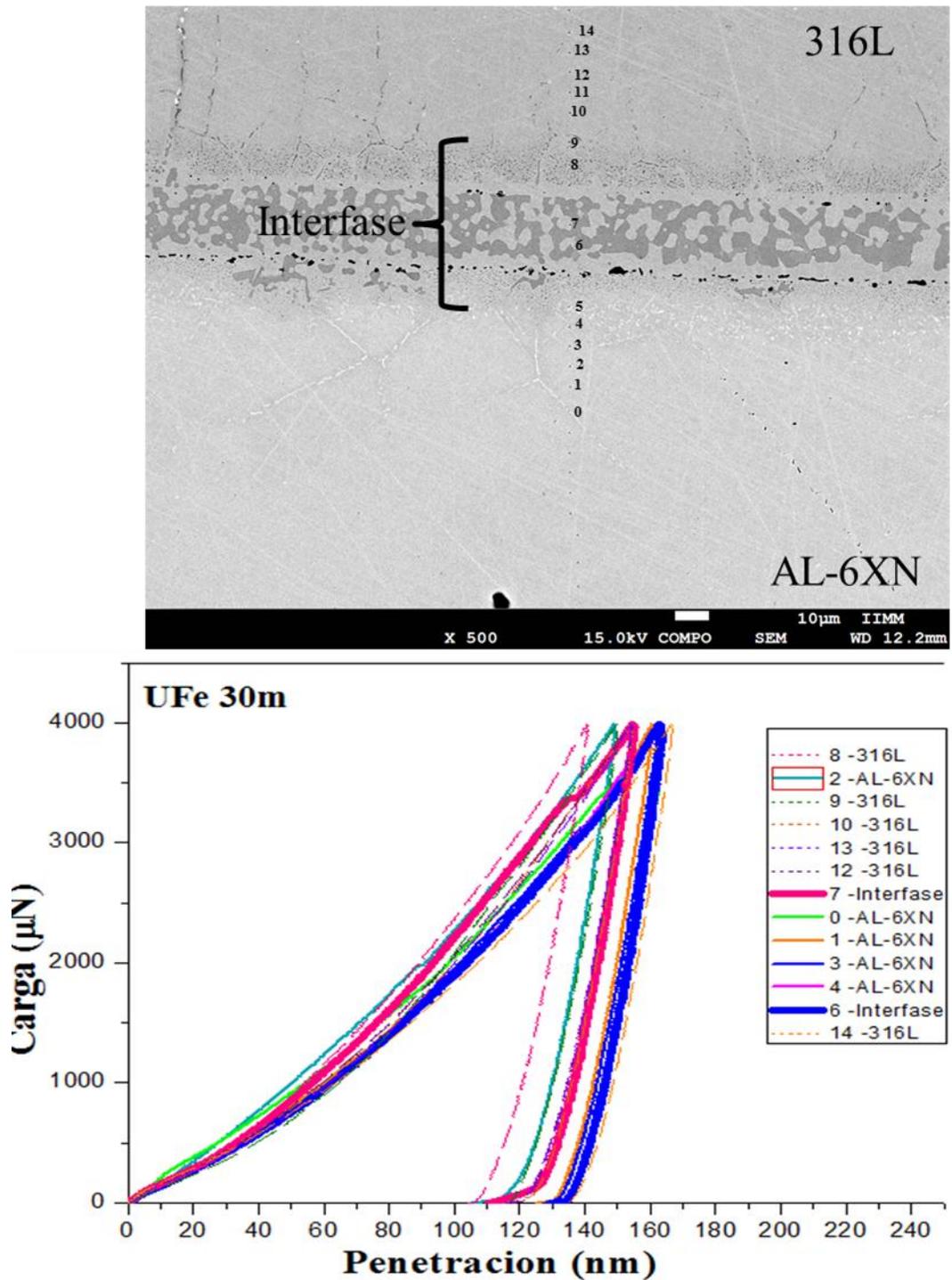


Figura 4.36 Curvas carga vs penetración de las uniones, cinta Fe a 30 minutos de permanencia.

## CAPÍTULO IV.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En base a las indentaciones 0, 1, 2, 3, y 4 de la zona del acero AISI AL-6XN se tienen resultados de dureza más altos en comparación con el mismo acero sin someterlo al tratamiento ( $3.77 \pm 0.26$  GPa), Tabla 4.24. Y de acuerdo a sus valores de módulos de elasticidad se combina con un grado de deformación considerable al igual que en las demás zonas.

De las indentaciones 6 y 7, de la zona de la interfase, se tienen valores de dureza considerablemente altos en combinación con valores de módulos elásticos presentando un grado de deformabilidad al igual que la zona del acero AISI AL-6XN. En base a la Tabla 4.9 se tiene que estas indentaciones cayeron en posible fase  $\sigma$  y fase  $(\alpha + \gamma)$ , que de acuerdo a la Figura 4.14 corresponden a esa composición química y a esas fases.

Finalmente las indentaciones 9, 10, 11, 12, 13, y 14 se tiene el promedio de valores de dureza más bajos en comparación con las demás zonas.

**Tabla 4.24 Número de indentación, módulo reducido del material ( $E_r$ ), nanodureza (H), promedio y desviación estándar de la unión con cinta base Fe en la unión a 30 minutos de permanencia.**

Zona UFe30	Indentación	$E_r$ (GPa)	$E_s$	H(GPa)
AL-6XN	0	184.55	198.85	4.65
	1	197.12	215.21	4.66
	2	193.66	210.66	4.72
	3	197.92	216.26	4.65
	4	196.52	214.42	5.23
<b>Promedio</b>		<b><math>193.95 \pm 5.49</math></b>	<b><math>211.08 \pm 7.15</math></b>	<b><math>4.78 \pm 0.25</math></b>
Interfase	6	191.53	207.89	5.63
	7	193.62	210.61	5.27
<b>Promedio</b>		<b><math>192.57 \pm 1.47</math></b>	<b><math>209.25 \pm 1.92</math></b>	<b><math>5.45 \pm 0.25</math></b>
316L	9	185.07	198.83	5.35
	10	189.87	205.01	5.33
	11	182.75	195.86	4.54
	12	174.66	185.64	3.53
	13	185.85	199.82	4.32
	14	173.87	184.64	4.33
	<b>Promedio</b>		<b><math>182.01 \pm 6.42</math></b>	<b><math>194.96 \pm 8.17</math></b>

La unión con cinta base Fe a 60 minutos. Se observan las curvas carga vs penetración obtenidas del ensayo de nanodureza de cada una de las huellas, mostradas en las zonas y se observa la continuidad de las curvas, ver Figura 4.37. De los resultados promedio se obtienen durezas de cada una de las zonas;  $5.88 \pm 1.98$  GPa para la zona del lado del acero AISI AL-6XN, para la zona de la interfase se tiene un valor promedio de  $5.34 \pm 1.89$  GPa, y finalmente del lado de la zona del AISI 316L se tiene  $5.01 \pm 0.66$  GPa, ver Tabla 4.25. De estos resultados se tienen

## CAPÍTULO IV.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN

valores de dureza mayor comparados a los valores de las uniones con tiempos de permanencia menores. Debido a que hay mayor tiempo de permanencia a la temperatura de 820°C dando lugar a la formación de nuevas fases.

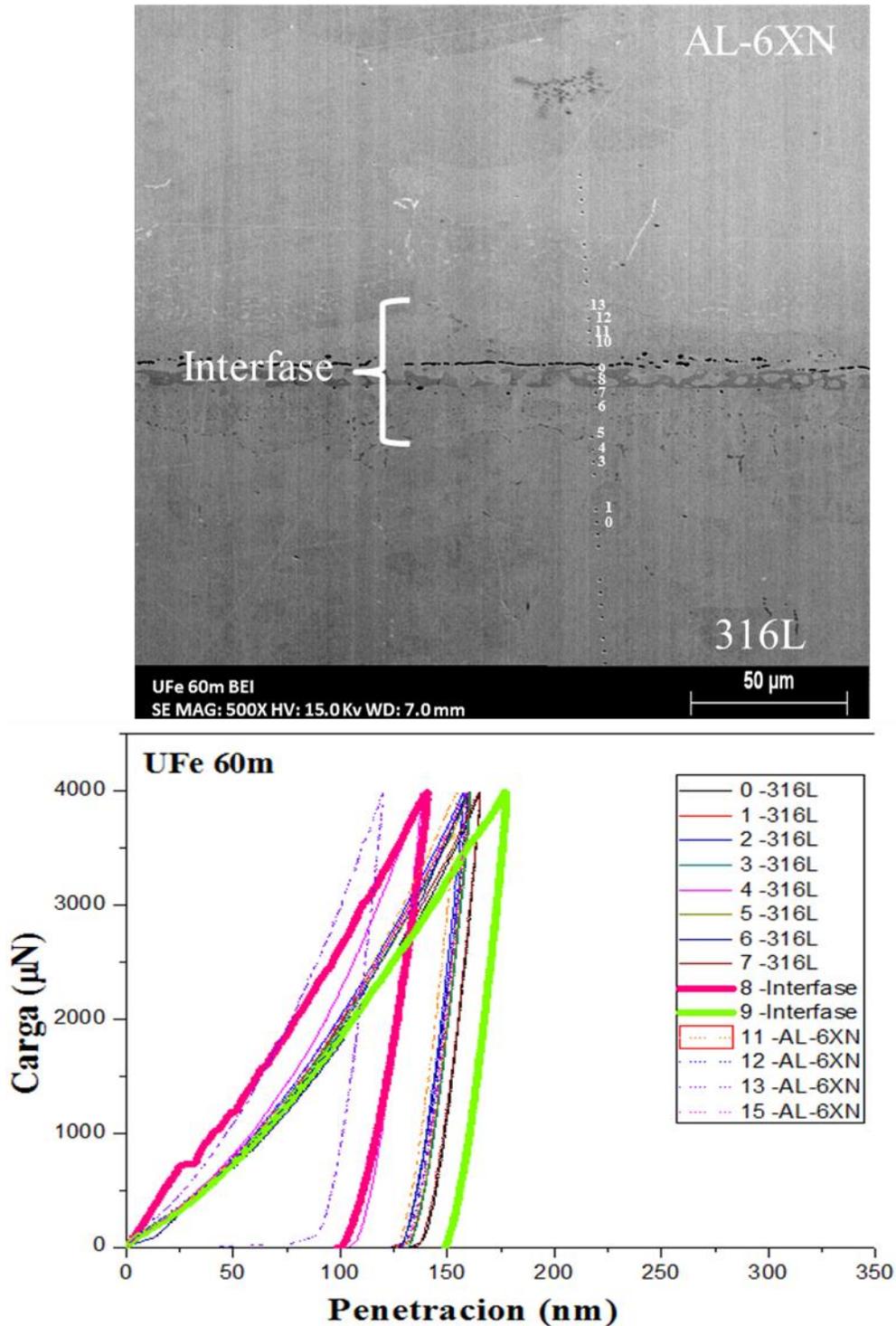


Figura 4.37 Curvas carga vs penetración de las uniones, cinta Fe a 30 minutos de permanencia.

Para las indentaciones 0, 1, 2, 3, 4, 5, 6, y 7 correspondientes a las zona del acero AISI 316L se tiene que presenta un aumento en la dureza considerable ya que este acero sin unir presenta una dureza de  $3.01 \pm 0.22$  GPa y después de la unión a un tiempo de permanencia de 60 minutos la dureza aumenta a  $5.01 \pm 0.66$ . Respecto a los valores de módulos de elasticidad se observa que el material ahora presenta un grado de deformación menor al grado inicial donde el material no se somete a ningún tratamiento.

De las indentaciones 8 y 9 se tiene que presenta valores de módulo de elasticidad bajos a comparación de las demás zonas. Dando lugar a que la unión en esta zona sea más deformable. Finalmente las indentaciones 11, 12, 13, y 15 presentan módulo de elasticidad considerables como para que en esta zona sea la de menor grado de deformabilidad.

**Tabla 4.25 Número de indentación, módulo reducido del material ( $E_r$ ), nanodureza (H), promedio y desviación estándar de la unión con cinta base Fe a 60 minutos.**

Zona UFe60	Indentación	$E_r$ (GPa)	$E_s$	H(GPa)
316L	0	204.29	223.96	4.53
	1	198.43	216.19	4.84
	2	205.77	225.94	4.99
	3	199.3	217.33	4.8
	4	213.58	236.47	6.61
	5	207.47	228.21	4.82
	6	187.97	202.55	4.96
	7	201.4	220.12	4.55
<b>Promedio</b>		<b>202.27 ± 7.56</b>	<b>221.34 ± 10</b>	<b>5.01 ± 0.66</b>
Interfase	8	176.47	188.56	6.68
	9	178.16	190.7	4
<b>Promedio</b>		<b>177.31 ± 1.19</b>	<b>189.63 ± 1.51</b>	<b>5.34 ± 1.89</b>
AL-6XN	11	202.86	222.82	4.9
	12	249.47	288.27	8.86
	13	209.75	232.09	4.88
	15	209.75	232.09	4.88
<b>Promedio</b>		<b>217.95 ± 21.25</b>	<b>243.81 ± 29.95</b>	<b>5.88 ± 1.98</b>

La unión con cinta base Ni a 60 minutos. Se observan las curvas carga vs penetración obtenidas del ensayo de nanodureza de cada una de las huellas, mostradas en las zonas y se observa la continuidad de las curvas, ver Figura 4.36. De los resultados promedio se obtienen durezas de cada una de las zonas;  $4.5 \pm 0.08$  GPa para la zona del lado del acero AISI 316L, para la zona de la interfase se tiene un valor promedio de  $4.73 \pm 1.1$  GPa, y finalmente del lado de la zona del AISI AL-6XN se tiene  $6.52 \pm 1.22$  GPa, ver Tabla 4.26.

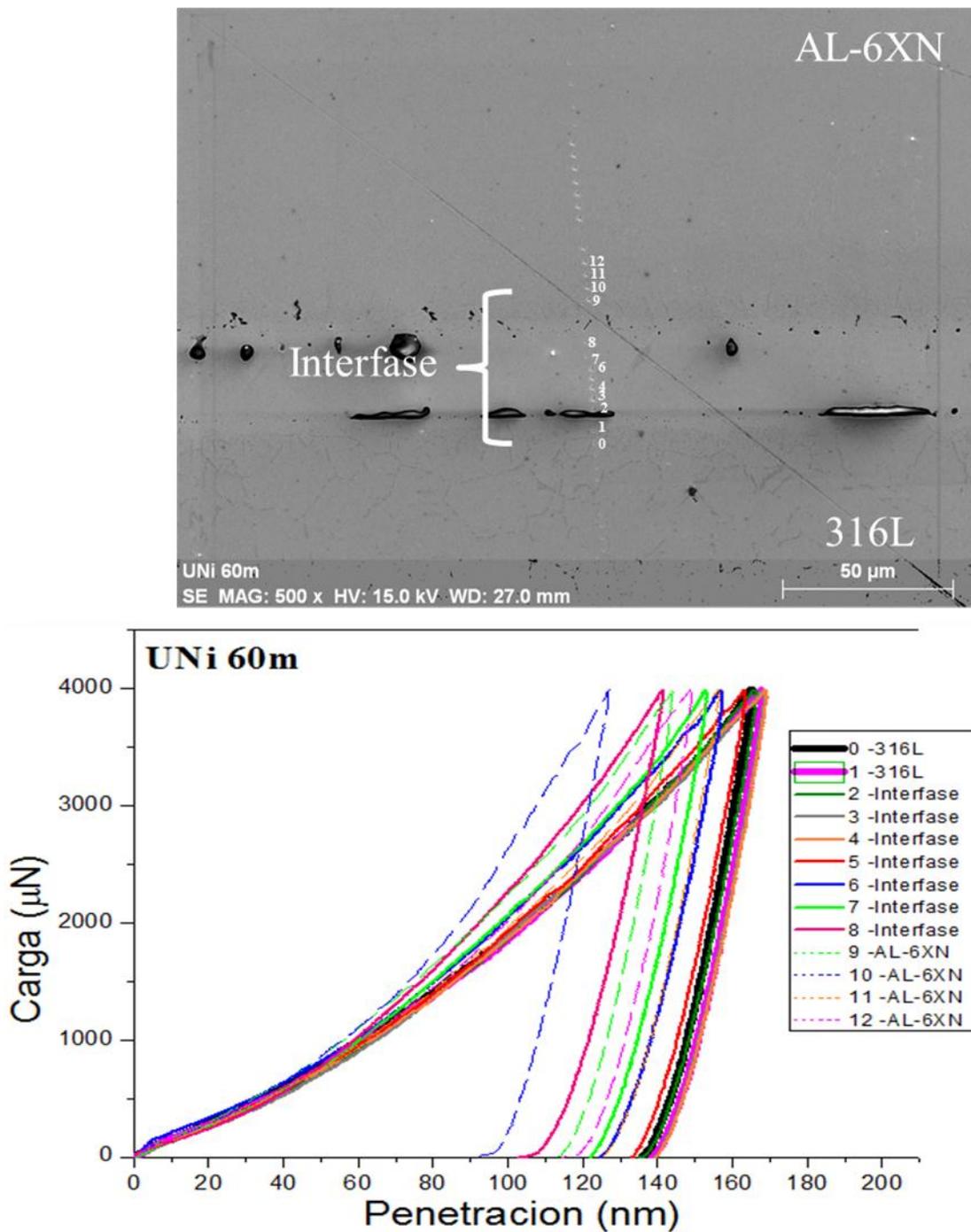


Figura 4.38 Curvas carga vs penetración de las uniones, cinta Ni a 60 minutos de permanencia.

## CAPÍTULO IV.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN

De las indentaciones 0 y 1 se tiene que presentan los valores de dureza menores en comparación con las demás zonas y combinando un promedio de módulo de elasticidad reducido de  $184.57 \pm 5.49$  GPa y un módulo de elasticidad real de  $193.86 \pm 6.87$  GPa, lo que indica que esta zona presenta buena deformabilidad.

Para las indentaciones 2, 3, 4, 5, 6, 7, y 8 de la zona interfase, se tiene un aumento en la dureza a comparación de la zona anterior. Presentando un promedio de módulo reducido de  $183.73 \pm 17.76$  y módulo real de  $190.63 \pm 21.77$  GPa. Lo que indica que esta zona presenta un grado de deformación considerable que se encuentra entre las dos zonas.

Finalmente para las indentaciones 9, 10, 11 y 12 de la zona del acero AISI AL-6XN es la zona donde se presentan los más altos valores promedio de dureza en comparación con las zonas anteriores. Y para los promedio de los módulos de elasticidad se tiene que esta zona es la más rígida y que no presenta la misma deformación que las zonas anteriores.

**Tabla 4.26 Número de indentación, módulo reducido del material ( $E_r$ ), nanodureza (H), promedio y desviación estándar de la unión con cinta base Ni a 60 minutos**

Zona UNi60	Indentación	$E_r$ (GPa)	$E_s$	H(GPa)
316L	0	188.46	198.72	4.44
	1	180.69	189	4.56
<b>Promedio</b>		<b><math>184.57 \pm 5.49</math></b>	<b><math>193.86 \pm 6.87</math></b>	<b><math>4.5 \pm 0.08</math></b>
Interfase	2	183.82	192.9	4.43
	3	181.18	189.6	4.41
	4	179.57	187.61	4.75
	5	181.98	190.59	5.12
	6	195.2	207.28	5.35
	7	203.62	218.16	6.35
8	146.74	148.27	2.75	
<b>Promedio</b>		<b><math>183.73 \pm 17.76</math></b>	<b><math>190.63 \pm 21.77</math></b>	<b><math>4.73 \pm 1.1</math></b>
AL-6XN	9	219.65	239.41	5.97
	10	222.61	243.42	7.98
	11	193.4	204.98	5.15
	12	210.52	227.22	6.99
<b>Promedio</b>		<b><math>211.54 \pm 13.14</math></b>	<b><math>228.75 \pm 17.28</math></b>	<b><math>6.52 \pm 1.22</math></b>

Para estas tablas el rango de error en los promedios y desviación estándar es mínimo entre cada uno de los valores manteniéndose en un rango de 0.64 para valores de dureza.

En las Figura 4.39 y 4.40 se presentan los promedios generales, resultantes de las propiedades mecánicas de nanodureza (H) de cada unión con las cintas base Fe y base Ni, comparando los resultados de los dos tipos, las uniones con cinta base Fe a 30 minutos, con cinta base Fe a 60 minutos y con cinta base Ni a 60 minutos, presentan mayor nanodureza en comparación con las uniones cinta base Fe a 5 minutos, con cinta base Ni a 5 minutos y con cinta base Ni a 30 minutos; incrementándose más notoriamente en la zona del acero AISI AL-6XN con una dureza de 4.78, 5.88 y 6.52 GPa, respectivamente; en la zona interfase se presenta una dureza de 5.45, 5.34 y 6.52 GPa. Y finalmente la zona del acero 316L presenta una dureza de 4.56, 5.01 y 4.5, respectivamente. La nanodureza de las zonas de las uniones Fe5, Ni5 y Ni30 son 3.9, 4.24 y 4.54 GPa, respectivamente para la zona del acero AISI AL-6XN; 3.3, 3.69 y 4.13 GPa respectivamente de la zona interfase y finalmente para zona del acero AISI 316L presenta una dureza de 3.1, 3.69 y 3.92 de estas uniones.

Analizando la zona del acero AISI 316L de todas las uniones, por presentar mayor interacción de fases, se tiene de las 6 uniones, la que presenta un valor mayor en cuanto a dureza es la unión con cinta base Fe a 60 minutos de permanencia. Esto provocado posiblemente por la presencia de precipitados (como se observó con anterioridad en las Figuras 4.16 de MEB), se observa formación de intermetálicos que precipitaron y se transformaron por la difusión de la cinta en el metal base al ser afín el Cr con el Fe. Y por otra parte en la Figura 4.40 se comparan los promedios de los módulos reducidos reales ( $E_s$ ), se presentan cambios muy notorios en las tres zonas, predominando la zona del acero AISI AL-6XN, y para la zona interfase se tiene dos uniones de las cuales muestra Fe60 presenta mayor modulo elástico por lo tanto se puede afirmar de nuevo que ésta presenta fase intermetálica (que de acuerdo al análisis realizado en la caracterización final de las uniones posiblemente sea fase  $\sigma$ ).

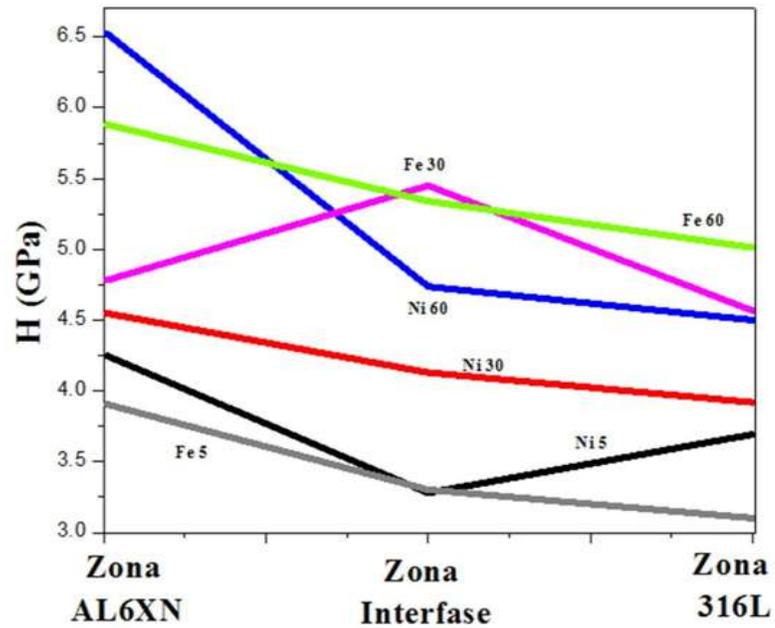


Figura 4.39 Promedios de la nanodureza de cada una de las zonas de las uniones cinta base Fe y Ni.

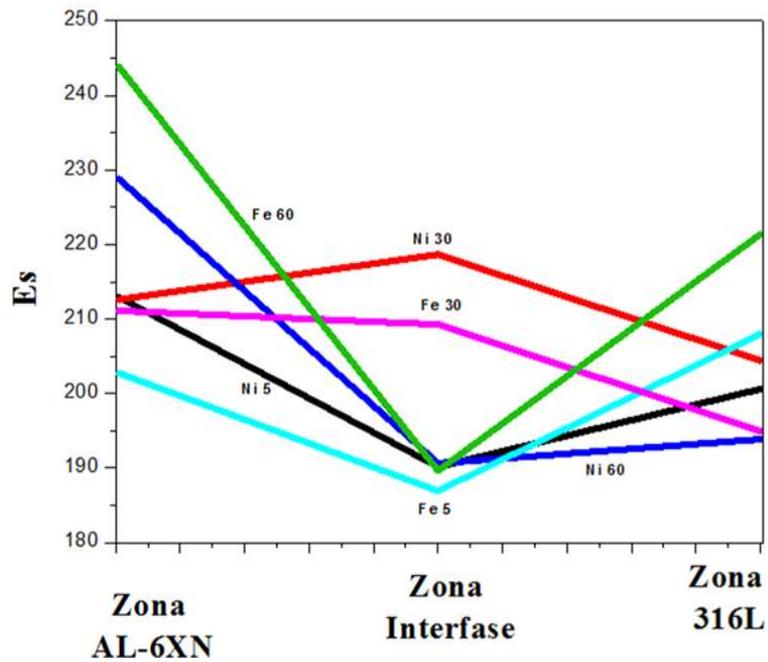


Figura 4.40 Promedios del módulo reducido corregido de cada una de las zonas de las uniones cinta base Fe y Ni.

### CAPITULO V.- CONCLUSIONES

- Al utilizar cintas base Fe a una temperatura de 820 °C para las uniones, se concluyó la formación de fases intermetálicas, además de observarse en las uniones con cintas base Ni.
- En las uniones con cintas base Fe, en la interfase se presenta una estructura heterogénea apareciendo la fase sigma ( $\sigma$ ) y por otra parte la unión que mejor difusión de sus elementos presentó fue usando cintas base Ni a la misma temperatura (820°C).
- En los ensayos de polarización realizados a las uniones en solución al 3.5% en peso se presenta ataque por corrosión localizada, en las micrografías se presenta las picaduras en las zonas adjuntas a la interfase, como consecuencia de la disminución de Cr y Mo en los alrededores de esta zona.
- Las uniones que presentaron mayor  $V_{corr}$  son: unión de 30 minutos de permanencia unida con cinta metálica vítrea base Ni y la unión de 5 minutos de permanencia unida con cinta metálica vítrea base Fe.
- Las uniones que presentaron menor  $V_{corr}$  son: unión de 60 minutos de permanencia unida con cinta metálica vítrea base Fe y la unión de 60 minutos de permanencia unida con cinta metálica vítrea base Ni.
- La unión realizada a 820°C durante un tiempo de 60 minutos de permanencia con cinta metálica vítrea base Fe, presentó la menor  $V_{corr}$ , por lo tanto se presenta la mejor resistencia a la corrosión debido a que en este tiempo de unión se observa una menor concentración de fase  $\sigma$  en las áreas adjuntas a la interfase. Así mismo la unión realizada a 60 minutos de permanencia con cinta metálica vítrea base Ni presentó la mejor resistencia a la corrosión.
- Las uniones con cinta metálica vítrea base Fe presentan una  $V_{corr}$  promedio menor en comparación con el promedio de  $V_{corr}$  de las uniones con cinta base Ni. Por lo que las uniones con cinta base Fe tiene mayor resistencia a la corrosión.
- La unión por inducción, del acero 316L a unido al AL-6XN utilizando cinta metálica vítrea base Fe, presenta resistencia a la corrosión mayor a algunas uniones que emplean como intercapa cintas metálicas vitreas base Ni.
- La unión usando cinta base Fe presentó un valor de nanodureza alto comparándola con las demás muestras unidas, debido a la formación de intermetálicos.

## CAPÍTULO IV.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN

---

---

- Las uniones con cinta base Fe a 60 minutos de permanencia, presenta en la zona del acero AISI 316L el mayor valor de H; a 30 minutos de permanencia, presenta en la misma zona, el menor valor de H.
- Las uniones con cinta base Ni a 30 minutos de permanencia, presenta en la zona del acero AISI 316L el mayor valor de H; a 60 minutos de permanencia, presenta en la misma zona, el menor valor de H.
- Las uniones con cinta base Fe presentan un valor de H mayor, en comparación con las uniones con cinta base Ni.

**CAPITULO VI.- RECOMENDACIONES PARA TRABAJO FUTURO**

- ★ Realizar pruebas de tension al corte y así poder analizar el esfuerzo máximo en las zonas de las interfases.

**BIBLIOGRAFÍA**

- [1] Davies, H. A. “Amorphous Metallic Alloys”. Butterworths, London, UK. pp. 8-25.
- [2] Rabinkin A., Wenski E. y Ribaudó A., (1998). “Brazing stainless Steel Using a New MBF-Series of Ni-Cr-B-Si Amorphous Foil”. Weld J., **Vol 77**, No 2, pp. 66-75.
- [3] Wu X., Chandel R. S., Seow H. P., Wu S., (2000). “Induction Brazing of Inconel 718 to Inconel X-750 using Ni-Cr-Si-B amorphous foil”. Mater Process Technol., **Vol. 104**, pp 34-43.
- [4] Wu X., Chandel R. S., Seow H. P. y Li H., (2000). “Brazing of Inconel X-750 to Stainless Steel 304 using Induction Process”. Materials Science and Engineering. A288, pp. 84-90.
- [5] Takeda T., Kunitomi K., Horie T., Iwata K., (1997). “Feasibility Study on the Applicability of a Diffusion-Welded Compact Intermediate Heat Exchanger to Next-Generation High Temperature Gas-Cooled Reactor”. Nuclear Engineering and Design. 168(1-3), pp. 11-21.
- [6] Pra F., Tochon P., Mauget C., Fokkens J., Willemsens., (2008). “Promising Designs of Compact Heat Exchangers for Modular HTRs using the Brayton Cycle ”. Nuclear Engineering and Design. 238(11), pp. 3160-3173.
- [7] Herranz L. E., Linares J. I., Moratilla B. Y., (2009). “Power cycle assessment of nuclear high temperature gas-cooled reactors”. Applied Thermal Engineering. 29(8-9), pp. 1759-1765.
- [8] Zhang Z, Wu Z, Sun Y, Li F., (2006). “Design aspects of the Chinese modular high-temperature gas-cooled reactor HTR-PM”. Nuclear Engineering and Design. 236(5-6), pp. 485-490.
- [9] Xu, Y. and Zuo, K., (2002). “Overview of the 10 MW high temperature gas cooled reactor-test”. Nuclear Engineering and Design, 218, (1-3) pp.13-23. Fuel and Energy Abstracts. (2003), 44(6), pp. 372.
- [10] Mingwei Chen., (2011). “A brief overview of bulk metallic glasses”. NPG Asia Mater., **Vol. 3**, pp. 82-90.
- [11] Narasimhan M., (1979). “Continuous casting method for metallic strips”. Allied Chemical, U.S. Patent 4 142, pp. 571.
- [12] Sjodin P., W C y W B., (2005). “A novel type of all-stainless steel plate heat exchangers”. Proc. of 5th Int. Conf. on Enhanced, Compact, and Ultra-Compact Heat Exchangers; Sci. Eng. and Techn., pp. 215-220.
- [13] Rasmus J. y Sjodin P., (2006). “Joining Aspects of Large Plate Heat Exchangers in Stainless Steel”. Proceeding of the 3d International Brazing and Soldering Conference, ASM and AWS, San Antonio. pp.357-362.

## REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

---

---

- [14] Rangaswamy S. y Fortuna D., (2008). “Novel high chromium containing braze filler metals for heat exchanger application”. DVS. **Vol. 243**, pp.12-16.
- [15] Hartmann T. y N D., (2009). “New amorphous brazing foils for exhaust gas applications”. Proc. 4th International Brazing and Soldering Conference, Orlando, AWS. pp.110-118.
- [16] Sexton P y D N. “Homogeneous Ductile Brazing Foil”. U.S. Patent No. 4 148, pp. 973.
- [17] Rabinkin A., (2004). “Brazing with (NiCoCr)-BSi amorphous alloys brazing filler metals. Processing, Joint Structure, Properties, Applications”. Sci. Tech. Weld. Join. **Vol. 9**, (No. 3.), pp.181-199.
- [18] Elder Rachael y Allen Ray. (2009). "Nuclear heat for hydrogen production: coupling a very high/high temperature reactor to a hydrogen production plant". Prog. Nucl. Energy;. **Vol. 51**(No. 3.), pp.500-525.
- [19] Mcdonald Colin F., (1996). “Compact buffer zone plate-fin IXH-the key component for high-temperature nuclear process heat realization with advanced MHR”. Appl. Therm. Eng., **Vol. 16**, (No. 1.), pp.3-32.
- [20] Takeshi K., Tetsuji H. y Katsuo I., (1997). “Feasibility study on the applicability of a diffusion-welded compact intermediate heat exchanger to next-generation high temperature gas-cooled reactor”. Nucl. Eng. Des., **Vol. 168**, (No. 1-3.), pp.11-21.
- [21] Sedriks A. J., (1986). “Effect of alloy composition and microstructure on the passivity of stainless steels”. Corrosion, **Vol. 42**, No.7, pp. 376-389.
- [22] Colombier R. y Hochmann J, (1968). “Aceros inoxidables aceros refractarios”. Ed. Urmo, 98-110, 165-200 , pp.28-45.
- [23] Askeland D. R., (2004). “Ciencia e ingeniería de los materiales”, pp. 943-970.
- [24] Bhadeshia H. y H R., (2006). “Steels: microstructure and properties”. Ed. Elsevier, pp. 259-286.
- [25] Durand-Charre M., (2004). “Microstructure of steel and cast irons”. Ed. Springer, pp. 305-331.
- [26] Totten G. E., (2007). “Steel heat treatment handbook - metalurgy and technologies”. Ed. Taylor & francis group, pp. 695-735.
- [27] Krauss g, (2005). "steels: processing, structure, and performance", asm international, pp. 495-531.
- [28] Weiss R. S., “Phase instabilities during high temperature exposure of 316l austenitic stainless steel”. Metallurgical transactions, **Vol. 3**, ASM, April 1972, pp.851.
- [29] AL-6XN alloy (UNS N08367), Specialty materials that make our world.

- [30] Shirzadi A. Ah y We R., (2001). "Interface evolution and bond strength when diffusion bonding materials with stable oxide films". *Journal of surface and interface analysis*. **Vol. 31**, (no. 7), pp.609-618.
- [31] <http://www.fisica.uh.cu/bibvirtual>, 22 abril 2015.
- [32] Jones D. A., (1996). "Principles and Prevention of Corrosion". Ed. Prentice Hall, pp.10-108.
- [33] Genesca J. y Am J., (1986). "Más allá de la herrumbre". *Fondo de cultura económica*, 55-66 29, pp.12.
- [34] Pierre R., (2000). "Handbook of corrosion engineering". Ed. Mcgraw-hill, pp.921-938.
- [35] Anthony C., Fischer-Cripps. "Mechanical engineering series". Nanoindentation, Second edition, Springer.
- [36] Jiang W, Gong J.M.,Tu S.T. (2010). "Effect of holding time on vacuum brazing for a stainless steel plate-fin structure". *Materials & Design*. 31(4), pp.2157-2162.
- [37] Verduzco J.A, González-Sánchez J., Verduzco V. H., Solís J.,Lemus-Ruiz J., (2010). "Microstructure and electrochemical properties of the bonding zone of AISI 316L steel joined with a Fe-based amorphous foil". *Journal of Materials Processing Technology*, 210(8), pp.1051-1060.
- [38] Telles Arias M. G., Verduzco Martínez J. A., (2006). "Unión de acero inoxidable AISI 316L usando cinta metálica amorfa (Ni76.5,Fe4.2Cr13B2.8Si4.5)". *Instituto de Investigaciones Metalúrgicas, UMSNH*.
- [39] Lemus Ruiz J., Gonzales Sanchez J., López V. H., (2015). "Characterization, shear strength and corrosion resistance of selfjoining AISI 304 using a Ni-Fe-Cr-Si metallic glass foil". *Mater. Process. Technol.* **Vol. 223**, pp.16-21.
- [40] Leal Maldonado B., Verduzco Martinez J. A. "Comparación de la nanodureza en uniones de aceros inoxidables (AISI 316L) unidos por brazing usando cintas metálicas vítreas base Fe y Ni".
- [41] Verduzco Aguilar V. H., (2011). "Unión por inducción magnética de los aceros inoxidables AISI 304-316L mediante cinta metálica vítrea de composición Fe/Ni-Cr-P-B". pp. 55.
- [42] Rabinkin A., Wenski E., Ribaudó A., (1998). "Brazing stainless steel using a new mbf series of Ni-Cr-B-Si amorphous brazing foils". *Weld. J.* 77, pp. 66-75.
- [43] Raynor G. V., Rivlin V. G., (1988). "Phase equilibria in iron ternary alloys (phase diagrams of ternary iron alloys iv)". *The institute of metals, London*, pp. 485.
- [44] Wada T, (1973). "Iron-molybdenum-nickel metals handbook". **Vol. 8**, ASM metals park, pp. 431-1431.
- [45] Isaacs H.S., (1989). "The localized breakdown and repair of sive surfaces during pitting". *Corrosion Science*, **Vol. 29**, No. 213, pp. 313.

## REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

---

---

- [46] Sedriks A. J., “Effects of alloy composition and microstructure on the localized corrosion of stainless steel”. *Advances in localized corrosion*, **Vol. 9**, pp. 253.
- [47] Sedriks A. J., (1989). “Corrosion of stainless steel”. *Corrosion- NACE*, **Vol. 45**, pp. 510.