



**UNIVERSIDAD MICHOCANA DE  
SAN NICOLÁS DE HIDALGO**



**INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES**

**PROGRAMA DE DOCTORADO EN METALURGIA Y CIENCIA DE LOS  
MATERIALES**

**COMPORTAMIENTO A LA FATIGA DE LA SOLDADURA DISÍMIL IN718-AL6XN**

Tesis que para obtener el Grado de Doctor en Metalurgia y Ciencias de los Materiales

presenta:

**M.C. RAFAEL CORTÉS RODRÍGUEZ**

Director de Tesis:

**DR. VÍCTOR HUGO LÓPEZ MORELOS**

Co-directores

**DR. RICARDO RAFAEL AMBRIZ ROJAS**

**DR. ALBERTO RUIZ MARINES**

Morelia Michoacán, febrero de 2019

<b>INDICE DE FIGURAS</b>	<b>v</b>
<b>INDICE DE TABLAS</b>	<b>x</b>
<b>RESUMEN</b>	<b>xi</b>
<b>ABSTRACT</b>	<b>xii</b>
<b>CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN</b>	<b>1</b>
1.1 Introducción	1
1.2 Justificación	3
1.3 Objetivos	4
1.3.1 Objetivo general	4
1.3.2 Objetivos particulares	4
1.4 Hipótesis	5
<b>CAPÍTULO 2. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA</b>	<b>6</b>
2.1 Revisión y discusión del estado del arte	6
2.1.1 Aleaciones base níquel	6
2.1.2 Metalurgia física y propiedades mecánicas de las aleaciones base níquel endurecidas por precipitación	7
2.1.3 Metalurgia de la soldadura	9
2.1.4 Efecto del Nb y el C en aleaciones base níquel	11
2.1.5 Zona afectada térmicamente	13
2.1.6 Soldabilidad	13
2.1.7 Fatiga en los materiales	15
2.1.8 Modos de fractura	17
2.1.9 Problema de la grieta en 2D	20
2.1.10 Campo de esfuerzos y desplazamientos cerca de la punta de la grieta	21
2.1.11 Plasticidad en la punta de la grieta	22

2.1.12 Crecimiento de grieta por fatiga	24
2.1.13 Comportamiento a la fatiga del Inconel 718	27
2.2.1 Acero inoxidable súper austenítico AL6XN	32
2.2.2 Fatiga en AL6XN	33
2.3.1 Soldadura disímil aleaciones base níquel y aceros inoxidables austeníticos	35
<b>CAPÍTULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL</b>	<b>38</b>
3.1 Materiales	38
3.2 Caracterización mecánica y metalúrgica del Inconel 718 y el AL6XN	38
3.3 Preparación de las placas	39
3.4 Soldadura de las juntas	40
3.5 Medición de temperatura	41
3.6 Caracterización microestructural y mecánica de las uniones soldadas	42
3.6.1 Caracterización por microscopía óptica	42
3.6.2 Caracterización por microscopía electrónica de barrido (MEB)	42
3.6.3 Difracción de rayos X	43
3.6.4 Ensayo mecánico de tensión	43
3.6.5 Ensayo de impacto	43
3.6.6 Ensayo de microdureza	44
3.6.8 Simulación por elemento finito de la fuente de calor en movimiento para la soldadura	45
3.6.9 Ensayo de resistencia a la fatiga	50
3.6.10 Correlación de imágenes	51
3.6.11 Ensayo de crecimiento de grieta por fatiga	52
<b>CAPÍTULO 4. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS</b>	<b>53</b>
4.1 Microestructura del metal base	53
4.2 Difracción de rayos X	56

4.3 Macrografías de los perfiles de soldadura IN718-IN718, AL6XN-AL6XN e IN718-AL6XN	58
4.3.1 Dilución de las uniones soldadas IN718-IN718, AL6XN-AL6XN e IN718-AL6XN	59
4.4 Características microestructurales de las uniones soldadas	60
4.4.1 Microestructura de las uniones IN718-IN718 con y sin tratamiento de recuperación de endurecido post soldadura (TREPS)	60
4.4.2 Microestructura de la unión soldada AL6XN-AL6XN	67
4.4.3 Microestructura de las uniones IN718-AL6XN sin TREPS	68
4.5 Resistencia a la tensión de material base IN718 y AL6XN	72
4.5.1 Análisis de la fractura de tensión del material base IN718	74
4.6 Resistencia a la tensión de las uniones soldadas	76
4.6.1 Uniones IN718-IN718	76
4.6.2 Uniones AL6XN-AL6XN	79
4.6.3 Uniones disímiles IN718-AL6XN	81
4.7 Microdureza Vickers de las uniones soldadas IN718-IN718, AL6XN-AL6XN e IN718-AL6XN	83
4.7.1 Perfiles de microdureza Vickers para las uniones IN718-IN718	83
4.7.2 Perfiles de microdureza Vickers para las uniones AL6XN-AL6XN	85
4.7.3 Perfiles de microdureza Vickers para las uniones IN718-AL6XN	86
4.8 Resistencia al impacto Charpy	88
4.9 Análisis de ciclos térmicos y distribución de temperatura en la soldadura IN718-IN718	91
4.10 Comportamiento a la fatiga	94
4.10.1 Resistencia a la fatiga	94
4.10.2 Fractografías del material base IN718 y de las uniones soldadas IN718-AL6XN generadas por el ensayo de fatiga	98
4.10.3 Crecimiento de grieta por fatiga	100

4.10.4 Fractografías de los materiales base IN718, AL6XN y de las uniones IN718-AL6XN generadas por el ensayo de crecimiento de grieta	103
<b>CAPÍTULO 5. CONCLUSIONES</b>	<b>108</b>
<b>CAPÍTULO 6. TRABAJO A FUTURO</b>	<b>109</b>
<b>CAPÍTULO 7. APÉNDICES</b>	<b>110</b>
7.1 Apéndice 1	110
7.2 Apéndice 2	111
<b>CAPÍTULO 8. BIBLIOGRAFÍA</b>	<b>113</b>

## INDICE DE FIGURAS

<b>Figura 2. 1</b> a) Secuencia general de solidificación y b) sección vertical a través del sistema Ni-Al-Ti [1].	10
<b>Figura 2. 2</b> Diagrama pseudo-binario de solidificación para la aleación 718 [1].	12
<b>Figura 2. 3</b> Deslizamiento cíclico que produce la nucleación de una grieta [45].	16
<b>Figura 2. 4</b> Modos básicos de fractura: a) apertura en tensión (modo I), b) deslizamiento en el plano (modo II) y c) deslizamiento fuera del plano o corte trasversal (modo III) [48].	17
<b>Figura 2. 5</b> Placa infinita sujeta a un esfuerzo ( $\sigma$ ) uniforme al infinito [46].	21
<b>Figura 2. 6</b> Zona dominada por K alrededor de la zona de plastificación en la punta de la grieta [47].	23
<b>Figura 2. 7</b> Diferentes regiones en el gráfico de crecimiento de grieta como función del factor de intensidad de esfuerzos $\Delta K$ [47].	25
<b>Figura 2. 8</b> Crecimiento de grieta de muestras de IN718, a) 550°C y b) 650°C [21].	28
<b>Figura 2. 9</b> Ejemplos de medición de la zona dañada para una prueba a 650 °C con un tiempo de permanencia de 90 s, a) $da/dN$ contra factor de intensidad de esfuerzos $\Delta K$ , b) longitud de grieta contra tiempo [20].	29
<b>Figura 2. 10</b> Curvas de Wöhler o S-N a diversas temperaturas para Inconel 718 [16].	30
<b>Figura 3. 1</b> Preparación en simple V. ....	39
<b>Figura 3. 2</b> Programa para adquirir y acondicionar la señal proveniente del sensor de efecto Hall. ....	41
<b>Figura 3. 3</b> Disposición de los termopares en la placa de material base IN718. ....	42
<b>Figura 3. 4</b> Probeta utilizada para la caracterización metalográfica. ....	42
<b>Figura 3. 5</b> Probeta de tensión bajo la norma ASTM E8M-16a. Cotas en mm. ....	43
<b>Figura 3. 6</b> Probeta para ensayo de impacto bajo norma ASTM E23-16b, unidades en mm. ....	44
<b>Figura 3. 7</b> Representación esquemática de la zona donde se midieron los perfiles de microdureza, unidades en mm. ....	45
<b>Figura 3. 8</b> Geometría utilizada para el modelado de la distribución de temperaturas durante el proceso de soldadura. ....	47
<b>Figura 3. 9</b> Mallado para la geometría usada en el modelado de la distribución de temperaturas durante el proceso de soldadura. ....	48

<b>Figura 3.10</b> Probeta para ensayos de resistencia a la fatiga bajo norma ASTM E466-15, unidades en mm. ....	50
<b>Figura 3.11</b> Probeta para crecimiento de grieta bajo norma ASTM E647-15e1 (W=40 mm).....	52
<b>Figura 4. 1</b> Microestructura de los materiales base; a) IN718 tal como se recibe, b) IN718 endurecido por precipitación y c) y d) AL6XN.....	53
<b>Figura 4. 2</b> Mapeo de concentración elemental del material base IN718 endurecido.....	55
<b>Figura 4. 3</b> Difractogramas; a) IN718 MB en condiciones de recocido (R) y endurecido (E), b) ZF y ZAT lado IN718 sin TREPS, c) ZF y MB lado IN718 con TREPS. ....	56
<b>Figura 4. 4</b> a) Patrones de difracción de rayos-X de la zona de fusión de las muestras soldadas sin TREPS y con TREPS y b) perfil de la ZF sin TREPS con técnica de microdifracción. ....	57
<b>Figura 4. 5</b> a) Unión IN718-IN718 sin TREPS, b) unión IN718-IN718 con TREPS, c) unión AL6XN-AL6XN y d) unión disímil AL6XN-IN718. ....	58
<b>Figura 4. 6</b> Macrografías de los perfiles de soldadura con representación esquemática de la zona de dilución para las uniones; a) IN718-IN718, b) AL6XN-AL6XN y c) IN718-AL6XN.....	59
<b>Figura 4. 7</b> Microestructura del centro del cordón de soldadura; a) sin TREPS y b) con TREPS. ....	61
<b>Figura 4. 8</b> Mapeo de concentración elemental en el cordón de soldadura de la muestra soldada IN718-IN718 sin TREPS.....	62
<b>Figura 4. 9</b> Microestructura del límite de fusión; a) IN718 sin TREPS y b) IN718 con TREPS. ....	63
<b>Figura 4. 10</b> Microestructura de la ZAT; a) IN718 sin TREPS y b) IN718 con TREPS. ....	64
<b>Figura 4. 11</b> Mapeo de concentración elemental de partículas encontradas en la ZAT de la soldadura IN718-IN718 con TREPS.....	65
<b>Figura 4. 12</b> Espectro de composición de partícula encontrada en la ZAT de la junta soldada IN718-IN718. ....	66
<b>Figura 4. 13</b> Microestructura del centro del cordón de soldadura de la unión AL6XN-AL6XN. ....	67
<b>Figura 4. 14</b> Microestructura en la línea de fusión de la unión AL6XN- AL6XN utilizando material de aporte ERNiFeCr-2.....	68
<b>Figura 4. 15</b> Microestructura del centro del cordón de soldadura de la unión disímil IN718-AL6XN. ....	68
<b>Figura 4. 16</b> Microestructura de la zona de fusión de la unión disímil IN718-AL6XN sin TREPS; a) lado AL6XN y b) lado IN718.....	69

<b>Figura 4. 17</b> Mapeo de concentración elemental en la ZAT lado IN718 de la soldadura IN718-AL6XN sin TREPS. ....	70
<b>Figura 4. 18</b> Espectro de composición de partícula encontrada en la ZAT lado IN718 de la junta soldada IN718-AL6XN. ....	71
<b>Figura 4. 19</b> Comportamiento esfuerzo-deformación convencional de los materiales base IN718 recocido, IN718 endurecido y AL6XN. ....	73
<b>Figura 4. 20</b> Superficies de fractura después del ensayo de tensión; a) material base IN718 recibido en condición de recocido y b) material base IN718 endurecido. ....	74
<b>Figura 4. 21</b> Reconstrucción en tres dimensiones de la topografía de la fractura del material base IN718; a) tal como se recibe y b) IN718 endurecido. ....	75
<b>Figura 4. 22</b> Mapeo de concentración elemental en superficie de fractura de material base IN718 endurecido por precipitación. ....	75
<b>Figura 4. 23</b> Comportamiento esfuerzo-deformación convencional; a) unión IN718-IN718 con y sin TREPS y b) detalle de flujo plástico aserrado para unión sin TREPS. ....	77
<b>Figura 4. 24</b> Fractografía del centro del cordón de soldadura de IN718-IN718; a) y b) sin TREPS y c) y d) con TREPS. ....	78
<b>Figura 4. 25</b> Espectro de composición de partícula encontrada en superficie de fractura de la unión soldada IN718-IN718 con TREPS. ....	79
<b>Figura 4. 26</b> Curva típica esfuerzo – deformación de la soldadura AL6XN-AL6XN sin TREPS. ....	80
<b>Figura 4. 27</b> Comportamiento típico de las curvas esfuerzo-deformación convencional de la unión disímil IN718-AL6XN con y sin TREPS. ....	82
<b>Figura 4. 28</b> Macrografías de la unión disímil IN718-AL6XN; a) sin TREPS y b) con TREPS. ....	82
<b>Figura 4. 29</b> a) Mapeo y b) promedio de microdureza del perfil de soldadura IN718-IN718 sin TREPS; c) Mapeo y d) promedio de microdureza del perfil de soldadura IN718-IN718 con TREPS. ....	84
<b>Figura 4. 30</b> Perfil de microdureza de soldadura AL6XN-AL6XN sin TREPS. ....	85
<b>Figura 4. 31</b> a) Mapeo y b) promedio de microdureza de la unión disímil IN718-AL6XN sin TREPS; c) Mapeo y d) promedio de microdureza de la unión disímil IN718-AL6XN con TREPS. ....	87

<b>Figura 4. 32</b> Curvas fuerza-tiempo obtenidas del ensayo de impacto Charpy instrumentado para; a) material base IN718 en condición de recocido y de endurecido por precipitación, b) soldadura IN718-IN718 sin TREPS y con TREPS, c) material base AL6XN y d) unión soldada AL6XN-AL6XN sin TREPS. ....	89
<b>Figura 4. 33</b> Ciclos térmicos a aproximadamente 1 mm de distancia del borde de la línea de fusión del cordón de soldadura. ....	91
<b>Figura 4. 34</b> Distribución de temperaturas debido al proceso de soldadura, unidades en K. ....	92
<b>Figura 4. 35</b> a) Perfiles correspondientes a temperaturas de rango de fusión del IN718 y b) evolución de la temperatura en función de la distancia respecto al centro del cordón de soldadura. ....	93
<b>Figura 4. 36</b> Curvas de Wöhler de los materiales base; a) IN718 endurecido, b) AL6XN, c) unión disímil IN718-AL6XN y d) materiales base y unión disímil. ....	95
<b>Figura 4. 37</b> Falla cerca de la interfase AL6XN-ZF en una muestra de soldadura disímil IN718-AL6XN durante el ensayo de fatiga, $R=-1$ , esfuerzo de 300 MPa; a) características macroestructurales de la soldadura y b) microestructura de la unión. ....	96
<b>Figura 4. 38</b> Probeta de resistencia a la fatiga de la unión IN718-AL6XN; a) vista lateral y b) vista superior, $R=-1$ , esfuerzo máximo de 320 MPa. ....	97
<b>Figura 4. 39</b> Fractografía de la unión IN718-AL6XN, centro del cordón de soldadura, $R=-1$ , esfuerzo máximo de 150 MPa. ....	99
<b>Figura 4. 40</b> Fractografía del material base IN718 endurecido, $R=-1$ , esfuerzo máximo de 400 MPa. ....	99
<b>Figura 4. 41</b> Rapidez de propagación ( $da/dN$ ) en función de la longitud de grieta ( $a$ ) para los materiales base IN718, AL6XN y cordón de soldadura. ....	100
<b>Figura 4. 42</b> Rapidez de crecimiento de grieta para los materiales base; a) IN718, b) AL6XN, c) cordón de soldadura y d) comparativa. ....	102
<b>Figura 4. 43</b> Fractografías de las muestras del ensayo de crecimiento de grieta para los materiales base; a) IN718 endurecido por precipitación, b) AL6XN como se recibe y c) cordón de soldadura. ....	103
<b>Figura 4. 44</b> Zona plástica alrededor de la punta de la grieta de los materiales base y zona de fusión de la unión IN718-AL6XN. ....	104

<b>Figura 4. 45</b> Mapeo elemental de una partícula fracturada encontrada en el cordón de soldadura. .....	105
<b>Figura 4. 46</b> Características de la fractura en la sección marcada como A en la figura 4.43; a) IN718, b) AL6XN and c) zona de fusión de la soldadura disímil. Detalle a altas magnificaciones para la determinación de la distancia entre estrías; d) IN718, e) AL6XN y f) zona de fusión de la soldadura disímil. ....	107
<b>Figura A. 1</b> Calor específico en función de la temperatura para los materiales base IN718 y AL6XN. ....	110
<b>Figura A. 2</b> Sección calibrada de la probeta de resistencia a la fatiga a) sin carga y b) pico máximo en parte de tensión del ciclo. R=-1 y esfuerzo de 255 MPa. ....	111
<b>Figura A. 3</b> Lazo de histéresis del ensayo de fatiga con R=-1 y esfuerzo de 255 MPa. ....	112

## INDICE DE TABLAS

<b>Tabla 3. 1</b> Composición química nominal máxima (% peso) de los materiales empleados.....	38
<b>Tabla 3. 2</b> Variables operativas para la realización de las soldaduras.....	40
<b>Tabla 3. 3</b> Propiedades termofísicas de los materiales base IN718 [78] y AL6XN [77]. .....	49
<b>Tabla 3. 4</b> Niveles de esfuerzo utilizados en el ensayo de resistencia a la fatiga.....	51
<b>Tabla 4. 1</b> Dimensiones de las diferentes áreas del cordón de soldadura y porcentaje de dilución para las diferentes uniones soldadas.....	60
<b>Tabla 4. 2</b> Cuantificación en porcentaje en peso y porcentaje atómico de partícula encontrada en la ZAT de la junta soldada IN718-IN718.....	66
<b>Tabla 4. 3</b> Cuantificación en porcentaje en peso y porcentaje atómico de partícula encontrada en la ZAT lado IN718 de la junta soldada IN718-AL6XN.....	71
<b>Tabla 4. 4</b> Resultados obtenidos del diagrama esfuerzo-deformación de los materiales base IN718 y AL6XN.....	73
<b>Tabla 4. 5</b> Cuantificación elemental de la partícula encontrada en la superficie de fractura de la unión soldada IN718-IN718 con TREPS. ....	79
<b>Tabla 4. 6</b> Propiedades mecánicas a la tensión obtenidas del diagrama esfuerzo-deformación de las probetas soldadas IN718-IN718 y AL6XN-AL6XN.....	80
<b>Tabla 4. 7</b> Propiedades mecánicas a la tensión obtenidas del diagrama esfuerzo-deformación de la unión disímil IN718-AL6XN con y sin TREPS.....	82
<b>Tabla 4. 8</b> Microdureza del material base IN718 y AL6XN. ....	83
<b>Tabla 4. 9</b> Energía absorbida por muestras sometidas a ensayo de impacto Charpy. ....	90
<b>Tabla 4. 10</b> Esfuerzos de cedencia obtenidos del ensayo de tensión y del ensayo de impacto Charpy. ....	90

## RESUMEN

Se utilizó un proceso de soldadura con protección gaseosa y electrodo no consumible para realizar la unión de placas de Inconel 718 (IN718) y acero inoxidable superaustenítico AL6XN. El electrodo ERNiFeCr-2 fue utilizado como material de aporte y se alimentó mediante un dispositivo semiautomático. Las propiedades mecánicas fueron determinadas mediante ensayos de tensión, impacto Charpy instrumentado y mediciones de micro dureza. El comportamiento a la fatiga y el crecimiento de grieta también fueron evaluados. La disolución parcial de las fases secundarias  $\gamma'$  y  $\gamma''$  produjo una región blanda ( $\sim 200 \text{ HV}_{1.0}$ ) en la ZAT del lado de la placa de IN718. El tratamiento térmico post soldadura incrementó la dureza en la ZAT del lado IN718 ( $\sim 395.4 \text{ HV}_{0.1}$ ) y en la zona de fusión ( $\sim 341.5 \text{ HV}_{0.1}$ ). Sin embargo, debido a la segregación de Nb y la formación de carburos, la formación de  $\gamma''$  no se produjo completamente, por lo tanto, los valores de dureza en estas zonas no alcanzaron los valores del material base IN718 en condición de endurecido por precipitación ( $\sim 408.5 \text{ HV}_{0.1}$ ). El tratamiento térmico post soldadura no tuvo ningún efecto en el lado de la placa de AL6XN. El esfuerzo de cedencia de las juntas disímiles obtenidas después del proceso de soldadura ( $\sim 426 \pm 8.5 \text{ MPa}$ ) fue muy cercano al esfuerzo de cedencia de las juntas a las que se le aplicó el tratamiento térmico post soldadura ( $385 \pm 3.5 \text{ MPa}$ ), por esta razón, se determinó utilizar uniones disímiles tal como fueron obtenidas después de la soldadura para realizar los ensayos de fatiga. Se realizó una comparación entre las curvas de Wöhler para los materiales base IN718, AL6XN y las juntas soldadas disímiles. A pesar de que los ensayos de microdureza Vickers mostraron la presencia de una región blanda en la ZAT del lado de la placa de material base IN718, las grietas de fatiga nuclearon en la zona de fusión cerca del AL6XN y se propagaron a lo largo del cordón de soldadura. La unión disímil y el material base AL6XN presentaron un comportamiento similar en fatiga a alto número de ciclos, esto a pesar de la presencia de una zona de no mezclado en la interfase AL6XN/zona de fusión. Los resultados del crecimiento de grieta por fatiga indicaron que la zona de soldadura tenía la mayor rapidez de crecimiento debido a la presencia de fases secundarias frágiles como Laves y NbC. Las tasas de crecimiento obtenidas de los datos experimentales fueron comparadas con las mediciones de distancia entre las estrías de las superficies de fractura dando como resultado que ambas eran cercanas.

Palabras Clave: GTAW, curvas de Wöhler, Inconel, crecimiento de grieta, tratamiento post soldadura

## ABSTRACT

Gas tungsten arc welding was used to join plates of Inconel 718 and AL6XN. An ERNiFeCr-2 filler metal was fed by a semi-automatic mechanism. Mechanical properties were determined by tensile, micro hardness, and instrumented Charpy impact tests. The fatigue and crack growth behavior of Inconel 718 and AL6XN also was evaluated. The partial dissolution of secondary phases such as  $\gamma'$  and  $\gamma''$  precipitates gave rise to a soft region ( $\sim 200 \text{ HV}_{1.0}$ ) localized in the heat affected zone (HAZ) of the IN718 side. The post weld heat treatment increased the hardness ( $\sim 395.4 \text{ HV}_{0.1}$ ) in the HAZ of the IN718 side and in the fusion zone ( $\sim 341.5 \text{ HV}_{0.1}$ ). However, due to the Nb segregation and carbides formation, the  $\gamma''$  precipitation is not fully completed. Therefore, the hardness values of the fusion zone did not reach the values of the IN718 base material in the aged condition ( $\sim 408.5 \text{ HV}_{0.1}$ ). The heat treatment did not show any effect in the AL6XN side. The yield strength ( $\sim 426 \pm 8.5 \text{ MPa}$ ) of the as-welded dissimilar joint was very close to the joints with post weld heat treatment ( $385 \pm 3.5 \text{ MPa}$ ), for this reason, fatigue tests were performed with the dissimilar joints in the as-welded condition. A comparison between Wöhler curves for the monolithic IN718 and AL6XN alloys and the IN718-AL6XN dissimilar welded joint were obtained. Although Vickers micro hardness profiles revealed the presence of a soft region in the HAZ of the IN718 base material, the fatigue crack nucleated at the fusion zone near to the AL6XN and propagated across the weld bead. The welded joint and the AL6XN base material presented a similar high cycle fatigue behavior despite the presence of an unmixed zone at the AL6XN/weld metal interface. The results of the fatigue crack growth test indicated that the weld metal has the highest growing rate owing to the presence of brittle secondary phases such as Laves and NbC. The fatigue crack growth rates obtained from experimental data were compared with measurements of the distance between striations on the fracture surfaces; both were very close.

# CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN

## 1.1 Introducción

Las aleaciones base níquel son uno de los grupos de materiales de ingeniería más importantes ya que pueden ser utilizados en un gran diversidad de aplicaciones y ambientes. Entre ellas están las que demandan resistencia a la corrosión, a alta temperatura y en ambientes acuosos agresivos; cabe destacar que poseen buena resistencia a altas y bajas temperaturas y un buen grado de ductilidad a temperaturas criogénicas. Además, con la adición adecuada de elementos de aleación se puede mejorar su resistencia a la corrosión. Por lo anterior, industrias como las generadoras de energía, petroquímica y aeronáutica justifican el empleo de aleaciones base níquel.

De igual forma, las aleaciones endurecidas por precipitación, grupo al que pertenece el Inconel 718 (IN718), son utilizadas en aplicaciones con requerimientos tanto de resistencia a la corrosión y altos niveles de resistencia mecánica [1]. Por otro lado, el acero inoxidable superaustenítico AL6XN es un material relativamente nuevo que por sus altos contenidos de cromo, níquel, molibdeno y nitrógeno exhibe una buena resistencia tanto a la corrosión en ambientes que contienen iones cloruro como al agrietamiento por corrosión bajo esfuerzo. Adicionalmente, el AL6XN posee una resistencia moderadamente alta y muestra buena ductilidad y formabilidad equiparable a los aceros inoxidables austeníticos. Debido a estas características peculiares tiene una amplia variedad de aplicaciones [2].

Los principales inconvenientes que se presentan al realizar soldadura en IN718 es la formación de fases secundarias en el cordón de soldadura y la zona afectada térmicamente (ZAT) así como el agrietamiento por solidificación y por licuación. La precipitación de componentes de naturaleza frágil, así como la falta de homogeneidad química en la matriz es producida por la fuerte tendencia que tiene el Nb a segregar durante la solidificación. Estos factores afectan negativamente la resistencia mecánica de las uniones soldadas [1, 3, 4]. Se ha reportado que la presencia de la fase Laves y NbC en uniones soldadas que no han sido sometidas a un tratamiento de recocido posterior a la soldadura, puede producir bajos valores de resistencia a la tensión y fractura en la zona de fusión [5]. Por otro lado, la formación de NbC en la zona localizada entre el cordón de soldadura y la ZAT disminuyen la cantidad de Nb disponible para la formación de la fase  $\gamma''$ , dando como resultado una disminución en la dureza de esta zona [6]. A pesar de someter al IN718 a tratamientos

de recocido, la presencia del NbC no puede ser suprimida totalmente debido a que estos carburos precipitan nuevamente durante el tratamiento de endurecido [7].

Con respecto a la soldadura de la aleación AL6XN se presenta la segregación del Mo durante la solidificación. Al igual que el Nb, tiende a segregar cuando la matriz austenítica contiene Fe. En el caso del acero inoxidable superaustenítico AL6XN la segregación del Mo produce zonas que se encuentran con menor cantidad de dicho elemento, lo que da como resultado una disminución en la capacidad anticorrosiva en tales sitios [8]. Por tal motivo es común utilizar materiales de aporte con alto contenido de Mo para compensar la escasez localizada de este elemento debido a la segregación [9]. Otras dificultades asociadas a la soldadura del AL6XN son la formación de fases secundarias como  $M_{23}C_6$ ,  $\sigma$  y Laves. La primera reduce la resistencia a la corrosión y las dos últimas disminuyen las propiedades mecánicas debido a su naturaleza frágil [10].

Ahora bien, la utilización de soldaduras disímiles se ha incrementado en los últimos años debido a los beneficios que aporta. Como ejemplo, se ha estudiado la aplicación de este tipo de uniones utilizando IN718-310S e IN718-316L, combinaciones usadas en turbinas de gas e industria aeroespacial y nuclear respectivamente [11, 12]. Se han desarrollado trabajos para observar la influencia que poseen los materiales de aporte y las técnicas de soldadura en las propiedades microestructurales, mecánicas y de resistencia a la corrosión de uniones disímiles entre IN718 y algunos aceros inoxidables de la serie 300 así como uniones disímiles entre AL6XN y las aleaciones IN622 e IN625 [8, 11, 12]. Sin embargo, no hay investigaciones que expongan el comportamiento a la fatiga de las uniones disímiles antes mencionadas ni de la que se propone; únicamente se han encontrado reportes sobre el comportamiento de los materiales por separado. La revisión de la literatura abierta no muestra publicación alguna sobre la unión bimetálica entre una aleación base níquel tipo IN718 y un acero inoxidable superaustenítico AL6XN a pesar de existir gran potencial en su aplicación ingenieril. Siendo el objetivo del presente trabajo determinar si es posible realizar una soldadura disímil sana entre un Inconel 718 y un acero superaustenítico AL6XN, así como evaluar la vida a la fatiga del conjunto y su comportamiento en cuanto al crecimiento de grieta en función a las características microestructurales de dicha unión.

## 1.2 Justificación

La utilización de uniones disímiles entre aleaciones base níquel y aceros inoxidable austeníticos se ha incrementado en los últimos años debido al beneficio que supone su utilización (reducción de costos, mejora del diseño, etc.) ya que se aprovechan las propiedades inherentes de cada uno de estos materiales para aplicaciones específicas, por ejemplo, algunas aplicaciones requieren usar componentes soldados con propiedades mecánicas y electroquímicas diferentes debido a que tales elementos se encuentran sujetos a condiciones de operación distintas [13, 14]. Por lo que se han llevado a cabo trabajos en los que se estudia la influencia de ciertos factores como los materiales de aporte, el proceso de soldadura y algunos parámetros del mismo en la evolución microestructural, resistencia mecánica y comportamiento a la corrosión en tales uniones disímiles [8, 11, 15].

El estudio del comportamiento a la fatiga de todos los materiales es importante ya que proporciona información que permite predecir en cierta medida la vida útil de los componentes bajo condiciones específicas de uso. Las aleaciones base níquel y los aceros inoxidable superausteníticos no son la excepción en la realización de este tipo de estudios especialmente porque las condiciones operativas en las que se desempeñan son muy severas (componentes estáticos y dinámicos de turbinas generadoras de energía, reactores nucleares y motores a reacción).

Existen investigaciones sobre el comportamiento a la fatiga de las aleaciones base níquel y los aceros inoxidable superausteníticos en diversas condiciones [10, 15-27] pero no hay precedente sobre trabajos que evalúen el comportamiento de uniones entre estos materiales.

## **1.3 Objetivos**

### **1.3.1 Objetivo general**

Evaluar el comportamiento de la vida a la fatiga y condiciones de crecimiento de grieta por fatiga bajo la aplicación de una carga de amplitud constante en soldadura disímil de Inconel 718 y un acero superaustenítico AL6XN.

### **1.3.2 Objetivos particulares**

1. Establecer las variables operativas del proceso que en conjunto con el material de aporte den como resultado una soldadura sana.
2. Determinar las condiciones de crecimiento de grieta y vida a la fatiga de la unión disímil.
3. Establecer la correlación entre las características microestructurales de la soldadura disímil y su comportamiento mecánico.

## **1.4 Hipótesis**

De acuerdo a la teoría existente hasta el momento, la realización de una unión disímil entre una aleación base níquel y un acero inoxidable súper austenítico es posible siempre y cuando se utilice un material de aporte adecuado. Al definir los parámetros operativos del proceso de soldadura para que el aporte de calor sea el mínimo necesario se espera mantener al mínimo la formación de fases no deseadas ( $Laves$  y  $\sigma$ ) y en consecuencia lograr una soldadura con la menor heterogeneidad microestructural posible que se refleje en un comportamiento mecánico equiparable al del acero inoxidable súper austenítico.

## **CAPÍTULO 2. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA**

### **2.1 Revisión y discusión del estado del arte**

En esta sección se exponen algunas investigaciones sobre la realización de soldaduras disímiles y caracterización a la fatiga de los aceros inoxidable superausteníticos y aleaciones base níquel, particularmente Inconel 718. Además, se revisa la teoría existente que tiene un carácter relevante en la descripción del comportamiento mecánico y metalúrgico de estos materiales.

#### **2.1.1 Aleaciones base níquel**

La combinación de alta resistencia mecánica y a la corrosión hacen que las aleaciones base níquel endurecidas por precipitación sean únicas en su tipo. El desarrollo de estos materiales permitió grandes avances en la aeronáutica en la década de los 50's. Una de las características más sobresalientes de estas aleaciones es la capacidad de mantener su resistencia mecánica a temperaturas cercanas a la mitad de su temperatura de fusión. Por lo anterior, son ampliamente utilizadas en aplicaciones de alta temperatura. La metalurgia física de las aleaciones base níquel es bastante compleja debido a que contienen una mezcla de elementos que son adicionados de manera intencional para promover características como el endurecimiento por solución sólida (Cr, Co, Fe, Mo, W y Ta), la formación de precipitados (Ti, Al y Nb), la resistencia a la oxidación (Cr, Al y Ta), la resistencia a la corrosión en caliente (Cr, La y Th) y la ductilidad a temperaturas intermedias (Hf) [1].

La metalurgia de la soldadura de estas aleaciones es tan compleja como su composición. Debido a la partición de los diferentes elementos agregados, durante la solidificación de la zona de fusión se pueden formar constituyentes de tipo eutéctico así como fases secundarias que normalmente no se observan en el material base.

En la zona afectada térmicamente (ZAT) la segregación de elementos hacia los bordes de grano puede promover la licuación o la formación de precipitados que afectan de manera negativa a la soldabilidad y la resistencia de las estructuras soldadas. En consecuencia, es necesaria la aplicación de tratamientos térmicos post soldadura para restaurar las propiedades de la unión soldada [1].

### ***2.1.1.1 Aleaciones endurecidas por solución sólida***

Este tipo de aleaciones son endurecidas principalmente por la adición de elementos sustitucionales como el Cr, Fe, Mo, W y Cu. El Nb también provee cierto grado de endurecimiento por solución sólida, sin embargo, la principal razón de su adición es la formación de precipitados tipo  $Ni_3Nb$ . Los elementos anteriormente descritos son efectivos al endurecer por solución sólida siempre y cuando no excedan el límite de solubilidad de la fase austenítica rica en Ni. La adición de elementos sustitucionales resulta en la distorsión de la red austenítica fcc que a su vez produce el endurecimiento de la misma. Comúnmente estas aleaciones se suministran en estado de recocido de solución para asegurar que los elementos endurecedores se encuentren disueltos en la matriz austenítica y en consecuencia el material se encuentre libre de fases frágiles [1].

### ***2.1.1.2 Aleaciones endurecidas por dispersión de óxidos y aluminuros de níquel***

Las aleaciones endurecidas por dispersión de óxidos son producidas usando un proceso mecánico de aleación en un molino de bolas para obtener una mezcla del metal y los óxidos. Posteriormente la mezcla es formada y tratada térmicamente para obtener las propiedades mecánicas necesarias.

Los aluminuros de níquel están basados en los sistemas intermetálicos NiAl y  $Ni_3Al$ . Ambas aleaciones intermetálicas son consideradas de buena resistencia y ligereza debido a su alto contenido de aluminio, sin embargo no poseen buena ductilidad [1].

Las aleaciones base níquel endurecidas por precipitación son descritas a mayor detalle en el siguiente apartado debido a que el presente trabajo se desarrollará utilizando una de ellas.

## **2.1.2 Metalurgia física y propiedades mecánicas de las aleaciones base níquel endurecidas por precipitación**

La metalurgia física de estas aleaciones consiste en una matriz de austenita (fcc) que contiene fases secundarias y algunos intermetálicos ( $\delta$ , Laves,  $\gamma'$ ,  $\gamma''$  y carburos MC). Su principal característica es la adición de elementos de aleación que producen el endurecimiento por precipitación bajo las condiciones adecuadas de tratamiento térmico. El precipitado endurecedor primario es conocido como gamma prima ( $\gamma'$ ) el cual se forma debido a la adición de Al y Ti, su estequiometría es  $Ni_3(Ti, Al)$ . Otro precipitado que también produce el efecto de endurecimiento es gamma bi-prima ( $\gamma''$ ) de la forma  $Ni_3Nb$ .

La resistencia de las aleaciones base níquel depende de diversos factores, tales como la cantidad de  $\gamma'$ , la energía de los límites de anti-fase  $\gamma/\gamma'$  (límite que se forma a través del plano de deslizamiento que representa una capa atómica con una unión incorrecta), y el grado de desorientación de la fase  $\gamma'$  con respecto a la matriz austenítica rica en níquel  $\gamma$  [1].

Las aleaciones base níquel tienen la característica única de presentar un incremento en el esfuerzo de cedencia al incrementar la temperatura alrededor de los 800 °C. Éste fenómeno aún no se ha comprendido en su totalidad pero se cree que está relacionado con la interacción entre las dislocaciones y los precipitados  $\gamma'$  [28]. El corte inicial de un precipitado ordenado  $\gamma'$  debido a una dislocación produce un límite de anti-fase, para corregir este defecto es necesario que otra dislocación atraviese la fase ordenada del precipitado y compense el orden. Por lo tanto, estas dislocaciones deben viajar en pares (conocidas como dislocaciones de súper-red) para mantener el orden de la estructura después del corte del precipitado.

El corte inicial de un precipitado ordenado  $\gamma'$  requiere un aumento de fuerza que está asociado a la formación de un límite de anti-fase. Por lo tanto, a medida que la energía del límite de anti-fase aumenta se requiere más fuerza para cortar el precipitado, resultando en un incremento de resistencia. La información disponible actualmente sugiere que el Ti, Co, Mo y Fe son elementos efectivos para incrementar la energía de los límites de anti-fase.

Otro factor importante en el endurecimiento de estas aleaciones es el grado de desorientación entre las fases  $\gamma/\gamma'$ . La desorientación entre las fases mencionadas depende de la partición relativa y los cambios en el parámetro de red inducidos por cada elemento de aleación [29].

A medida que aumenta el grado de desorientación aumenta la resistencia del material, sin embargo, las desorientaciones elevadas aumentan la tasa de coalescencia de la fase  $\gamma'$  en el tiempo a altas temperaturas y esto reduce la resistencia y lleva a una disminución en la vida a la fatiga. Los altos grados de desorientación solo son deseables para mejorar la resistencia en aplicaciones de corto tiempo/elevada temperatura.

Aunque las aleaciones base níquel endurecidas por precipitación contienen pequeñas cantidades de Al y Ti que forman  $\gamma'$ , el endurecimiento se da principalmente por la presencia de  $\gamma''$  ( $\text{Ni}_3\text{Nb}$ ). Ésta fase tiene una estructura cristalina tetragonal centrada en el cuerpo que es coherente con la matriz austenítica. La fase  $\gamma''$  es metaestable y es reemplazada por la fase incoherente  $\delta$  que tiene la misma composición  $\text{Ni}_3\text{Nb}$  a altas temperaturas y mayores tiempos de permanencia [30]. Esta

transición de fases generalmente está asociada con una reducción de la resistencia a la termofluencia y baja ductilidad [31].

### **2.1.3 Metalurgia de la soldadura**

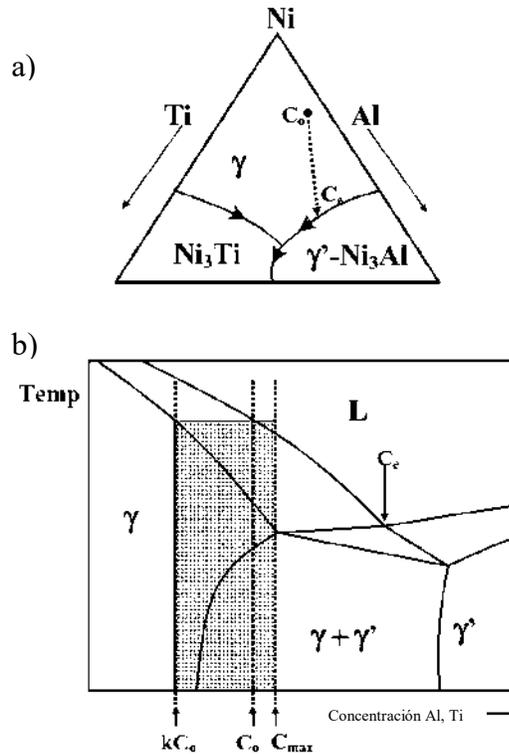
Las aleaciones base níquel endurecidas por precipitación solidifican de manera austenítica y son esencialmente austeníticas al final de la solidificación. Es decir, la austenita es estable durante el enfriamiento en el rango de temperaturas de solidificación y a temperatura ambiente la microestructura es completamente austenítica. La segregación durante la solidificación de estas aleaciones resulta en una variación local de la composición. Debido a la segregación de elementos de aleación y algunas impurezas se produce la formación de segundas fases ( $\delta$ , Laves,  $\gamma'$ ,  $\gamma''$  y carburos MC).

El comportamiento de la redistribución del soluto y la distribución final de los elementos de aleación en las subestructuras dendríticas de estas aleaciones son controlados principalmente por los valores del coeficiente de distribución de equilibrio ( $k$ ) y la difusividad en sólido ( $D_s$ ). Elementos con un valor muy bajo de  $k$  pueden producir gradientes de concentración muy pronunciados a lo largo de las subestructuras dendríticas de la soldadura. Éste gradiente de concentración puede ser eliminado si la difusión en estado sólido del elemento es suficiente para promover la redistribución en la fase sólida.

La información actual revela que la difusión sustitucional en estado sólido de elementos de aleación en las aleaciones base níquel es prácticamente nula durante la solidificación, mientras que la difusión de elementos intersticiales como C y N se considera casi infinita bajo casi todas las condiciones de soldadura. En general, los elementos con un radio atómico similar al Ni tienen valores  $k$  cercanos a 1, es decir no son segregados en la solidificación [1].

#### **2.1.3.1 Formación de $\gamma'$**

A medida que la solidificación va sucediendo, el Al y Ti segregan hacia la fase líquida debido a que sus valores  $k$  son inferiores a la unidad. En consecuencia, la composición del líquido se desplaza de la esquina enriquecida en níquel y traza una trayectoria dirigida hacia la línea eutéctica  $\gamma/\gamma'$  como se observa en la Figura 2.1a)



**Figura 2. 1** a) Secuencia general de solidificación y b) sección vertical a través del sistema Ni-Al-Ti [1].

Debido a la segregación del Ti y Al asociada con los bajos valores de  $k$ , la fase austenítica primaria  $\gamma$  tendrá un rango de composiciones que van desde  $kC_0$  en el núcleo de la celda o dendrita (según sea el caso) hasta  $C_{max}$  en los límites de la estructura (Figura 2.1b), donde  $C_{max}$  es la máxima solubilidad sólida del Al y Ti en  $\gamma$  [32-34].

### 2.1.3.2. Formación de carburos

La secuencia de solidificación anteriormente descrita refleja la evolución en aleaciones con bajo contenido de carbono, sin embargo, se sabe que en aleaciones con un contenido suficiente de C se forman carburos de tipo MC cerca del final de la solidificación previo a la reacción eutéctica  $L \rightarrow \gamma + \gamma'$  [35], donde M puede ser Ti, Cr, Ta, Nb y Mo. Es importante resaltar que la presencia de pequeñas cantidades de otros elementos puede llevar a la formación de constituyentes adicionales que se forman después de la reacción  $L \rightarrow \gamma + \gamma'$  entre los que se encuentran los boruros, sulfuros

e intermetálicos que tienen un efecto negativo en la soldabilidad debido a que se forman a bajas temperaturas y aumentan el rango de la temperatura de solidificación.

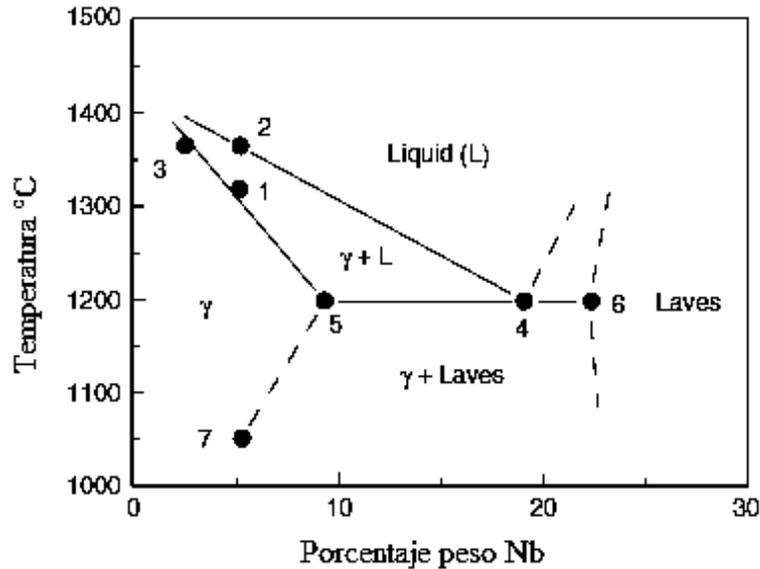
### **2.1.3.3 Formación de $\gamma''$**

Algunas superaleaciones que han sido desarrolladas contienen cantidades significantes de Nb como elemento endurecedor que es adicionado para formar la fase  $\gamma''$ . La mayoría de las aleaciones base Ni exhiben etapas de solidificación que consisten en una primera reacción  $L \rightarrow \gamma + \gamma'$ , seguida de  $L \rightarrow \gamma + \text{NbC}$  y  $L \rightarrow \gamma + \text{Laves}$  en la parte final de la solidificación [33]. La fase Laves es un intermetálico de estructura cristalina hexagonal compacta con estequiometría  $A_2B$ , donde A representa a elementos como Ni, Fe, Cr y Co y B a elementos tales como Nb, Ti, Si y Mo.

La presencia del Nb es necesaria en las aleaciones base níquel para la formación de la fase Laves [33]. Las adiciones de C en algunas ocasiones pueden suprimir completamente la formación de la reacción  $L \rightarrow \gamma + \text{Laves}$  de baja temperatura.

### **2.1.4 Efecto del Nb y el C en aleaciones base níquel**

En la aleación 718 el constituyente eutéctico  $\gamma/\text{Laves}$  es el micro constituyente que se forma en mayor cantidad, y el  $\gamma/\text{NbC}$  es el que se forma en menor cantidad. Al ignorar las pequeñas cantidades de  $\gamma/\text{NbC}$ , Knorovsky [36] plantea que la aleación solidifica de manera muy similar a un sistema binario en el cual la fase  $\gamma$  puede ser considerada como el solvente y el Nb como el soluto. Esto se muestra en el diagrama de solidificación pseudo-binario de la Figura 2.2.



**Figura 2. 2** Diagrama pseudo-binario de solidificación para la aleación 718 [1].

Los puntos 1 y 2 fueron obtenidos de la composición nominal de la aleación y su temperatura *solidus* y *liquidus*. El punto 3 representa la temperatura *liquidus* en el centro de la dendrita o celda según sea el caso. Los puntos 5 y 6 representan la composición de  $\gamma$  y Laves, respectivamente, en el eutéctico  $\gamma$ / Laves. Es importante hacer notar que el punto 5 representa la máxima solubilidad del Nb en la fase  $\gamma$  (9.3% en peso para la aleación 718). El punto 7 es el límite de solubilidad del Nb en la matriz de aleación 718.

Estudios previos han demostrado la influencia que tienen los elementos Fe, Si, Nb y C en la evolución microestructural y la soldabilidad resultante en las aleaciones base níquel [37, 38]. A niveles similares de contenido de elementos de aleación (Nb, Si y C), las aleaciones base hierro tienden a formar mayor cantidad de constituyentes eutécticos que las aleaciones base níquel, esto puede ser atribuido a la formación de elevadas cantidades de  $\gamma$ / Laves en las aleaciones base Fe. La adición de Fe a las aleaciones base níquel con contenidos de Nb también promueve la formación de fase Laves a expensas de la fase  $\text{Ni}_3\text{Nb}$  [37-39]. El Si tiene un efecto similar al Fe, a medida que se incrementa su contenido la cantidad de  $\gamma$ /Laves también aumenta en una matriz de composición dada.

Las adiciones de Nb promueven un aumento de fases secundarias (Laves y NbC) en el volumen total del eutéctico debido a que éstos compuestos son ricos en Nb. A niveles elevados de C, las

adiciones de Nb promueven la formación de  $\gamma$ / NbC. Cuando los niveles de Fe y C son altos, las adiciones de Nb incrementan la cantidad de ambos constituyentes  $\gamma$ / NbC y  $\gamma$ /Laves.

El contenido de hierro ejerce una influencia importante debido a que afecta el potencial de segregación del Nb (baja el valor de  $k$ ) [32-34]. Este incremento en la tendencia a segregar del Nb tiene un efecto significativo en términos de formación de segundas fases, debido a que los componentes NbC y Laves son ricos en Nb como se había mencionado anteriormente. Este efecto se atribuye a la influencia que tiene el Fe en la solubilidad del Nb en la matriz austenítica. La solubilidad máxima del Nb en la matriz  $\gamma$ -Ni es de 18.2% en peso (a 1286 °C) mientras que en la matriz  $\gamma$ -Fe puede disolver un máximo de 1.5% en peso (a 1210 °C). Debido a lo anterior, se puede inferir que las adiciones de Fe disminuyen la solubilidad del Nb en la matriz  $\gamma$ -(Fe, Ni, Cr) y por consiguiente producen una reducción en el coeficiente  $k_{Nb}$ .

### **2.1.5 Zona afectada térmicamente**

La zona afectada térmicamente (ZAT) que se desarrolla en las aleaciones base níquel endurecidas por precipitación es dependiente de la estructura del material base. Estas aleaciones pueden ser soldadas tanto en condiciones de recocido como en condiciones de endurecido por precipitación. Se prefiere soldar en condiciones de recocido cuando el agrietamiento en la zona de fusión y en la zona parcialmente fundida de la ZAT es un factor determinante para la aplicación. Si la soldadura se lleva a cabo en condiciones de recocido, la estructura debe ser sometida a un tratamiento térmico post-soldadura para restaurar la resistencia del metal base y la soldadura [1].

### **2.1.6 Soldabilidad**

Algunos de los problemas de soldabilidad que pueden presentar las aleaciones base níquel endurecidas por precipitación incluyen el agrietamiento por solidificación en la zona de fusión, agrietamiento por licuación en la ZAT y agrietamiento inducido por calentamiento en tratamientos térmicos posteriores a la soldadura.

El agrietamiento por solidificación se da principalmente por la presencia del componente eutéctico de baja temperatura  $\gamma$ /Laves, que se forma debido a la segregación del Nb durante la solidificación. La presencia de este componente expande el rango de temperatura de solidificación que va desde la temperatura de liquidus hasta la temperatura terminal de solidus [40]. El aumento de este rango incrementa el tamaño de la zona blanda (zona en la que coexisten fase líquida y sólida) y esto a su

vez promueve aumento de la susceptibilidad al agrietamiento y en consecuencia la longitud disponible para la propagación de la grieta es mayor [1]. Como se ha mencionado anteriormente, éste fenómeno se puede mitigar al utilizar aleaciones con bajo contenido de Nb y alto contenido de C.

El agrietamiento por licuación en la ZAT se presenta debido a los mecanismos de licuación constitucional y de segregación en los límites de grano. El concepto de licuación constitucional fue propuesto desde mediados de los años 60 basado en trabajos con aceros y aleaciones base níquel [41-43]. El principio de este mecanismo requiere que exista una reacción entre una partícula, que se conoce como constitucional, y la matriz que la rodea de tal manera que ocurra una licuación localizada en la interfase partícula/matriz. Bajo condiciones de licuación constitucional, la partícula constituyente no se disuelve. Muchas de las partículas que se conocen como constitucionales, tal como el NbC y el TiC para el caso de las aleaciones base níquel, tienen puntos de fusión más altos que el material base. Es la zona de composición intermedia entre la partícula y la matriz la que forma la película de líquido. Para que este mecanismo se lleve a cabo es necesario considerar los siguientes dos puntos:

1. La partícula debe reaccionar con la matriz para crear un gradiente de composición alrededor de la partícula.
2. La composición de la zona de reacción debe tener un punto de fusión por debajo de la matriz que la rodea.

En resumen, la partícula se debe fundir parcialmente bajo condiciones de calentamiento a la temperatura eutéctica. Si la partícula se disuelve completamente (en condiciones de calentamiento lento), la licuación constitucional no se presenta. En condiciones de calentamiento extremadamente rápido, el fenómeno no se manifiesta. Sin embargo, el proceso de soldadura por arco eléctrico ofrece las condiciones óptimas para que se produzca este tipo de licuación

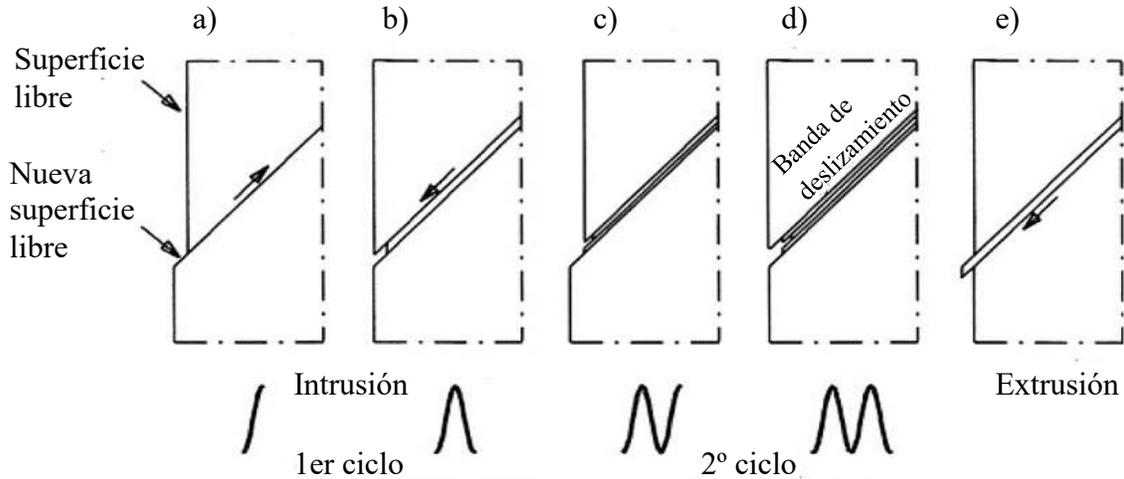
### 2.1.7 Fatiga en los materiales

Existen diferentes etapas en el daño por fatiga de un componente de ingeniería, en tal elemento, las grietas pueden nuclear en una sección sin daño y propagarse de manera estable con la subsecuente falla catastrófica. De manera general, el daño por fatiga puede ser descrito en las siguientes etapas:

1. Cambios microestructurales que causan la nucleación de daño permanente.
2. Creación de grietas microscópicas.
3. Crecimiento y coalescencia de fallas microscópicas para formar grietas principales que eventualmente llevan a la falla catastrófica del componente.
4. Propagación estable de una macrogrieta dominante.
5. Inestabilidad estructural del componente o fractura completa del mismo.

Las condiciones para la nucleación de microgrietas y la tasa de crecimiento de las grietas dominantes están influenciadas por una gran variedad de factores mecánicos, microestructurales y ambientales [44].

La nucleación de las grietas y su crecimiento es consecuencia del deslizamiento cíclico. Implica deformación plástica cíclica, es decir existe movimiento de dislocaciones. Como es conocido, la fatiga de alto número de ciclos, ocurre a niveles de esfuerzo por debajo del esfuerzo de cedencia. A tales valores de esfuerzo, la deformación plástica está limitada a un pequeño número de granos en el material. Esta microplasticidad ocurre preferencialmente en la superficie del material debido a que existe una menor restricción para el deslizamiento. El deslizamiento cíclico requiere un esfuerzo de corte cíclico. A microescala, el esfuerzo de corte no se encuentra distribuido de manera homogénea en el material. El esfuerzo de corte en los planos de deslizamiento cristalográfico difiere de un grano a otro, dependiendo del tamaño y forma de los granos, la orientación cristalográfica y la anisotropía elástica del material. En algunos granos de la superficie del material, estas condiciones son más favorables para el deslizamiento cíclico en comparación con otros granos de la superficie. Si se da el deslizamiento, se producirá un escalón de deslizamiento en la superficie del material como lo ilustra la Figura 2.3a).



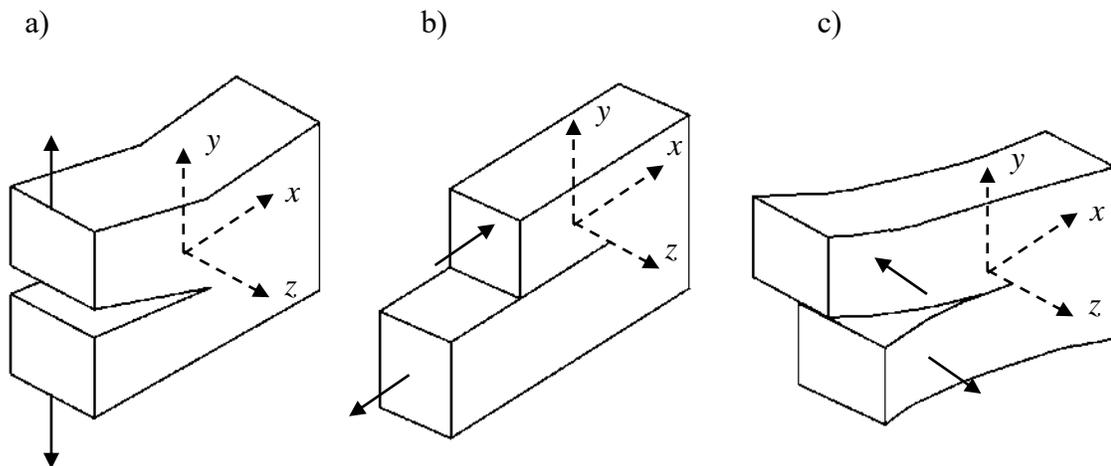
**Figura 2. 3** Deslizamiento cíclico que produce la nucleación de una grieta [45].

El escalón de deslizamiento implica que un borde del material estará expuesto al ambiente. En la nueva superficie del material se formará inmediatamente una capa de óxido en la mayoría de los ambientes con los que se tiene contacto. Las capas de óxido se adhieren fuertemente a la superficie del material y no se remueven fácilmente. Otro aspecto importante es que el deslizamiento durante el incremento de carga también implica un endurecimiento por deformación en la banda de deslizamiento. Como consecuencia, durante la descarga (Figura 2.3b) un mayor esfuerzo de corte estará presente en la misma banda de deslizamiento, pero ahora en dirección contraria. El deslizamiento reversible ocurrirá por lo tanto preferencialmente en la misma banda de deslizamiento. Existen dos factores por los cuales la fatiga no es un proceso reversible. Primero, el hecho de que la capa de óxido no puede ser removida del escalón de deslizamiento. Segundo, el endurecimiento por deformación en la banda de deslizamiento no es totalmente reversible. Como consecuencia, el deslizamiento reversible, aunque ocurre en la misma banda de deslizamiento, se presentará en los planos de deslizamiento que son adyacentes y paralelos. Esta secuencia de eventos se presentará en un segundo ciclo de carga como se muestra en las Figuras 2.3c) y d). El ligero desplazamiento de los planos durante la carga y descarga produce una intrusión. Sin embargo, si el deslizamiento reversible ocurriera en la parte baja de la banda de deslizamiento, se obtiene una extrusión (Figura 2.3d). La baja restricción durante el deslizamiento cíclico en la superficie se dice que es una condición favorable para la nucleación de una grieta. Sin embargo, existen más argumentos presentes que intervienen en la iniciación de una grieta en la superficie. Algunos de ellos son la distribución no homogénea del esfuerzo debido a la presencia de muescas, barrenos o

alguna otra discontinuidad geométrica. Además, la rugosidad de la superficie, picaduras por corrosión y daño por desgaste son otras condiciones superficiales que intervienen en la nucleación de la grieta [45].

### 2.1.8 Modos de fractura

Las grietas por fatiga en componentes que se encuentran en servicio generalmente crecen en una dirección que es macroscópicamente perpendicular al esfuerzo principal. En algunos casos, esto significa que es perpendicular al esfuerzo de tensión que trata de abrir la grieta. Este tipo de apertura de grieta se conoce como modo I (Figura 2.4a). Otros modos de apertura de grieta son posibles como lo ilustran las Figuras 2.4b) y c), estos modos se conocen como modo II y III, respectivamente. En el modo II, las paredes de la grieta se deslizan relativamente con respecto una de la otra de manera simétrica con respecto al plano  $xy$  de manera anti-simétrica con respecto al plano  $xz$ , este tipo de apertura se conoce como modo de deslizamiento o corte en el plano. En el modo III, las paredes de la grieta se deslizan relativamente con respecto una de la otra de manera anti-simétrica con respecto a los planos  $xy$  y  $xz$ , este ejemplo de apertura se conoce como modo de corte transversal, desgarre o fuera del plano [46-48].



**Figura 2. 4** Modos básicos de fractura: a) apertura en tensión (modo I), b) deslizamiento en el plano (modo II) y c) deslizamiento fuera del plano o corte trasversal (modo III) [48].

Una grieta que crece a través de la totalidad del espesor del material, cuyo frente grieta es perpendicular a la superficie del mismo usualmente se trata como un problema de tipo

bidimensional [47]. Se considera que un cuerpo se encuentra en condiciones de deformación plana paralela al plano cuando:

$$u = u(x,y), v = v(x,y), w = 0$$

donde  $u$ ,  $v$  y  $w$  corresponden a las componentes de desplazamiento a lo largo de los ejes  $x$ ,  $y$  y  $z$ , respectivamente. Por lo tanto, los esfuerzos y deformaciones dependen únicamente de las variables  $x$  y  $y$ . En los problemas que involucran grietas, las condiciones de deformación plana se aproximan a las que se presentan en placas que poseen un espesor grande en comparación a la longitud de la grieta.

Un estado generalizado de esfuerzo plano paralelo al plano  $xy$  está definido por:

$$\begin{aligned} \sigma_z = \tau_{zx} = \tau_{zy} = 0 \\ \sigma_x = \sigma_x(x, y), \quad \sigma_y = \sigma_y(x, y), \quad \tau_{xy} = \tau_{xy}(x, y) \end{aligned}$$

donde  $\sigma_x$ ,  $\sigma_z$ ,  $\sigma_y$  y  $\tau_{xy}$ ,  $\tau_{zx}$ ,  $\tau_{zy}$  corresponden a los esfuerzos normales y cortantes asociados al sistema  $x, y, z$ . En problemas asociados a grietas, las condiciones de esfuerzo plano generalizado se aproximan a las que se presentan en placas con longitudes de grieta que son grandes en comparación al espesor de las placas. De acuerdo a la teoría de plasticidad el problema de deformación plana puede ser resuelto como un problema de esfuerzo plano generalizado reemplazando a la relación de Poisson  $\nu$ , por el valor  $\nu / (1 + \nu)$ .

El método semi-inverso de Westergaard es una herramienta relativamente simple para resolver ciertos problemas de elasticidad plana [49, 50]. Dicho método hace uso de las funciones de esfuerzo de Airy, con las cuales la solución de un problema de elasticidad plana se limita a encontrar una función  $U$  tal que satisfaga la ecuación biarmónica

$$\nabla^4 U = \frac{\partial^4 U}{\partial x^4} + 2 \frac{\partial^4 U}{\partial x^2 \partial y^2} + \frac{\partial^4 U}{\partial y^4} = 0 \quad (2.1)$$

Las componentes del esfuerzo están dadas por

$$\sigma_x = \frac{\partial^2 U}{\partial y^2}, \quad \sigma_y = \frac{\partial^2 U}{\partial x^2}, \quad \tau_{xy} = -\frac{\partial^2 U}{\partial x \partial y} \quad (2.2)$$

Si se escoge una función  $U$  de la forma

$$U = \psi_1 + x\psi_2 + y\psi_3 \quad (2.3)$$

Donde las funciones  $\psi_i$  ( $i=1, 2, 3$ ) son armónicas, esto es decir

$$\nabla^2 \psi_i = \frac{\partial^2 \psi_i}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \psi_i}{\partial y^2} = 0 \quad (2.4)$$

De esta manera  $U$  automáticamente satisface la ecuación biarmónica.

Dada una función compleja  $Z(z)$  que puede ser separada en una parte real y una parte imaginaria como la siguiente:

$$Z(z) = \text{Re}(z) + i \text{Im}(z) \quad (2.5)$$

Y siguiendo las condiciones de Cauchy-Riemann se tiene

$$\text{Re} \frac{dZ}{dz} = \frac{\partial \text{Re} Z}{\partial x} = \frac{\partial \text{Im} Z}{\partial y} \quad (2.6)$$

$$\text{Im} \frac{dZ}{dz} = \frac{\partial \text{Im} Z}{\partial x} = -\frac{\partial \text{Re} Z}{\partial y} \quad (2.7)$$

Por lo tanto

$$\nabla^2 \text{Re} = \nabla^2 \text{Im} = 0 \quad (2.8)$$

Utilizando la siguiente notación

$$\bar{Z} = \frac{d\bar{Z}}{dz}, \quad Z = \frac{dZ}{dz}, \quad Z' = \frac{dZ}{dz} \quad (2.9)$$

Donde  $\bar{Z}$  representa la integral de  $Z$ ,  $\bar{\bar{Z}}$  es la integral de  $\bar{Z}$  y  $Z'$  la derivada de  $Z$ .

Westergaard definió una función de esfuerzo de Airy  $U_1$  para problemas simétricos de la siguiente forma:

$$U_1 = \text{Re} \bar{\bar{Z}}_1 + y \text{Im} \bar{Z}'_1 \quad (2.10)$$

Usando las ecuaciones 2.2 para el esfuerzo y teniendo en cuenta las condiciones de Cauchy Riemann ecuaciones (2.6 y 2.7)

$$\begin{aligned} \sigma_x &= \text{Re} Z'_1 - y \text{Im} Z''_1 \\ \sigma_y &= \text{Re} Z''_1 + y \text{Im} Z'''_1 \end{aligned} \quad (2.11)$$

$$\tau_{xy} = -y \text{Re} Z'''_1$$

Usando la ley de Hooke y las ecuaciones de deformación y desplazamiento se obtienen las componentes del desplazamiento

$$2\mu u = \frac{\kappa-1}{2} \operatorname{Re}\bar{Z}_I - y \operatorname{Im}Z_I \quad (2.12)$$

$$2\mu v = \frac{\kappa+1}{2} \operatorname{Im}\bar{Z}_I - y \operatorname{Re}Z_I$$

Donde  $\mu = E/2(1+\nu)$ ,  $\kappa = 3 - 4\nu$  para deformación plana y  $\kappa = (3-\nu) / (1+\nu)$  esfuerzo plano generalizado [46].

### 2.1.9 Problema de la grieta en 2D

Considerando una grieta de longitud  $2a$  que ocupa el segmento de  $-a \leq x \leq a$  a lo largo del eje  $x$  en una placa infinita sujeta a esfuerzos uniformes e iguales a lo largo de las direcciones  $x$  y  $y$  al infinito. Las condiciones de frontera para este problema se representan de la siguiente forma

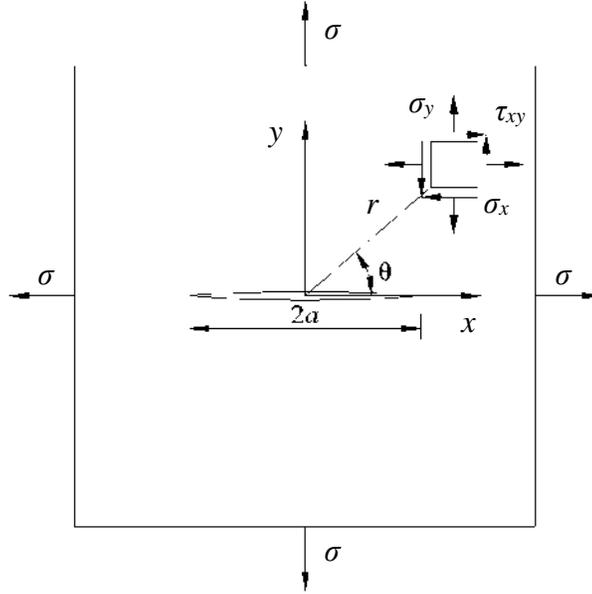
$$\sigma_y + i\tau_{xy} = 0 \text{ para } y = 0, -a < x < a$$

y

$$\sigma_x = 0, \quad \sigma_y = \sigma, \quad \tau_{xy} = 0 \text{ para } (x^2 + y^2)^{1/2} \rightarrow \infty$$

La función elegida por Westergaard que satisface las condiciones de frontera planteadas anteriormente para el problema mostrado en la Figura 2.5 es la siguiente:

$$Z_I = \frac{\sigma z}{(z^2 - a^2)^{1/2}} \quad (2.13)$$



**Figura 2. 5** Placa infinita sujeta a un esfuerzo ( $\sigma$ ) uniforme al infinito [46].

### 2.1.10 Campo de esfuerzos y desplazamientos cerca de la punta de la grieta

Si se coloca el sistema de ejes coordenados en la punta de la grieta  $z = a$  mediante la transformación

$$\zeta = z - a$$

La ecuación 2.13 entonces toma la forma siguiente

$$Z_I = \frac{\sigma(\zeta + a)}{(\zeta(\zeta + 2a))^{1/2}} \quad (2.14)$$

Expandiendo la ecuación anterior

$$Z_I = \frac{\sigma(\zeta + a)}{(2a\zeta)^{1/2}} \left[ 1 - \frac{1}{2} \frac{\zeta}{2a} + \frac{1 \cdot 3}{2 \cdot 4} \left( \frac{\zeta}{2a} \right)^2 - \frac{1 \cdot 3 \cdot 5}{2 \cdot 4 \cdot 6} \left( \frac{\zeta}{2a} \right)^3 + \dots \right] \quad (2.15)$$

Para valores pequeños de  $|\zeta|$ , ( $|\zeta| \rightarrow 0$ ), es decir cuando se encuentra cerca de la punta de la grieta en  $x = 0$ , la ecuación 2.15 puede ser escrita

$$Z_I = \frac{K_I}{(2\pi\zeta)^{1/2}} \quad (2.16)$$

Donde

$$K_I = \sigma\sqrt{\pi a}$$

Utilizando coordenadas polares  $r, \theta$  se tiene

$$\zeta = re^{i\theta}$$

Haciendo el desarrollo y las sustituciones correspondientes en las ecuaciones 2.11 se tiene que los esfuerzos cerca de la punta de la grieta son los siguientes

$$\begin{aligned}\sigma_x &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sigma_y &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\ \tau_{xy} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2}\end{aligned}\tag{2.17}$$

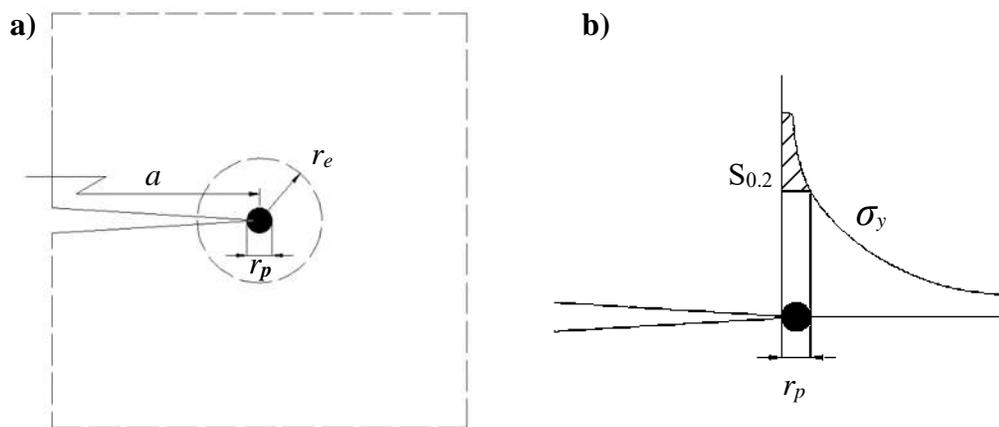
De igual manera al introducir el valor de la ecuación 2.16 en las ecuaciones 2.12 se obtienen los desplazamientos [46]:

$$\begin{aligned}u &= \frac{K_I}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos \frac{\theta}{2} (\kappa - \cos \theta) \\ v &= \frac{K_I}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin \frac{\theta}{2} (\kappa - \cos \theta)\end{aligned}\tag{2.18}$$

### 2.1.11 Plasticidad en la punta de la grieta

Teniendo en cuenta las ecuaciones (2.17) el esfuerzo se vuelve infinito cuando  $r \rightarrow 0$ . Esto se convertiría en un problema si el material fuera completamente frágil. Sin embargo, pese a que los materiales de alta resistencia poseen baja ductilidad, no son totalmente frágiles. Como resultado de esta ductilidad, una pequeñísima zona plástica es creada. El pico infinito de esfuerzo es compensado como se muestra en la Figura 2.6b). Lo anterior implica que las ecuaciones (2.17) no son válidas en la zona de plástica en la punta de la grieta debido a que estas ecuaciones se basan en el comportamiento elástico del material. En la Figura 2.6a) se observa un círculo de radio  $r_e$ . El valor de  $r_e$  es suficientemente pequeño para asegurar que las ecuaciones (2.17) sean aproximadamente correctas para  $r = r_e$ . Sin embargo,  $r_e$  es lo suficientemente grande en comparación con el tamaño de la zona plástica. Esto significa que se toma en consideración la

presencia de pequeñas zonas plastificadas. Si una pequeña zona plastificada de radio  $r_p$  se forma dentro de la zona delimitada por  $r_e$ , ocurrirá una redistribución de esfuerzo. Sin embargo, si  $r_p$  es significativamente más pequeño que  $r_e$ , la redistribución del esfuerzo en la periferia de la zona  $r_e$  no será significativa. Es decir, los esfuerzos actuando en esta zona (delimitada por  $r_e$ ) siguen siendo representados por las ecuaciones (2.17) si el valor de  $r$  se sustituye por  $r_e$ . Por lo tanto el valor de  $K$  continúa siendo un indicador significativo de la severidad de los esfuerzos que actúan en la punta de la grieta. La zona delimitada por  $r_e$  se denomina zona dominada por factor de intensidad de esfuerzos  $K$  [47].



**Figura 2. 6** Zona dominada por  $K$  alrededor de la zona de plastificación en la punta de la grieta [47].

Se puede obtener un aproximado de las dimensiones de la zona de plastificación alrededor de la punta de la grieta, al determinar los puntos geométricos en los que el campo de esfuerzos elástico satisfaga un criterio de cedencia. Estos cálculos son suficientemente acertados debido a que la cedencia conlleva la redistribución de esfuerzos y modifica el tamaño y forma de la zona de plastificación.

Teniendo en consideración las ecuaciones de esfuerzo para el modo I de apertura tenemos que las ecuaciones correspondientes para los esfuerzos principales son las siguientes:

$$\sigma_1 = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 + \sin \frac{\theta}{2} \right) \quad (2.19)$$

$$\sigma_2 = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 - \sin \frac{\theta}{2} \right)$$

Las ecuaciones (2.19) se sustituyen en el criterio de cedencia de von Mises mostrado en la siguiente expresión:

$$(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 = 2\sigma_y^2 \quad (2.20)$$

Donde  $\sigma_y$  es el esfuerzo de cedencia.

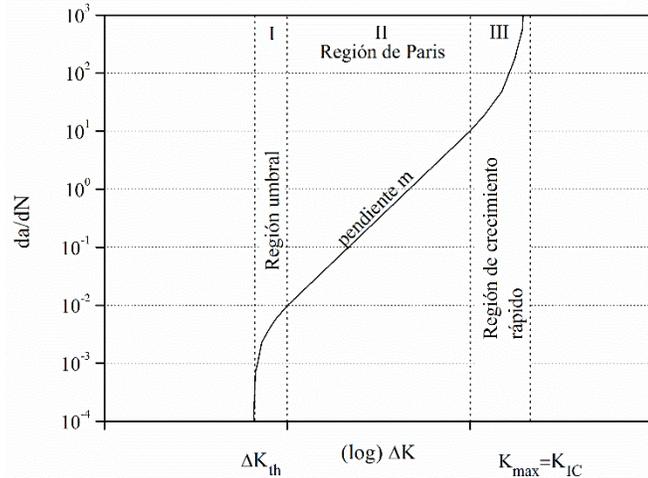
Como resultado de la sustitución de las ecuaciones (2.19) en la ecuación (2.20) obtenemos las siguientes expresiones para el radio de la zona de plastificación para esfuerzo plano y deformación plana respectivamente:

$$r_p(\theta) = \frac{1}{4\pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \left( 1 + \cos \theta + \frac{3}{2} \sin^2 \theta \right) \quad (2.21)$$

$$r_p(\theta) = \frac{1}{4\pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \left( \frac{3}{2} \sin^2 \theta + (1 - 2\nu)^2 (1 + \cos \theta) \right) \quad (2.22)$$

### 2.1.12 Crecimiento de grieta por fatiga

En la parte izquierda de la Figura 2.7 la asíntota a  $\Delta K = \Delta K_{th}$  indica que los valores para  $\Delta K$  inferiores al valor del umbral son demasiado bajos para causar un crecimiento de la grieta. Por el contrario, la asíntota localizada en la parte derecha a un valor  $K_{max} = K_{IC}$  indica que al alcanzar el valor crítico  $K_{max}$  viene la falla catastrófica del material. Al representar gráficamente  $da/dN$  contra  $\Delta K$  en escala logarítmica se observan tres regiones importantes en la Figura 2.7: (I) Región umbral, (II) Región de propagación estable o de Paris y (III) Región de crecimiento rápido.



**Figura 2. 7** Diferentes regiones en el gráfico de crecimiento de grieta como función del factor de intensidad de esfuerzos  $\Delta K$  [47].

### 2.1.12.1 Región umbral

La región umbral se refiere a aquella región en la que las macro grietas se han propagado a un nivel  $\Delta K$  por encima de  $\Delta K_{th}$ . Si  $\Delta K$  es disminuido, se frenará el crecimiento de la grieta y además se asume que si  $\Delta K$  es inferior a  $\Delta K_{th}$  no habrá condiciones para la propagación de la misma.

### 2.1.12.2 Región de propagación estable o de Paris

En esta región existe una relación entre  $da / dN$  y  $\Delta K$  que puede ser descrita mediante una función de potencias propuesta por Paris [51]

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m \quad (2.23)$$

Donde  $C$  y el exponente  $m$  son constantes del material. Al graficar la función anterior en una escala logarítmica en ambos ejes se obtiene una relación lineal descrita por la siguiente ecuación:  $\log(da / dN) = \log C + m \log(K)$  con  $m$  como la pendiente de la función. Como se puede observar, la ecuación (2.23) no toma en cuenta la influencia de la relación de esfuerzo  $R = \sigma_{min} / \sigma_{max}$  en el crecimiento de grieta ni el comportamiento asintótico en las regiones I y III. Algunas funciones alternativas se encuentran en la literatura para tener en cuenta estos factores como son la propuesta por Forman [52] :

$$\frac{da}{dN} = \frac{C\Delta K^m}{(1-R)(K_{IC} - K_{\max})} \quad (2.24)$$

Cuando el valor de  $\Delta K_{\max}$  es muy cercano a  $\Delta K_{IC}$  el valor de  $da / dN$  tiende a ser grande debido a la presencia del término  $(K_{IC} - K_{\max})$ , de esta manera es posible describir la asíntota en la parte derecha de la Figura 2.7. El efecto que tiene la relación de esfuerzo también es tomado en cuenta en la ecuación (2.24) debido a la presencia del término  $(1-R)$ . Sin embargo, la asíntota localizada en la parte izquierda de la Figura 2.7 no puede ser descrita por esta ecuación. Para subsanar este aspecto Priddle [53] propuso la siguiente expresión:

$$\frac{da}{dN} = C \left[ \frac{\Delta K - \Delta K_{th}}{K_{IC} - K_{\max}} \right]^m \quad (2.25)$$

Algunas otras ecuaciones similares a la expresada en (2.25) satisfacen el comportamiento asintótico en las regiones I y III. En estas ecuaciones el valor de  $\Delta K_{th}$  es considerado como una función de  $R$ , un ejemplo de algunos de estos modelos propuestos en la literatura es el descrito por Klesnil y Lukáš [54]

$$\Delta K_{th} = A(1-R)^\gamma \quad (2.26)$$

Las constantes en las ecuaciones anteriores dependen del tipo de material [47].

### **2.1.12.3 Región de crecimiento rápido**

La tasa de crecimiento en esta región tiende a ser bastante elevada, hasta del orden de 0.01 mm por cada ciclo. El desgarramiento elástico no ocurre a lo largo de todo el frente de crecimiento de la grieta, debido a esto, la tasa de propagación se sigue considerando un proceso estable. Sin embargo, algunas secciones presentan desgarramiento dúctil de tipo estable que indica que la falla catastrófica del material es inminente.

La falla final del material debería ocurrir cuando  $K_{\max} = K_{IC}$ . Debido a que por definición  $K_{IC}$  (tenacidad a la fractura) es el factor de intensidad de esfuerzos que causa la falla catastrófica del material. Sin embargo, este valor no es una propiedad constante de los materiales estructurales. La falla catastrófica para varios materiales que exhiben cierto grado de ductilidad ocurre cuando la sección de la matriz del material ha cedido plásticamente a lo largo de todo el ancho de la pieza. Para estos casos el valor de  $K_{IC}$  como factor de intensidad de esfuerzos carece de sentido. El factor

de intensidad de esfuerzos está basado en el comportamiento elástico del material que únicamente presenta una cedencia plástica a una escala pequeña en la punta de la grieta [47].

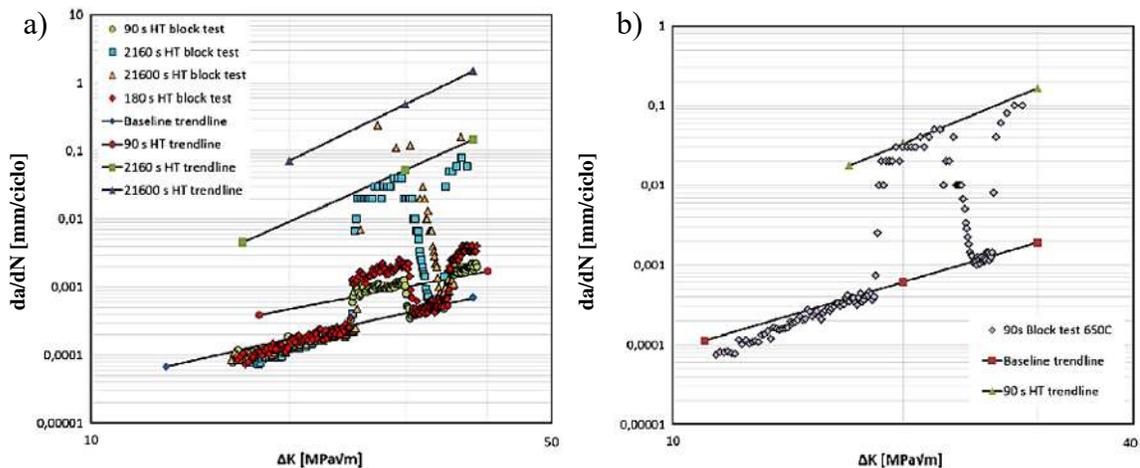
### **2.1.13 Comportamiento a la fatiga del Inconel 718**

Varios trabajos se han centrado en conocer la influencia que tienen diversos factores en la propagación de grietas en IN718. Gustafsson y colaboradores [19] estudiaron la influencia que tienen los tiempos de permanencia (un tiempo de permanencia es un periodo de determinada duración en el que se aplica una carga, ya sea de tensión o compresión, de manera sostenida) a alta temperatura en la propagación de grietas en muestras de IN718 que fueron sometidas a tratamientos térmicos de recocido de solución y un posterior endurecido. Ellos encontraron que la rapidez de crecimiento de grieta incrementaba al aumentar la temperatura y la duración de los tiempos de permanencia en comparación con los especímenes que no eran sometidos a estas condiciones.

También pudieron observar que existe un cambio en el modo de fractura de transgranular en los especímenes base, a intergranular cuando se aplica un tiempo de permanencia. El incremento en la tasa de crecimiento de la grieta, así como el cambio en el modo de agrietamiento sugiere que un mecanismo de fractura dependiente del tiempo estaba activo. El modo de fractura transgranular se da cuando existe deformación plástica elevada (que se manifiesta en un gran número de bandas de deslizamiento alrededor de la trayectoria que sigue la grieta). El modo intergranular de agrietamiento generalmente se encuentra relacionado con el fragilizado de los límites de grano. Este fragilizado se produce por la interacción con el oxígeno, existen dos teorías que lo explican, el fragilizado dinámico (DE por sus siglas en inglés) [55, 56] y la oxidación de los límites de grano acelerada por esfuerzo (SAGBO por sus siglas en inglés).

Gustafsson y colaboradores [21] en una ampliación de su trabajo anterior [19] investigaron el posible tamaño de una zona conocida como zona dañada. Ésta zona es un volumen de material al frente de la punta de la grieta en el cual los mecanismos de fragilización, ya sea DE o SAGBO, se encuentran activos. Ellos encontraron que las velocidades de crecimiento de grieta más elevadas se manifiestan en los periodos transientes (periodos de transición en los que la velocidad de crecimiento de grieta depende del tiempo) justo después de los tiempos de permanencia y pueden ser interpretadas como una prueba de la existencia de la zona dañada. Debido a lo anterior, proponen que el tamaño de dicha zona está relacionado con la duración del periodo transiente. Al lograr separar la componente de crecimiento de grieta en la parte cíclica de la componente de

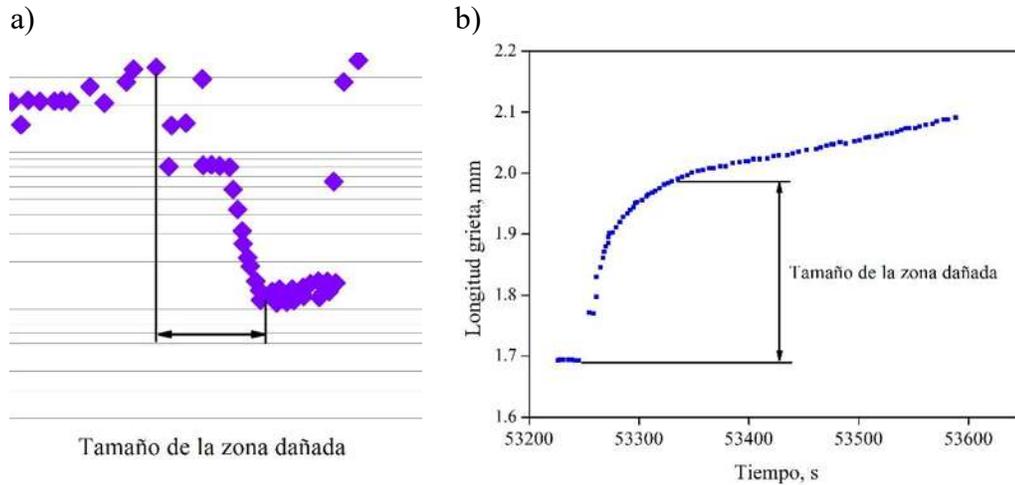
crecimiento durante el tiempo de permanencia concluyeron que una fragilización importante de los límites de grano había ocurrido pues la tasa de crecimiento (después del tiempo de permanencia, en la parte de carga y descarga) aumentó considerablemente en comparación con los estudios llevados a cabo sin ningún tiempo de permanencia, esto se observa al comparar las pendientes de las rectas mostradas en la Figura 2.8.



**Figura 2. 8** Crecimiento de grieta de muestras de IN718, a) 550°C y b) 650°C [21].

Para las pruebas con mayores tiempos de sostenimiento, el crecimiento de grieta durante el tiempo de permanencia fue el más dominante. Por el contrario, a menores tiempos de permanencia dominaba el crecimiento de grieta en la parte cíclica.

Nuevamente Gustafsson y colaboradores [20] en un addendum a sus trabajos previos proponen dos maneras de cuantificar el tamaño de la zona dañada: una de ellas es la diferencia entre las longitudes de grieta del inicio y el final del transiente como se muestra en la Figura 2.9a y la otra se puede obtener de una gráfica de tamaño de grieta contra tiempo; se define desde la parte casi horizontal del crecimiento en la parte de tiempo de permanencia hasta la parte estabilizada de crecimiento en la parte cíclica como se aprecia en la Figura 2.9b.



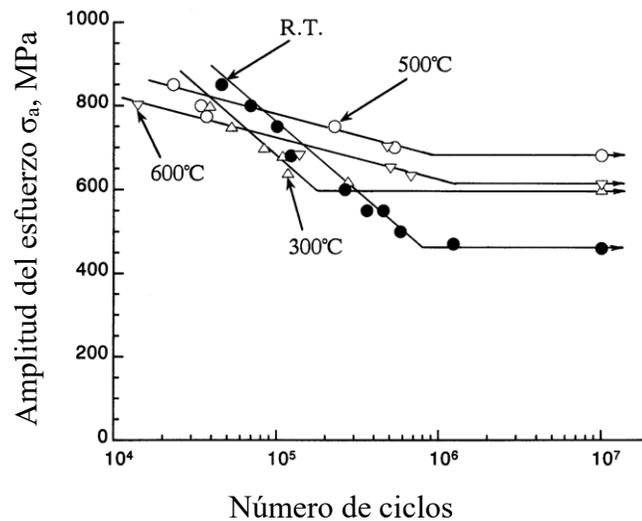
**Figura 2. 9** Ejemplos de medición de la zona dañada para una prueba a 650 °C con un tiempo de permanencia de 90 s, a)  $da/dN$  contra factor de intensidad de esfuerzos  $\Delta K$ , b) longitud de grieta contra tiempo [20].

Al igual que en su trabajo previo, determinaron que el tamaño de la zona dañada aumenta con la temperatura y el tiempo de permanencia. Además, esta zona se define como la región del material en la cercanía de la grieta con una menor resistencia al crecimiento de grieta debido a la degradación de sus propiedades.

Maderbacher y colaboradores [15] estudiaron la influencia de la microestructura y la temperatura de operación en la resistencia a la fatiga de componentes de Inconel 718 forjados en caliente y endurecidos. En lo concerniente a la influencia de la microestructura encontraron que las fallas generalmente ocurrieron en las cercanías a los carburos o en los granos de tamaño grande. Se demostró que para los especímenes ensayados a una relación de deformación  $R_\epsilon = -1$ , la falla ocurrió únicamente en granos grandes y para especímenes que tenían una deformación superior más grande la falla ocurrió únicamente en la cercanía de los carburos. Aun así, establecieron una relación de lo encontrado con la vida a la fatiga de los especímenes. De igual manera que en otros trabajos, encontraron que al incrementar la temperatura por encima de los 650 °C y hasta los 800 °C se aumentaba la resistencia a la fatiga, esto debido a que el movimiento de las dislocaciones se dificulta por su interacción con la fase  $\gamma'$ . Sin embargo, al aumentar la temperatura por encima de los 800 °C este efecto desaparece pues las dislocaciones en la fase  $\gamma'$  se mueven nuevamente con mayor facilidad. En lo referente a la influencia que posee el tamaño de grano, encontraron que al

incrementar el tamaño de grano se reduce la resistencia a la fractura debido a que los granos grandes ofrecen puntos de inicio de fallas. Un ejemplo de ello es que los granos grandes producen bandas de deslizamiento más grandes en la superficie, las cuales a su vez son puntos de inicio de grietas o incrementan la rapidez de propagación de la misma.

Chen y colaboradores [16] estudiaron el efecto de la temperatura en el crecimiento de grieta y realizaron una evaluación de la resistencia a la fractura. Probaron que en la región de vida corta la resistencia a la fatiga disminuye con el aumento de la temperatura, sin embargo, en la región de vida extendida la resistencia a la fatiga aumenta con la temperatura como se muestra en la Figura 2.10, estas afirmaciones solo fueron válidas con grietas de 20-30  $\mu\text{m}$ .



**Figura 2. 10** Curvas de Wöhler o S-N a diversas temperaturas para Inconel 718 [16].

La razón por la cual el crecimiento de grieta fue frenado a elevadas temperaturas fue debido al efecto de cierre de grieta. Este efecto es causado por la presencia de películas de óxidos que se forman rápidamente al inicio del proceso de calentamiento, tales películas crecen a un espesor suficiente ( $\sim 1 \mu\text{m}$ ) [57] para cerrar las grietas en el rango de 20-30  $\mu\text{m}$ . Adjunto al fenómeno de cierre de grieta por óxidos también se presenta el de cierre inducido por plasticidad. Sin embargo, debido a la aplicación cíclica de cargas, los óxidos (de elevada dureza) que recubren las caras de la grieta localizadas cerca de la punta gradualmente van triturándose hasta que finalmente la grieta se re-abre y continúa su propagación.

Gustafsson y Lundström [17] estudiaron el efecto que tienen las sobrecargas en el crecimiento de grieta en Inconel 718. Si bien las condiciones de sobrecarga pueden dañar o producir el mal funcionamiento de los componentes, ellos reportaron que sobrecargas del orden del 2.5 - 15% por encima de la carga aplicada normalmente disminuyen los esfuerzos de tensión en la punta de la grieta tal y como lo mostró Ponnelle y colaboradores [58]. Esta disminución en los esfuerzos de tensión en la punta de la grieta prácticamente hace desaparecer los efectos negativos que tiene aplicar una carga sostenida durante un tiempo de permanencia a una temperatura elevada [17, 19, 21].

Saarimäki y colaboradores [25] también centraron su trabajo en el efecto que tienen las sobrecargas en el crecimiento de grieta. Al igual que lo reportado en [17, 19, 21] encontraron que la aplicación de cargas sostenidas durante un periodo de tiempo produce una aceleración en el crecimiento de grieta. Sin embargo, la aplicación de una sobrecarga del 2.5 al 15% de la carga aplicada normalmente disminuía y algunas veces anulaba prácticamente el efecto negativo de un tiempo de permanencia. En los especímenes dañados por exposición a tiempos de permanencia, el modo de fractura fue del tipo intergranular, que como se mencionó con anterioridad se debe al fragilizado dinámico (el cual produce la difusión del oxígeno hacia los límites de grano que se encuentran bajo esfuerzo y produce una de-cohesión), y no a la formación de óxidos en los límites de grano.

La explicación que proponen para la disminución del crecimiento de grieta es que la deformación plástica severa debida a la sobrecarga produce que la punta de la grieta se redondee y se formen ramificaciones. El crecimiento de la grieta disminuirá debido a que se requiere una mayor cantidad de energía para propagar una grieta de punta roma que una grieta de punta aguda, además el modo de agrietamiento cambia de intergranular a transgranular. Sin embargo, la aplicación de sobrecargas muy elevadas puede llevar al crecimiento intergranular de la grieta tal y como crece cuando la estructura del material se encuentra dañada debido a la aplicación de tiempos de permanencia.

James [22] estudió el comportamiento a la fatiga de uniones soldadas de Inconel 718 sometidas a tratamientos térmicos post- soldadura. Para ello utilizó dos tratamientos térmicos diferentes, el convencional (ASTM A637) y uno modificado cuya temperatura de solubilizado era más elevada (954 °C para el primero y 1093 °C para el segundo respectivamente).

James [22] encontró que aquellas muestras que fueron sometidas al tratamiento térmico post-soldadura modificado exhibían una velocidad de crecimiento de grieta menor que aquellas que

habían sido sometidas al tratamiento térmico convencional. La resistencia al impacto de las muestras que recibieron el tratamiento térmico modificado era mayor que las muestras tratadas de manera convencional. La explicación a este fenómeno es que el tratamiento térmico convencional es insuficiente para disolver la fase Laves que es una fase frágil. Las pequeñas partículas de Laves se fracturan en la zona altamente deformada al frente de la grieta. Tales partículas actúan a su vez como puntos de inicio de microgrietas que pueden interactuar con la fractura principal aumentando la rapidez de crecimiento de la misma.

Al aplicar un tratamiento térmico que disminuye la presencia de la fase frágil Laves se obtiene una mejora en la resistencia a la fractura y se disminuye la rapidez de crecimiento de la grieta.

### **2.2.1 Acero inoxidable súper austenítico AL6XN**

Este tipo de acero pertenece a las aleaciones superausteníticas que están formuladas para brindar una resistencia superior a la corrosión bajo esfuerzo y al picado en comparación con los aceros inoxidables de grado austenítico. La mejora en resistencia a la corrosión se logra debido al incremento en los niveles de Ni, Mo y N [59].

Aunque el aumento en la resistencia al picado debido a la adición de Mo es evidente en el acero AL6XN, se ha observado una reducción en la resistencia a la corrosión en las uniones soldadas de este material debido a que durante la solidificación de la soldadura, el Mo segrega hacia los límites de grano como consecuencia de su baja solubilidad en la matriz austenítica. Esto resulta en un empobrecimiento de Mo en el núcleo de las dendritas del metal de soldadura. Aunado a la baja difusividad del Mo en la austenita, el rápido enfriamiento inherente a un proceso de soldadura no permite al Mo la difusión en estado sólido hacia el núcleo de las dendritas para eliminar el gradiente de concentración. Esto puede llegar a producir una baja resistencia a la corrosión del material soldado con respecto al material base [8, 60].

En general las aleaciones superausteníticas poseen buen grado de soldabilidad y poseen un comportamiento adecuado en ambientes moderadamente agresivos. En el proceso de soldadura se deben tomar las mismas precauciones que aplican para los aceros austeníticos de la serie 300 [59]. La fase intermetálica que causa más problemas en este tipo de materiales es la fase  $\sigma$  debido a su naturaleza frágil que como demostró Meng y colaboradores [24] disminuye la resistencia a la termofluencia. En aceros austeníticos normalmente precipita entre 550 y 900 °C. Su composición puede ser aproximadamente:  $(Fe, Ni)_3(Cr, Mo)_2$ .

Debido a la presencia de N se inhibe hasta cierto punto la precipitación de carburos tipo  $M_{23}C_6$  [7]. Sin embargo, se ha demostrado que entre 650 a 750 °C se puede presentar la precipitación de esta fase [10].

### 2.2.2 Fatiga en AL6XN

Meng y colaboradores [24] centraron su investigación en el estudio de la fatiga a bajo número de ciclos del acero AL6XN a temperaturas elevadas; reportaron que a elevadas temperaturas la vida a la fatiga se ve reducida, ellos atribuyen esto a un fenómeno conocido como envejecido por deformación dinámica, el cual proviene de la interacción entre los átomos de soluto que difunden de manera sustitucional (como el Cr y el Mo) y las dislocaciones durante la deformación plástica, los átomos sustitucionales restringen el deslizamiento cruzado de las dislocaciones e incrementan el deslizamiento planar, dando como resultado un incremento del esfuerzo para imponer la misma deformación. Además, este fenómeno es dependiente de la temperatura y la tasa de deformación que controlan la difusión y rapidez de las dislocaciones móviles respectivamente. También, demostraron que la estructura de las dislocaciones cambia de una estructura celular a una de bandas de deslizamiento planares, las cuales sirven como sitios de inicio de grieta.

Posteriormente, Meng y colaboradores [10] también probaron que en un rango de temperaturas de 650 a 750 °C un alto volumen de precipitados tales como  $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$ ,  $\sigma$  y Laves se forman en la matriz austenítica del AL6XN, debido a su naturaleza frágil, proponen que las fases  $\sigma$  y Laves disminuyen la resistencia a la termofluencia, aunque esta afirmación difiere de algunos otros trabajos [61] que sostienen que la presencia de esta fase finamente dispersa de manera intragranular mejora la resistencia a la termofluencia de un acero 25Cr–20Ni.

Kalnaus y colaboradores [23] realizaron un estudio sobre la influencia que tienen diversos factores como la relación de carga  $R$ , las sobrecargas a tensión y compresión y la secuencia de carga en el crecimiento de grieta en el AL6XN. De manera similar a otros materiales metálicos, se probó que la aplicación de una sobrecarga de tensión disminuye la tasa de crecimiento de grieta. La severidad del retardo depende del material y la magnitud de la sobrecarga. Plantearon además una modificación al modelo de Wheeler (ecuaciones 1-4) para explicar la influencia que tiene la sobrecarga al disminuir la zona plástica al frente de la grieta.

El modelo de Wheeler establece que la rapidez de crecimiento de grieta bajo amplitud de carga variable  $(da/dN)_v$  está relacionada con la rapidez de crecimiento bajo amplitud constante  $(da/dN)_c$  por un factor de retardo  $C_p$ .

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_v = C_p \left(\frac{da}{dN}\right)_c \quad (2.27)$$

El factor  $C_p$  es una función del tamaño de la zona plástica frente a la punta de la grieta

$$C_{p_i} = \left(\frac{r_{p_i}}{r_{max}}\right)^m \quad (2.28)$$

donde  $r_{p_i}$  es el tamaño de la zona plástica correspondiente al  $i$ -ésimo ciclo de carga después de la sobrecarga,  $r_{max}$  es la distancia desde la punta de la grieta al límite de la zona plástica inducida por la sobrecarga y  $m$  es una constante del material.  $r_{max} = a_{OL} + r_{p, OL} - a_i$ , donde  $a_{OL}$  es el tamaño de la grieta a la cual se aplica la sobrecarga,  $r_{p, OL}$  es el tamaño de la zona plástica debido a la sobrecarga y finalmente  $a_i$  es la longitud de la grieta al  $i$ -ésimo ciclo de carga después de la sobrecarga.

El tamaño de la zona plástica se puede calcular utilizando el modelo de Irwin [62]:

$$r_{p_i} = \frac{1}{4\pi} \left(\frac{\Delta K_i}{\sigma_y}\right)^2 \quad (2.29)$$

$$r_{p, OL} = \frac{1}{4\pi} \left(\frac{\Delta K_{OL}}{\sigma_y}\right)^2 \quad (2.30)$$

Metrovich y colaboradores [63] elaboraron un estudio sobre el comportamiento a la fatiga de vigas de perfil I a escala real para observar los efectos que tenían los esfuerzos residuales, el rango de esfuerzos, acoplamiento y discontinuidades en la soldadura sobre el comportamiento a la fatiga de las secciones soldadas de manera longitudinal y transversal de dichas vigas. Ellos encontraron que los puntos de inicio de la grieta eran algunas discontinuidades del cordón de soldadura, como faltas de fusión, traslapes e inclusiones. También determinaron mediante la ecuación (2.31) la categoría de curvas de resistencia a la fatiga AASHTO [64] que describían el comportamiento a la fatiga de las soldaduras longitudinales, transversales y de los acoplamientos simulados a las vigas.

$$\log(N) = m \log(Sr) + \log(A) - (2s) \quad (2.31)$$

Donde  $N$  es el número de ciclos a los que se observa la falla,  $m$  es la pendiente,  $Sr$  el rango de esfuerzo y  $A$  es una constante dependiente de la categoría de la curva.

Haciendo la regresión de los datos obtenidos, Metrovich y colaboradores [63] encontraron que el comportamiento a la fatiga de las soldaduras de filete esta descrito por las curvas AASHTO categoría B, el comportamiento de las soldaduras transversales por las curvas AASHTO categoría B' y finalmente el comportamiento de los acoplamientos por las curvas tipo D. Finalmente, también determinaron que la presencia de los traslapes en los puntos de inicio y finalización (se utilizó la técnica de soldadura back stepping) en la soldadura de filete disminuían el valor del límite de fatiga a amplitud constante (CAFL por sus siglas en inglés).

### **2.3.1 Soldadura disímil aleaciones base níquel y aceros inoxidables austeníticos**

Una de las principales preocupaciones al momento de realizar una soldadura disímil entre una aleación base níquel y un acero austenítico es la correcta elección del material de aporte, de lo contrario se puede enfrentar la presencia de algunos defectos como el agrietamiento por solidificación y por licuación. Generalmente se establece que para este tipo de uniones disímiles se debe utilizar un material de aporte base níquel [59].

Mortezaie y Shamanian [11] documentaron el efecto de tres diferentes materiales de aporte, Inconel 625, Inconel 82 y 310 SS, en la realización de una soldadura disímil entre Inconel 718 y acero inoxidable austenítico 310. Reportaron que al utilizar Inconel 625 como metal de aporte se presentó una alta segregación del Nb y Mo debido a su bajo coeficiente  $k$  y por lo tanto, un gradiente de concentración el cual produce una corrosión preferencial en el núcleo de las dendritas. La microestructura obtenida fue del tipo columnar dendrítica y equiaxiada. Al utilizar acero inoxidable austenítico 310 como metal de aporte se observó la presencia de grietas de solidificación (tal y como lo predicen en [59]) y carburos tipo  $M_{23}C_6$  a lo largo de algunos límites de grano. Cuando se utilizó el Inconel 82, se obtuvo una estructura completamente austenítica; debido al menor contenido de Fe de esta aleación (3 % en peso) se observó una menor segregación del Nb tal y como se reporta en [32-34]. En la interfase de Inconel 718 e Inconel 625 se detectó una gran presencia de precipitados, presumiblemente NbC. En la unión utilizando Inconel 82 y 310 SS se observó un crecimiento de grano en la ZAT del 310 SS y una pequeña zona de no mezclado cerca del Inconel 82. En la interfase entre metal base 310 y de soldadura 310 se observó un crecimiento de grano en la ZAT y cerca de la línea de fusión. Y finalmente en la interfase 310 SS e Inconel 718 se mostró la presencia de una amplia zona de no mezclado debido a la diferencia en temperaturas

de fusión. Debido a lo anterior concluyen que la elección más adecuada para esta unión disímil era el Inconel 82.

Dupont y colaboradores [8] realizaron la unión disímil entre un acero AL6XN y aleaciones base níquel (622 y C-22). El material de aporte utilizado fue AL6XN, IN625 e IN622. En su trabajo encontraron que a medida que aumenta el contenido de hierro disminuye el coeficiente de distribución del Mo y el Nb, esto a su vez produce una menor concentración de estos elementos en el núcleo de las dendritas al incrementar la dilución. Lo anterior coincide con lo encontrado en [11]. Las soldaduras que fueron realizadas con IN622 exhiben un reacción de solidificación de dos pasos:  $L \rightarrow \gamma + NbC$  seguido por  $L \rightarrow (\gamma + \sigma)$  mientras que las soldaduras preparadas con IN625 exhiben una reacción en tres pasos:  $L \rightarrow \gamma$ , seguida de  $L \rightarrow \gamma + NbC$  y  $L \rightarrow \gamma + Laves$ , esto debido a que el IN625 contiene Nb mientras que en el IN622 dicho elemento está ausente. El rango de temperatura de solidificación es más amplio en las soldaduras preparadas con IN625 (1150 °C-1170 °C para la reacción  $L \rightarrow \gamma + Laves$  y 1354 °C a 1285 °C para la reacción  $L \rightarrow \gamma + \sigma$ ). La cantidad de fase secundaria formada cuando se utiliza IN622 es menor al 2% mientras que cuando se utiliza IN625 la cantidad varía del 2 al 7 % dependiendo del grado de dilución. Ellos concluyeron que la mejor opción para realizar esta unión era utilizar IN622 debido a que las uniones realizadas con IN625 tenían una mayor susceptibilidad al agrietamiento. La susceptibilidad al agrietamiento del IN625 se debe principalmente a la mayor cantidad de fases secundarias formadas y a un mayor rango de temperaturas de solidificación.

Ramkumar y colaboradores [12] estudiaron la influencia que tienen los materiales de aporte y las técnicas de soldadura utilizadas en la realización de una unión disímil entre Inconel 718 y acero inoxidable austenítico 316L. Se probó que es posible obtener soldaduras sanas empleando ambas variantes del proceso GTAW, con corriente continua y con corriente pulsada, y con ambos materiales de aporte ER2553 y ERNiCu-7. La utilización del material de aporte ERNiCu-7 en ambas variantes del proceso de soldadura suprimió totalmente la aparición de la fase Laves en la soldadura. La formación de fases ricas en Nb y Mo en la ZAT del IN718 se presentó al utilizar los dos materiales de aporte y el proceso con corriente continua. Al utilizar la técnica con corriente pulsada y el material ERNiCu-7 se logró controlar la formación de fase Laves en el metal de soldadura debido a que los límites de grano retienen con mejor eficiencia a los elementos Cr y Mo. Finalmente, la formación de segundas fases ricas en Nb, tanto en la ZAT como en el cordón de

soldadura de las muestras soldadas utilizando un electrodo ER2553 dio como resultado un descenso en la resistencia a la tensión.

## CAPÍTULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL

La experimentación se llevó a cabo de acuerdo a como se describe en el siguiente listado.

1. Caracterización mecánica y metalúrgica del acero inoxidable superaustenítico y del Inconel 718.
2. Preparación y soldadura del acero inoxidable superaustenítico y del Inconel 718.
3. Caracterización de las uniones soldadas mediante ensayos mecánicos y metalográficos.
  - a) Caracterización microestructural mediante microscopía óptica y electrónica de barrido.
  - b) Caracterización mecánica mediante mediciones microdureza, ensayos de tensión, impacto, vida a la fatiga y crecimiento de grieta.

### 3.1 Materiales

Para el desarrollo de la experimentación se utilizaron placas de AL6XN e Inconel 718 de 1500×300×6.35 mm, ambos materiales fueron recibidos en condición de recocido. El electrodo de aporte seleccionado fue un ERNiFeCr-2 de 1.1 mm de diámetro. La composición nominal máxima y la composición de los materiales base, así como la composición del electrodo se muestran en la **Tabla 3.1**.

**Tabla 3. 1** Composición química nominal máxima (% peso) de los materiales empleados.

Material	C	Cr	Fe	Mn	Ni	Mo	Ti	Al	Otros
Inconel 718	0.05	18.2	Bal.	0.07	52.97	2.89	0.65-1.15	0.57	Nb 4.98
ERNiFeCr-2	0.05	17.7	20.3	0.08	51.7	3.1	0.98	0.45	Nb 5.45
AL6XN	0.02	21	Bal.	1.0	24.5	6.5	-	-	Si 0.5, N 0.22

### 3.2 Caracterización mecánica y metalúrgica del Inconel 718 y el AL6XN

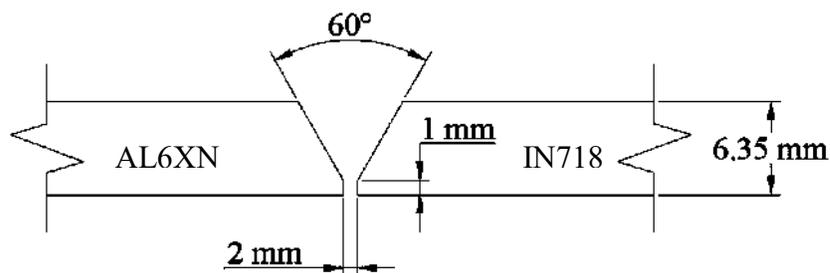
Para caracterizar el material recibido se prepararon probetas utilizando técnicas de metalografía estándar, es decir, desbaste con lijas de papel con carburo de silicio de granulometría variable de

240 a 2000 y pulido a espejo utilizando pastas de diamante de 6, 3 y 1  $\mu\text{m}$ . Las muestras se sometieron a ataque químico en una solución de 67% HCl + 33% HNO<sub>3</sub> para el IN718, y CuCl<sub>2</sub> (2g)+ 40 % HCl+ 60% C<sub>2</sub>H<sub>5</sub>OH en el caso del AL6XN. El ataque fue realizado por inmersión de las muestras en las soluciones con tiempos variables de 20 a 80 s. Posteriormente, se analizó la microestructura en un banco metalográfico enlazado a una computadora equipada con el software SigmaScan Pro®. Además, se prepararon probetas para realizar ensayos de tensión, impacto y microdureza, las medidas y normas bajo las cuales se trabajó son descritas más adelante.

### 3.3 Preparación de las placas

Se cortaron placas de los materiales base de 150 × 75 × 6.35 mm mediante chorro de agua mezclado con material abrasivo y se prepararon juntas de unión como se ilustran en la Figura 3.1. Las placas de IN718 fueron solubilizadas a 1065 °C por una hora con enfriamiento posterior al aire y recibieron un tratamiento de endurecido por precipitación a 720 °C por 8 horas con enfriamiento lento en horno, para alcanzar la máxima resistencia [65]. El sentido de la soldadura fue paralelo a la dirección de laminación de las placas de los materiales base.

Las aleaciones base níquel y aceros inoxidable superausteníticos tienen problemas de fluidez debido a su alto contenido de Ni, por lo que se utilizó una preparación en V simple con la finalidad de facilitar la penetración del material fundido y evitar la falta de fusión lateral en la parte inferior de la junta soldada.



**Figura 3. 1** Preparación en simple V.

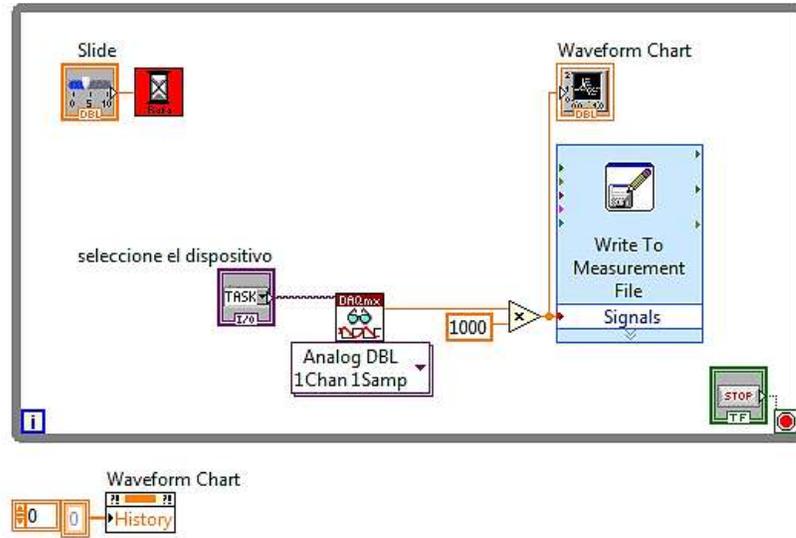
### 3.4 Soldadura de las juntas

Para realizar las uniones soldadas del IN718 y la aleación AL6XN se utilizó el proceso de soldadura GTAW, aplicado mediante un equipo de soldadura marca Miller Dynasty 700 que entrega una corriente máxima de 700 A con una eficiencia del 60 %, un potencial de 75 V a circuito abierto, un rango de amperaje de 5-700 A de trabajo a plena carga. La posición del electrodo de tungsteno fue a un ángulo aproximado de 15° respecto a la normal de las placas en modalidad de arrastre. Se utilizó una mezcla de H<sub>2</sub> (2 %), CO<sub>2</sub> (0.12 %), He (30 %) y Ar (67.88 %) como gas de protección. Los parámetros operativos empleados se listan en la Tabla 3.2. Se consideró una eficiencia del proceso del 70%. Algunas de las uniones soldadas fueron sometidas a un tratamiento de recuperación de endurecido posterior a la soldadura (TREPS) como se describe previamente en la **sección 3.3**.

**Tabla 3. 2** Variables operativas para la realización de las soldaduras.

Voltaje (V)	Intensidad de corriente (A)	Velocidad de alimentación del electrodo (mm s <sup>-1</sup> )	Velocidad de avance (mm s <sup>-1</sup> )	Flujo de gas (m <sup>3</sup> h <sup>-1</sup> )	Frecuencia (Hz)	Calor de aporte (J mm <sup>-1</sup> )
29	356	170	4	0.99	120	1806.7

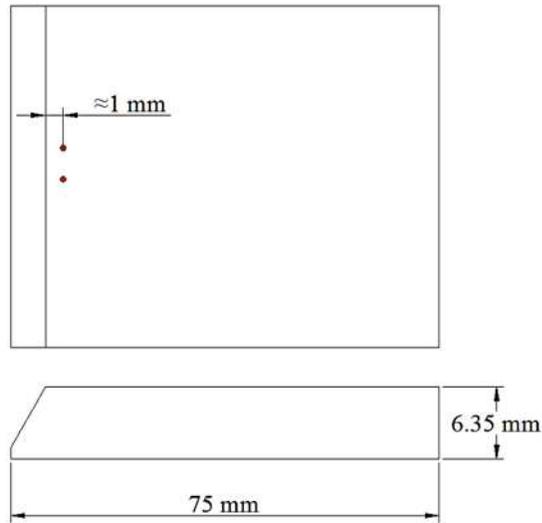
Para asegurar que las lecturas de corriente mostradas por la máquina fueran correctas se corroboró la intensidad de corriente mediante un sensor de efecto Hall cuya salida en voltaje corresponde a 1mV=1A, el sensor fue colocado en el cable correspondiente al polo negativo máquina. La salida de voltaje del sensor es recibida en una tarjeta de adquisición de datos DAQ (por sus siglas en inglés) enlazada a una computadora equipada con el software LabView® y procesada mediante un programa como el que se muestra en la Figura 3.2.



**Figura 3. 2** Programa para adquirir y acondicionar la señal proveniente del sensor de efecto Hall.

### 3.5 Medición de temperatura

Para la medición de temperatura en la zona adyacente al cordón de soldadura se utilizaron termopares tipo K colocados sobre las placas de material IN718 en la disposición que muestra la Figura 3.3. La profundidad con respecto a la superficie de la placa fue de aproximadamente 0.5 mm. Los termopares fueron conectados a una tarjeta de adquisición modelo NI9213, la información obtenida fue procesada mediante un programa realizado en el software LabView. La velocidad de adquisición fue de 100 muestras por segundo. Los datos fueron tratados utilizando el software OriginPro 8 para realizar el trazo de los ciclos térmicos.

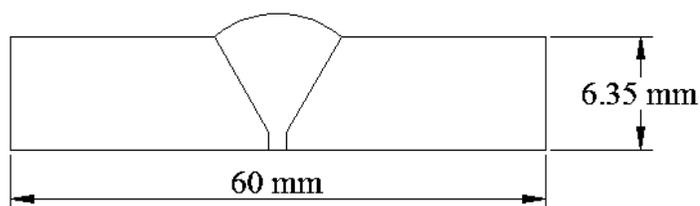


**Figura 3. 3** Disposición de los termopares en la placa de material base IN718.

### 3.6 Caracterización microestructural y mecánica de las uniones soldadas

#### 3.6.1 Caracterización por microscopía óptica

Para caracterizar las uniones soldadas se cortaron probetas en forma transversal a la soldadura como la mostrada en la Figura 3.4 y de igual manera que el material base, fueron preparadas utilizando técnicas de metalografía estándar, para finalmente ser observadas en el banco metalográfico.



**Figura 3. 4** Probeta utilizada para la caracterización metalográfica.

#### 3.6.2 Caracterización por microscopía electrónica de barrido (MEB)

Se realizó la caracterización de las fracturas de las probetas ensayadas a tensión y por impacto con la finalidad de analizar el tipo y morfología de las mismas y correlacionarlas con el tipo de microestructura, también se observó la microestructura y se hizo el análisis de composición de

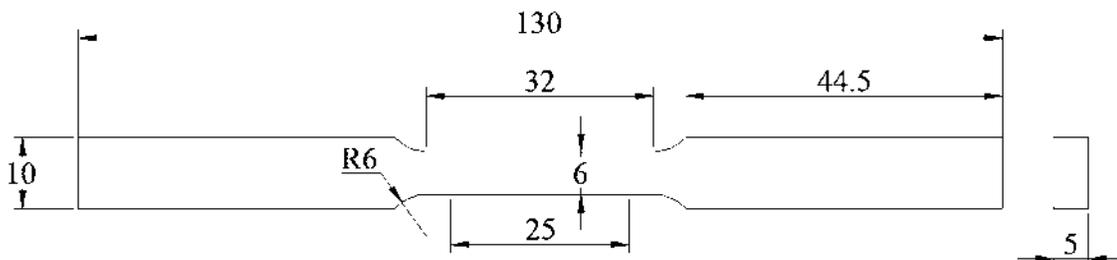
algunas soldaduras y material base, para ello se utilizó un microscopio JEOL JSM-7600F en el modo de operación de electrones secundarios.

### 3.6.3 Difracción de rayos X

La identificación de fases presentes en la microestructura del cordón de soldadura y la ZAT del lado del IN718 se realizó utilizando análisis por difracción de rayos X utilizando radiación  $\text{Cu K}\alpha$  para  $2\theta$  de  $30^\circ$  a  $120^\circ$ , con un paso de  $0.02^\circ$  y 2 s en cada paso.

### 3.6.4 Ensayo mecánico de tensión

Para este ensayo se prepararon probetas de acuerdo a la norma ASTM E8M-16a [66] para especímenes de tamaño reducido con la forma y las dimensiones que describe la Figura 3.5.



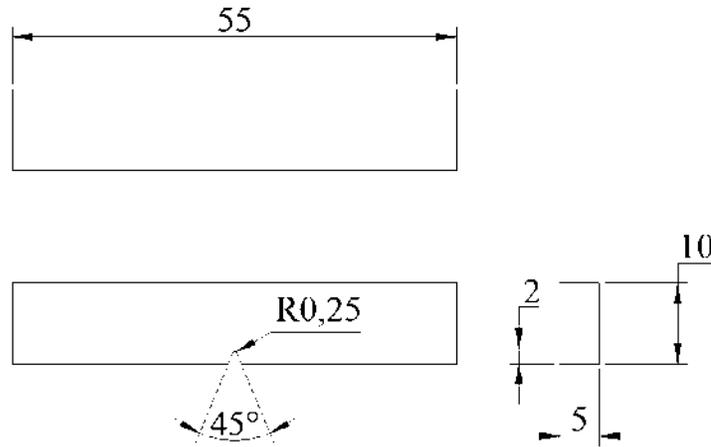
**Figura 3. 5** Probeta de tensión bajo la norma ASTM E8M-16a. Cotas en mm.

En este ensayo se utilizó una máquina universal Zwick/ Roell Z100 que posee una capacidad máxima de 100 kN. La velocidad de desplazamiento utilizada fue de  $1 \text{ mm min}^{-1}$ . Los datos del ensayo fueron capturados mediante una computadora que está incorporada al equipo y tratados posteriormente con un software. Para el cálculo del exponente de endurecimiento por deformación  $n$  y el coeficiente de resistencia  $H$  de la relación de Ramberg-Osgood [67] se siguieron las recomendaciones de la norma ASTM 646-16 [68].

### 3.6.5 Ensayo de impacto

Para realizar este ensayo se maquinaron probetas que incluían el cordón de soldadura así como de ambos materiales base. La geometría de las probetas es de acuerdo a la norma ASTM E23-16b [69] (para ensayo Charpy) como lo muestra la Figura 3.6. Las probetas fueron obtenidas de la sección transversal a la dirección de soldadura y del material base. Se utilizó un péndulo instrumentado que

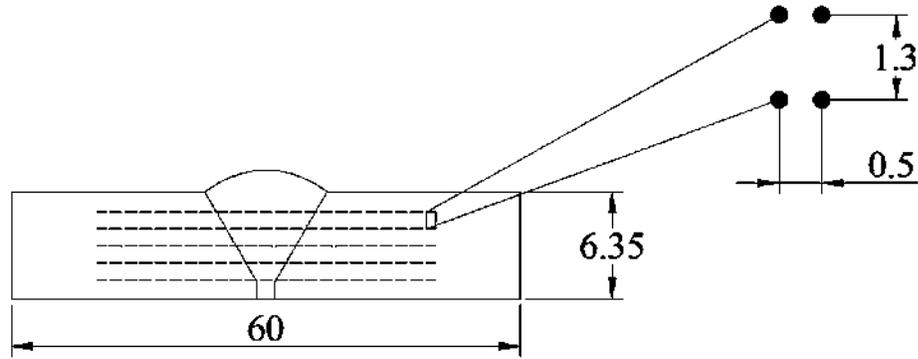
obtiene los datos por medio de una tarjeta de adquisición acoplada a una computadora, la frecuencia de adquisición fue de 50000 muestras por segundo, los datos fueron procesados de acuerdo a la norma ASTM E2298-18 para ensayos de impacto con péndulos instrumentados [70].



**Figura 3. 6** Probeta para ensayo de impacto bajo norma ASTM E23-16b, unidades en mm.

### 3.6.6 Ensayo de microdureza

El ensayo se realizó utilizando un microdurómetro Vickers, se hicieron perfiles de barrido como lo muestra la Figura 3.7, la separación entre cada indentación fue de 500  $\mu\text{m}$  y la longitud del perfil fue de 20 mm aproximadamente a cada lado del centro del cordón de soldadura, la separación entre cada perfil fue de 1.3 mm, la carga aplicada fue de 1 kg durante 15 s. Las probetas con las que se trabajó fueron sometidas a desbaste con lijas de SiC de granulometría 180 a 1500, después pulidas con pastas de diamante de 3 y 6  $\mu\text{m}$  y finalmente sumergidas parcialmente en una solución de 67% HCl + 33% HNO<sub>3</sub> para el IN718, y CuCl<sub>2</sub> (2g) + 40% HCl + 60% C<sub>2</sub>H<sub>5</sub>OH en el caso del AL6XN para revelar la microestructura.



**Figura 3. 7** Representación esquemática de la zona donde se midieron los perfiles de microdureza, unidades en mm.

### 3.6.8 Simulación por elemento finito de la fuente de calor en movimiento para la soldadura

Se realizó un modelo por medio del elemento finito para determinar el comportamiento térmico de la soldadura. El modelo considera una fuente de calor con una distribución gaussiana en la superficie [71] de acuerdo a la siguiente ecuación:

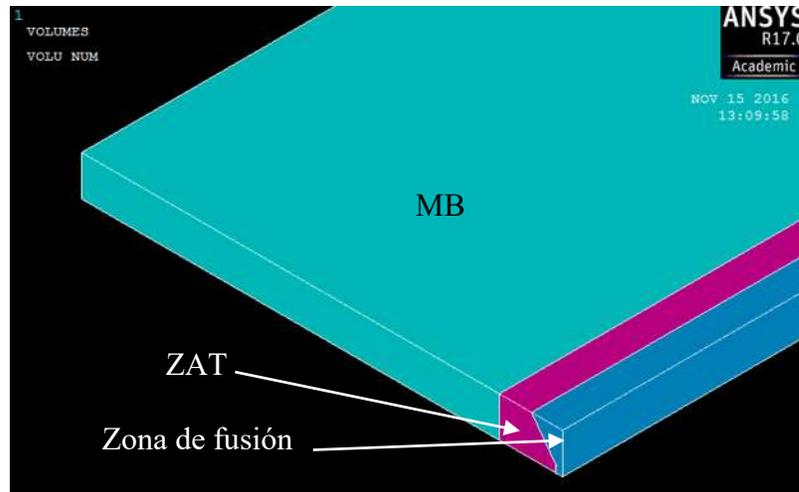
$$q = \frac{3Q}{\pi a_e^2} \exp\left[\frac{r_c^2}{-a_e^2/3}\right] \quad (3.1)$$

Donde  $q$  es la densidad de potencia,  $Q$  el calor transferido de la fuente de calor a la pieza,  $r_c$  es la distancia medida desde el centro de la fuente de calor y  $a_e$  es el radio efectivo de la fuente de calor. En este caso  $Q= 7227$  W considerando una eficiencia térmica  $\eta=0.7$ . La placa comienza a enfriarse siguiendo la ley de enfriamiento de Newton una vez que la fuente de calor ha concluido su paso. El coeficiente de convección utilizado en la simulación para las áreas que se encuentran en contacto solo con el aire,  $h=35$  W m<sup>-2</sup> K<sup>-1</sup>, fue obtenido de la literatura para casos en los que también se realiza la soldadura de placas de IN718 [72, 73]. Debido a que la placa de trabajo se encuentra sobre una placa metálica de acero se da una pérdida de calor debido a la conducción entre ambas. Lo anterior puede ser aproximado utilizando un coeficiente de convección equivalente para el caso de dos placas separadas por una distancia  $\delta$ , cuando la placa superior se encuentra a una temperatura superior que la placa inferior de acuerdo a la **ecuación (3.2)** [74]. Bajo estas circunstancias el fluido de menor densidad se encuentra por encima del fluido de mayor densidad y por lo tanto no se producen las corrientes de convección, la transferencia será únicamente por conducción y  $Nu_\delta = 1$ .

$$q_w = h(T_1 - T_2) = Nu_\delta \frac{k}{\delta} (T_1 - T_2) \quad (3.2)$$

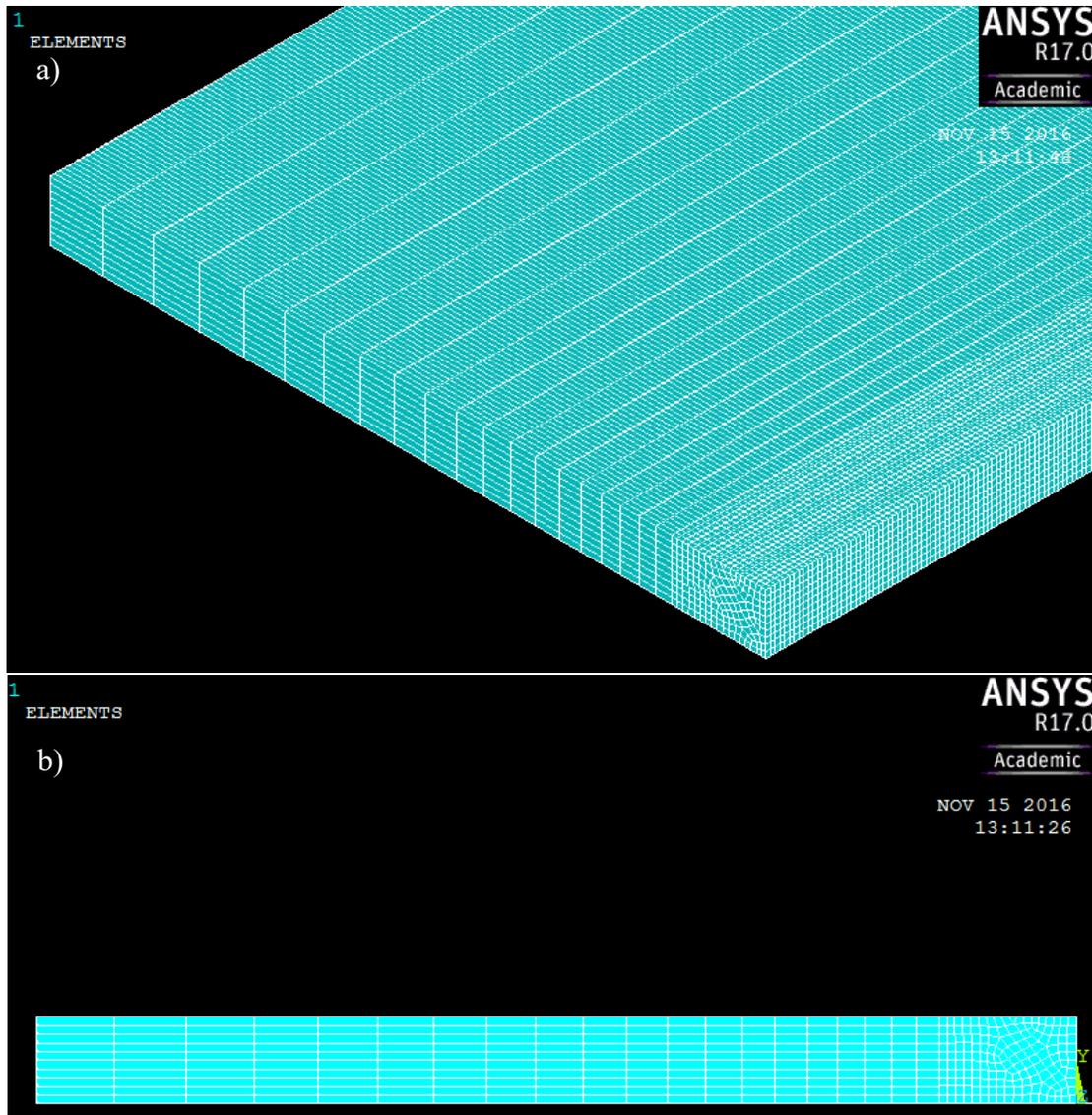
Donde  $k$  es el coeficiente de conducción del fluido entre las placas (aire en este caso),  $Nu_\delta$  es el número de Nusselt,  $\delta$  es la separación entre las placas,  $T_1$  y  $T_2$  son las temperaturas promedio de la placa de trabajo y la placa de respaldo, respectivamente [74]. Esta aproximación ha sido utilizada en modelos de transferencia de calor propuestos en otros trabajos relacionados con simulación de procesos de soldadura [75]. El coeficiente de convección equivalente calculado para las áreas que se encuentran entre las dos placas es de  $125 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$ , utilizando una  $\delta$  de aproximadamente 0.2 mm entre las placas, esto cumple con las directrices propuestas por Holman [74].

Para el modelo propuesto se utilizó la geometría que se muestra en la Figura 3.8. Se observa la presencia de tres volúmenes distintos que mediante el comando VGLUE del software ANSYS se agrupan y se comportan como un solo volumen. Los volúmenes representan la zona de fusión, la ZAT y el resto del material base. Para el modelo propuesto, los elementos que conforman el volumen que representa a la zona de fusión (ZF) se encuentran activos en toda la simulación, esta técnica se conoce como elementos quietos. Existe otra técnica en la cual los elementos se encuentran inactivos hasta un momento en específico en el cual son activados y comienzan a formar parte del sistema de ecuaciones [73]. Ambas técnicas son apropiadas para el modelado de un proceso de soldadura debido a que muestran resultados similares y apegados a los resultados obtenidos experimentalmente, como lo muestra el trabajo de Lindgren y colaboradores [76] en una simulación de una soldadura multipasos.



**Figura 3. 8** Geometría utilizada para el modelado de la distribución de temperaturas durante el proceso de soldadura.

La utilización de un mallado correcto es importante debido a que se hace un uso eficiente del poder de cómputo en las áreas de interés. Teniendo en cuenta lo anterior se hizo un refinamiento de la malla en los volúmenes correspondientes a la ZAT y a la ZF. El tamaño de los elementos fue de  $0.54 \times 0.5 \times 0.635$  mm aproximadamente con algunas variaciones debido a que no en todas las posiciones los elementos eran prismas rectangulares regulares ya que en algunos casos la forma de los elementos se adapta a la geometría del volumen. A medida que la distancia aumenta con respecto a la zona relevante para el estudio es deseable tener elementos de mayor tamaño para ahorrar recursos computacionales. Esto se logra mediante la relación de aspecto la cual sirve para aumentar el tamaño de los elementos, de tal manera que las dimensiones (en el eje X) del último elemento tienen una relación de 0.3 con respecto al primero (Figura 3.9 a y b)



**Figura 3. 9** Mallado para la geometría usada en el modelado de la distribución de temperaturas durante el proceso de soldadura.

Para el modelo planteado se utilizó un elemento SOLID278, que de acuerdo al menú de ayuda del software ANSYS®, posee 8 nodos y un grado de libertad (temperatura en cada nodo), este elemento tiene la capacidad de conducir térmicamente en las tres dimensiones. Además, es posible aplicar cargas superficiales de flujo de calor o convección (no al mismo tiempo) y radiación, lo que lo hace idóneo para el estudio del problema. El modelado es de tipo transiente. Para simular el movimiento de la fuente de calor se aplicaron pasos de carga con un tiempo de permanencia de 0.125 segundos en cada elemento, al final de los cuales se elimina el flujo de calor, se avanza a la

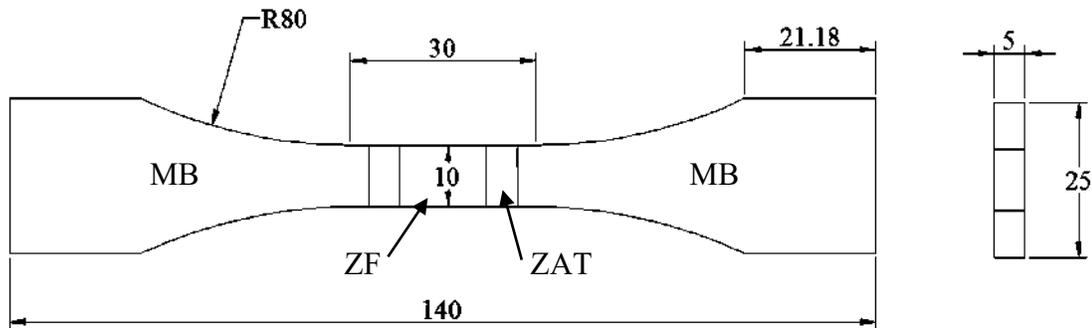
siguiente fila de elementos, se aplica nuevamente el flujo de calor y así sucesivamente. Debido a que no se puede utilizar un flujo de calor y convección al mismo tiempo, los elementos empiezan a disipar calor debido a la convección (con los coeficientes mencionados anteriormente) después de que han sido aplicados todos los pasos de carga correspondientes al aporte de calor hacia la pieza de trabajo. Las propiedades termo-físicas del material que se deben introducir al modelo de simulación para realizar el análisis correspondiente son: densidad, calor específico y coeficiente de conducción de calor, todas ellas a diversas temperaturas obtenidas de la literatura [77, 78] como se muestra en la Tabla 3.3. Debido a que el modelo físico posee simetría geométrica y las propiedades termofísicas de las aleaciones son las mismas en el caso de la unión IN718-IN718, únicamente se utiliza la mitad del modelo. Debido a que se utiliza una licencia tipo académica con restricciones en el número de elementos permitidos no se realizó la simulación del modelo disímil completo.

**Tabla 3. 3** Propiedades termofísicas de los materiales base IN718 [78] y AL6XN [77].

IN718				AL6XN			
Temp. K	Densidad kg m <sup>-3</sup>	Cp J K <sup>-1</sup> kg <sup>-1</sup>	$\lambda$ W m <sup>-1</sup> K <sup>-1</sup>	Temp. K	Densidad kg m <sup>-3</sup>	Cp J K <sup>-1</sup> kg <sup>-1</sup>	$\lambda$ W m <sup>-1</sup> K <sup>-1</sup>
373	8160	455	10.8	373	8006	492	12.84
473	8118	479	12.9	473	8006	514	15.1
573	8079	497	15.2	573	8006	536	17.24
673	8040	515	17.4	673	8006	557	19.23
773	8001	527	18.7	773	8006	578	21.1
873	7962	558	20.8	873	8006	610	22.8
973	7925	568	21.9	973	8006	622	24.4
1073	7884	680	26.9	1073	8006	633	25.8
1173	7845	640	25.8	1173	8006	642	27.07
1273	7806	620	26.7	1273	8006	651	28.23
1373	7767	640	28.3	1373	8006	660	29.24
1443	7727	650	29.3	1473	8006	668	30.11
1609	7400	720	29.6	1573	8006	676	31.33

### 3.6.9 Ensayo de resistencia a la fatiga

Para realizar estos ensayos, se maquinaron probetas que incluían la ZAT y el cordón de soldadura así como ambos materiales base. La geometría de las probetas fue de acuerdo a la norma ASTM E466-15 [79] y sus dimensiones se presentan en la Figura 3.10. La relación de carga utilizada fue de  $R = -1$  y los ciclos de carga siguieron la forma de una onda sinusoidal con una frecuencia de 10 Hz, la temperatura y humedad promedio fueron de 25 °C y 52%, respectivamente. El nivel de esfuerzo empleado, se seleccionó tomando en cuenta los resultados obtenidos de los ensayos de tensión. El esfuerzo máximo de ensayo fue de aproximadamente 80% del valor del esfuerzo de fluencia y se fue disminuyendo de acuerdo a la Tabla 3.4. Los materiales base IN718 y AL6XN fueron utilizados en condiciones de endurecido y recocido, respectivamente. Las uniones disímiles fueron utilizadas en condición tal como se obtienen después de la soldadura. Las pruebas fueron realizadas en una máquina servo hidráulica para ensayos de fatiga modelo Landmark, marca MTS.



**Figura 3.10** Probeta para ensayos de resistencia a la fatiga bajo norma ASTM E466-15, unidades en mm.

**Tabla 3. 4** Niveles de esfuerzo utilizados en el ensayo de resistencia a la fatiga.

Probeta	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
$\sigma$ , MPa Disímil	320	300	295	290	285	255	250	220	150	140
$F_{max}$ , kN	16.7	15.8	14.2	14.95	15.47	13.3	13.54	11.2	8.1	7.3
$F_{min}$ kN	-16.7	-15.8	-14.2	-14.95	-15.47	-13.3	-13.54	-11.2	-8.1	-7.3
$N_f$ , ciclos x 1000	10.1	386	309	407	541	325	340	326	1340	4500
$\sigma$ , MPa IN718 MBE*	640	570	550	500	475	450	400	375	330	275
$F_{max}$ , kN	47.37	42.56	40.96	37.02	36.12	31.6	30.35	27	23.28	20.08
$F_{min}$ kN	-47.37	-42.56	-40.96	-37.02	-36.12	-31.6	-30.35	-27	-23.28	-20.08
$N_f$ , ciclos x 1000	22.56	42.54	108.2	83.46	146.5	218.5	260.9	407	782	1765
$\sigma$ , MPa AL6XN MB	320	300	290	287.5	285	275	250	240	225	200
$F_{max}$ , kN	20.89	19.72	18.9	18.7	18.4	17.8	16.04	15.6	14.5	13.1
$F_{min}$ kN	-20.89	-19.72	-18.9	-18.7	18.4	-17.8	-16.04	-15.6	-14.5	-13.1
$N_f$ , ciclos x 1000	8.7	81.6	123.2	412.7	470	593.6	731.7	860	2130	2573

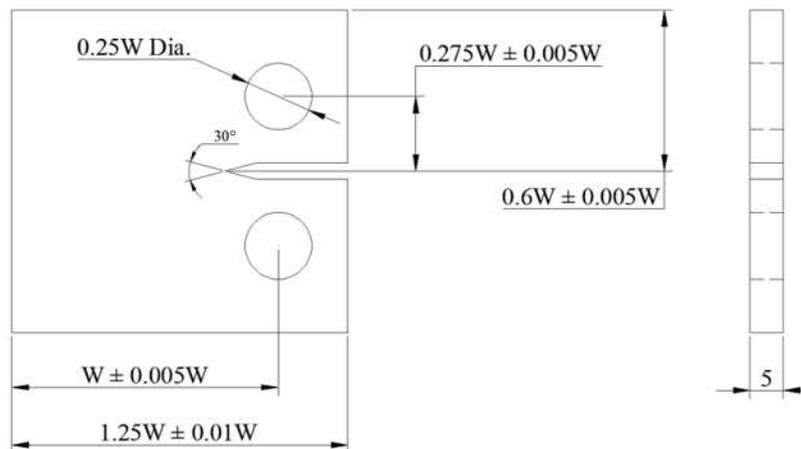
\*MBE: Material base en condición de endurecido

### 3.6.10 Correlación de imágenes

Se utilizó la técnica de correlación de imágenes para corroborar la deformación sufrida por las probetas de resistencia a la fatiga, para ello se tomaron fotografías de la probeta sin carga, con carga máxima en tensión y con carga máxima en compresión con una cámara Nikon D5300 y posteriormente se procesaron utilizando el software GOM-Correlate (versión libre).

### 3.6.11 Ensayo de crecimiento de grieta por fatiga

Para el ensayo de crecimiento de grieta se obtuvieron muestras que incluían ambos materiales base y el cordón de soldadura, tales probetas fueron maquinadas con la geometría mostrada en la Figura 3.11 de acuerdo a la norma ASTM E647-15e1 [80] (espécimen compacto,  $W = 40$ ), se utilizó una relación de carga de  $R = 0.1$  y una frecuencia igual a la utilizada en el ensayo de resistencia a la fatiga, 10 Hz. Utilizando un  $\Delta P = 12$  kN ( $\Delta K = 56$  MPa m<sup>1/2</sup>), se generó una pre-grieta de 1 mm, posteriormente la grieta se propagó con un  $\Delta P = 7$  kN ( $\Delta K = 32$  MPa m<sup>1/2</sup>) hasta una longitud de aproximadamente 18 mm, lo cual corresponde a un valor de  $\sim \alpha = a/W \sim 0.45$ . Los valores de  $\Delta K$  para el pre-agrietamiento fueron seleccionados tomando en cuenta la tenacidad a la fractura de 120 -170 MPa m<sup>1/2</sup> [22] y 300 a 450 MPa m<sup>1/2</sup> [81] para el IN718 y el AL6XN, respectivamente, de tal manera que la pre-grieta pudiera ser generada en un numero razonable de ciclos. La longitud de la grieta fue medida utilizando un microscopio portátil acoplado a la máquina de fatiga, el microscopio tiene una regla graduada en el lente ocular con una resolución de 0.01 mm. Las pruebas fueron realizadas en una máquina servo hidráulica para ensayos de fatiga modelo Landmark, marca MTS.

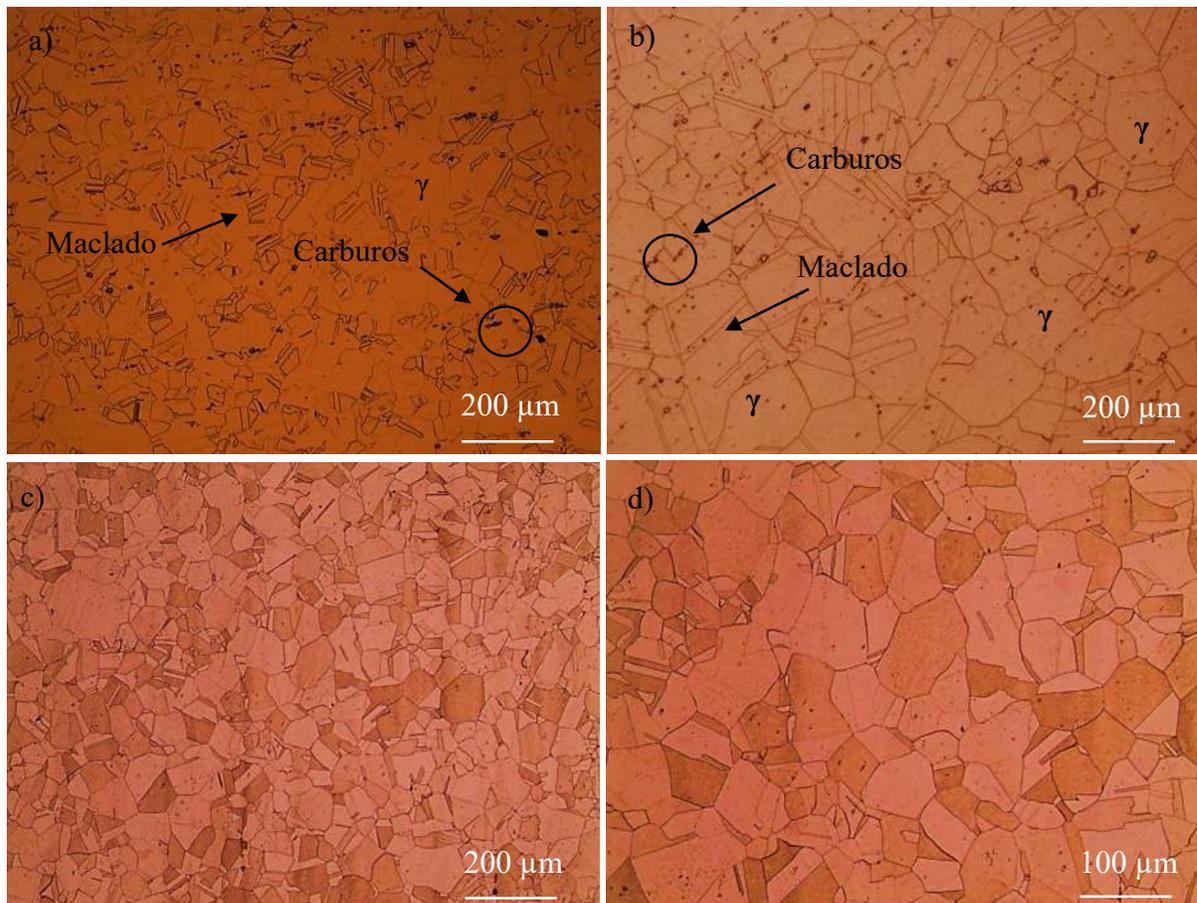


**Figura 3.11** Probeta para crecimiento de grieta bajo norma ASTM E647-15e1 ( $W=40$  mm).

## CAPÍTULO 4. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

### 4.1 Microestructura del metal base

En la Figura 4.1 se ilustra el tipo de microestructura del IN718 en la condición tal como se recibió (Figura 4.1a) y después de ser sometido a un tratamiento de endurecido (Figura 4.1b). Se puede apreciar la matriz austenítica con granos equiaxiados y presencia de algunas maclas. Se observan únicamente precipitados aislados, esto debido a que el material se provee en condición de recocido lo que promueve la distribución homogénea de los componentes de la aleación aunque no completamente, pues como se observa existe la presencia de carburos.

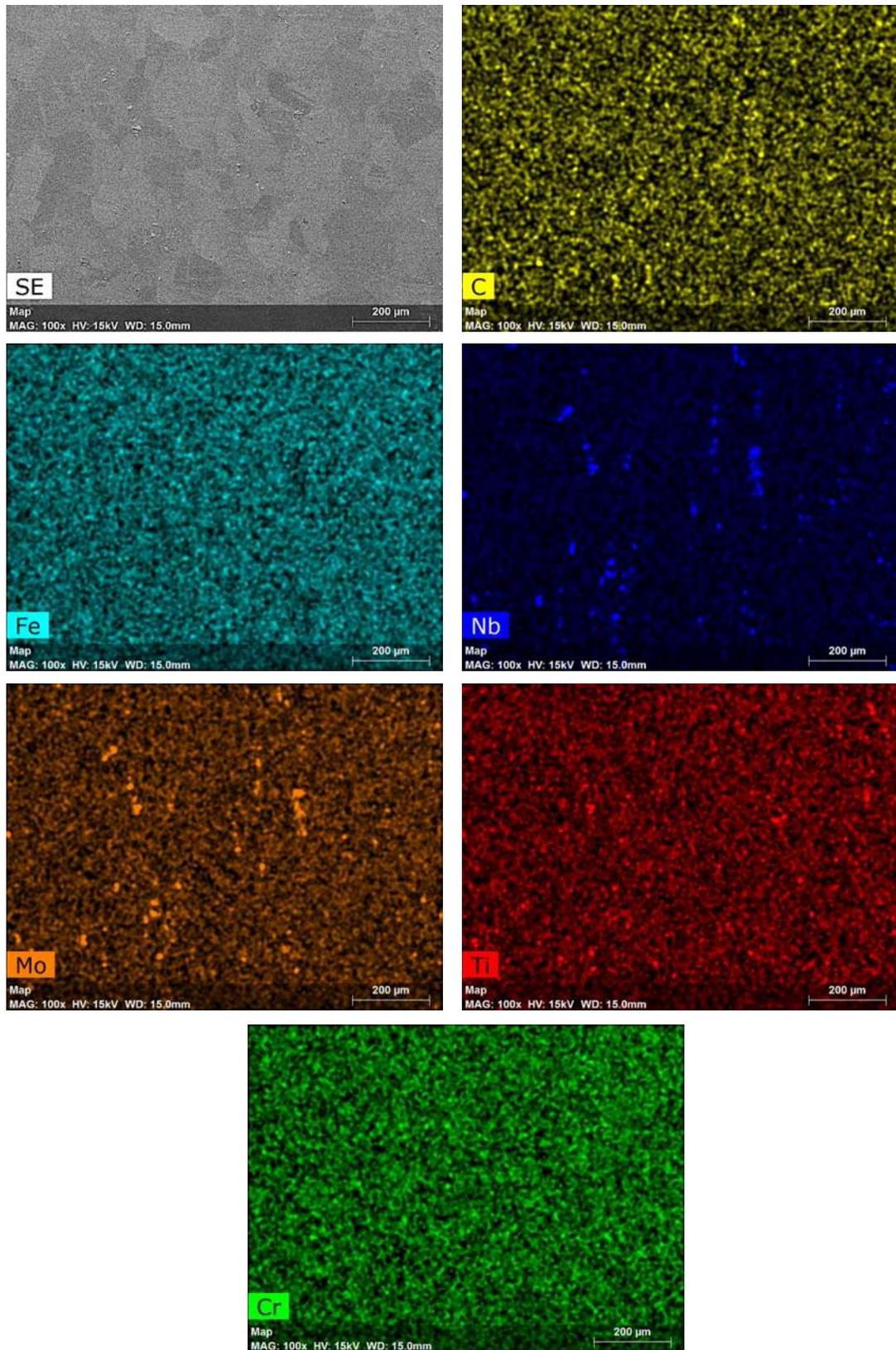


**Figura 4. 1** Microestructura de los materiales base; a) IN718 tal como se recibe, b) IN718 endurecido por precipitación y c) y d) AL6XN.

La Figura 4.1c) muestra la microestructura característica del material base AL6XN, de igual manera que con el IN718 presenta una matriz austenítica conformada por granos equiaxiados,

también se observan algunas maclas que pueden tener su origen en el conformado mecánico o ser maclas de recocido, estas últimas son muy comunes en materiales cuya estructura cristalográfica es del tipo FCC [82].

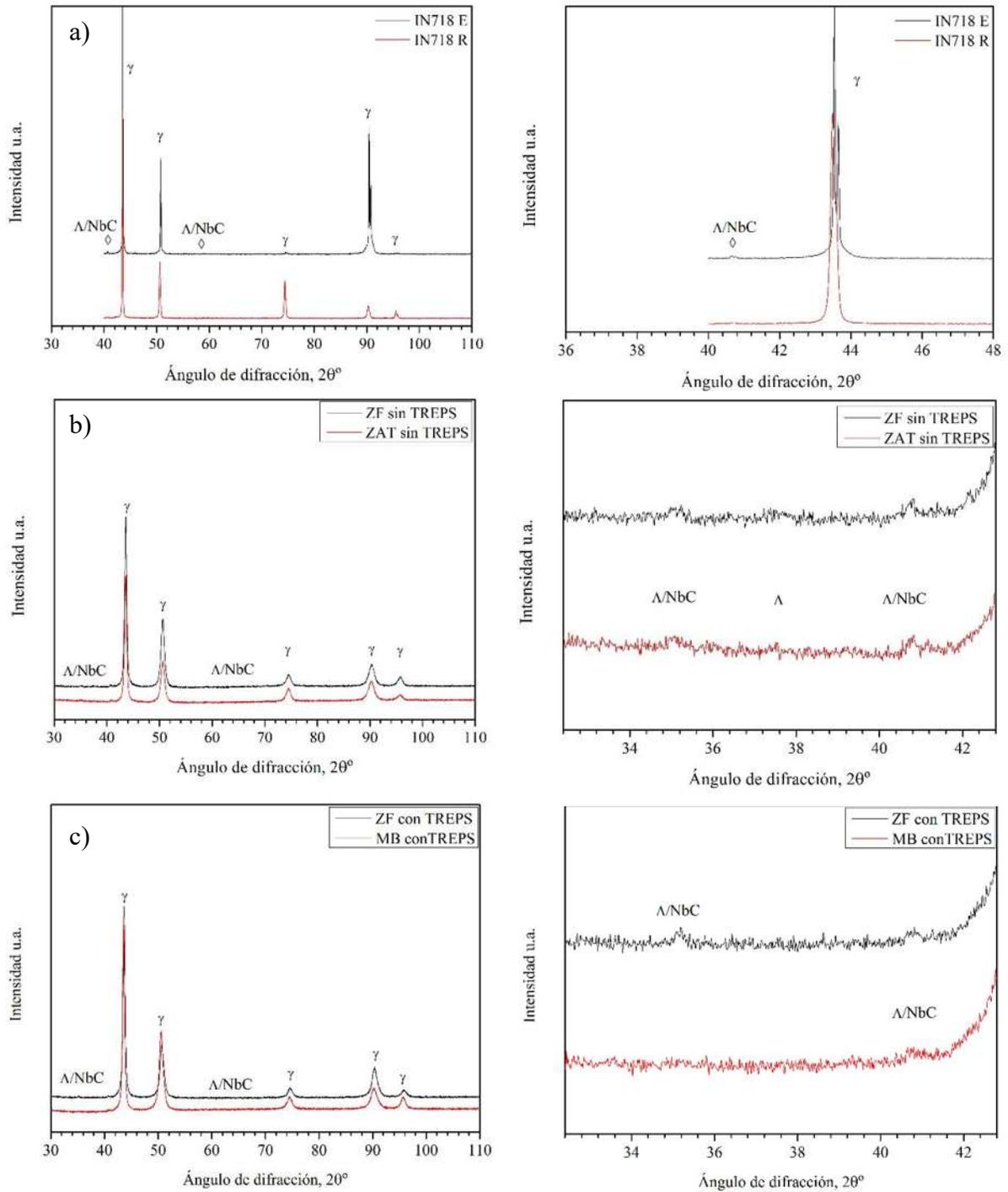
En ambas muestras de IN718 se observa la presencia de precipitados que pueden ser del tipo MC (donde M puede ser Ti y Nb), MoC y M<sub>6</sub>C (donde M puede ser Fe, Cr, Mo, W y Nb), esta aseveración se basa en los resultados obtenidos en los mapeos de composición mostrados en la Figura 4.2 donde es evidente la presencia de estos elementos en ciertos puntos localizados. La presencia de estas fases secundarias se debe a que tanto el niobio como el molibdeno tienden a segregarse durante la solidificación [1]. No se descarta que algunos de estos precipitados sean la fase Laves, debido a que la matriz austenítica contiene hierro y la presencia de este elemento está relacionada con la tendencia a la formación de dicha fase secundaria [37-39].



**Figura 4. 2** Mapeo de concentración elemental del material base IN718 endurecido.

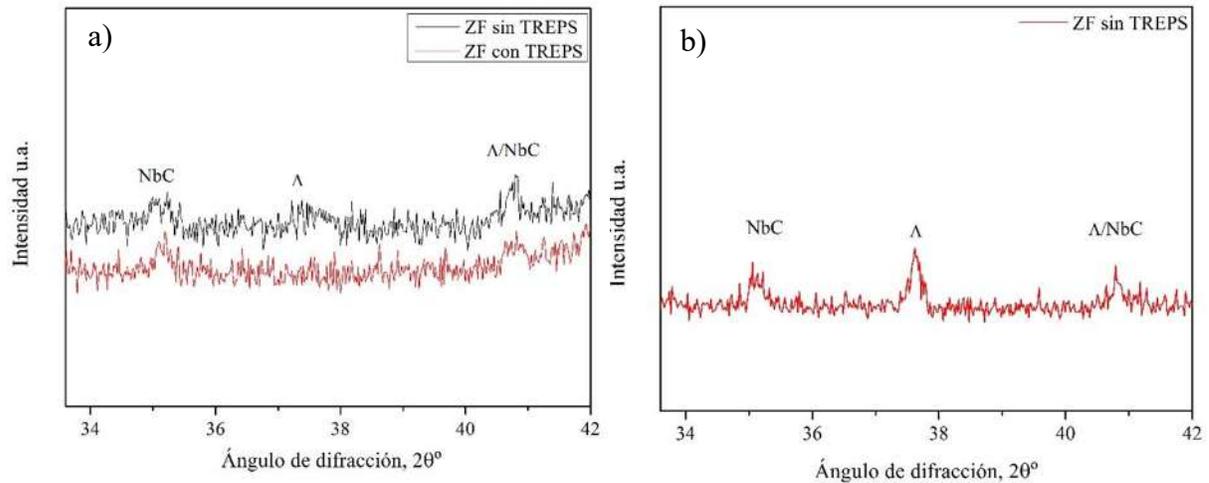
## 4.2 Difracción de rayos X

Los resultados del análisis por difracción de rayos X se muestran en la Figura 4.3. Los picos principales corresponden a la matriz austenítica  $\gamma$  con estructura cristalina FCC.



**Figura 4.3** Difractogramas; a) IN718 MB en condiciones de recocido (R) y endurecido (E), b) ZF y ZAT lado IN718 sin TREPS, c) ZF y MB lado IN718 con TREPS.

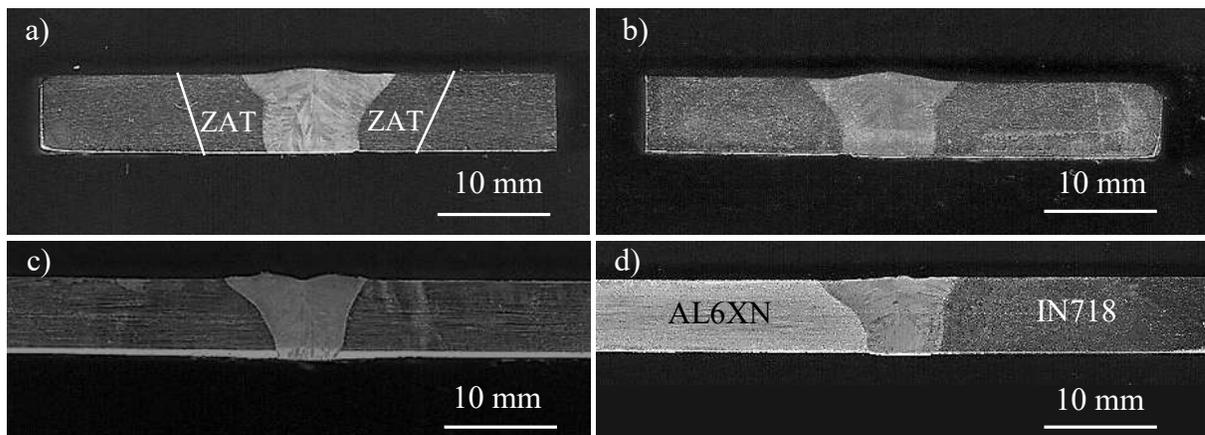
Los picos más pequeños correspondientes a los valores de  $37.36^\circ$  y  $40.68^\circ$ , así como  $34.73^\circ$  y  $40.32^\circ$  pertenecen a las fases secundarias Laves ( $\Lambda$ ) y NbC, respectivamente, tal como lo encontrado en otros trabajos con IN718 [83, 84]. Como es posible observar, disminuye la intensidad de los picos correspondientes a las fases secundarias en las uniones soldadas que fueron sometidas a un TREPS en comparación con las uniones que no son sometidas a este tratamiento (Figuras 4.3b) y c) y Figura 4.4a) a detalle), la mayor presencia de estas fases en la zona de fusión explica la razón por la cual la falla durante el ensayo de tensión se presentó en esta región, un comportamiento similar fue encontrado por Hirose y colaboradores [5]. La Figura 4.4b) muestra el difractograma de la zona de fusión en una muestra sin TREPS, mediante la técnica de microdifracción es posible observar de manera más definida los picos correspondientes a las fases Laves y NbC.



**Figura 4. 4** a) Patrones de difracción de rayos-X de la zona de fusión de las muestras soldadas sin TREPS y con TREPS y b) perfil de la ZF sin TREPS con técnica de microdifracción.

### 4.3 Macrográficas de los perfiles de soldadura IN718-IN718, AL6XN-AL6XN e IN718-AL6XN

En la Figura 4.5 se ilustran los perfiles de los cordones de soldadura depositados en las juntas de material base IN718 y AL6XN utilizadas en el presente trabajo. Como se puede observar existe una penetración total de la soldadura, no existen faltas de fusión lateral, la geometría del perfil de soldadura en la parte superior no es excesiva y no hay escurrimientos en la raíz, inclusiones visibles o salpicaduras. No hubo distorsión debido a que las placas fueron restringidas en los extremos. La Figura 4.5c) muestra el cordón de soldadura de AL6XN-AL6XN, de igual manera no se observan defectos como los descritos anteriormente a excepción de un ligero abatimiento de la sobremonta, esto debido a que la muestra utilizada para la macrografía fue tomada de un extremo de la placa, lugar cercano a donde se extingue el arco eléctrico y se produce un aplanamiento de la pileta líquida debido al post flujo de gas que se da en ausencia del arco eléctrico; el resto de la placa no presentaba este par de defectos. En la Figura 4.5c) y d) es evidente que el ancho del cordón de soldadura es menor debido a que el rango de temperaturas de fusión del AL6XN es superior al del IN718, por lo tanto hay una menor dilución del material de aporte con el AL6XN.



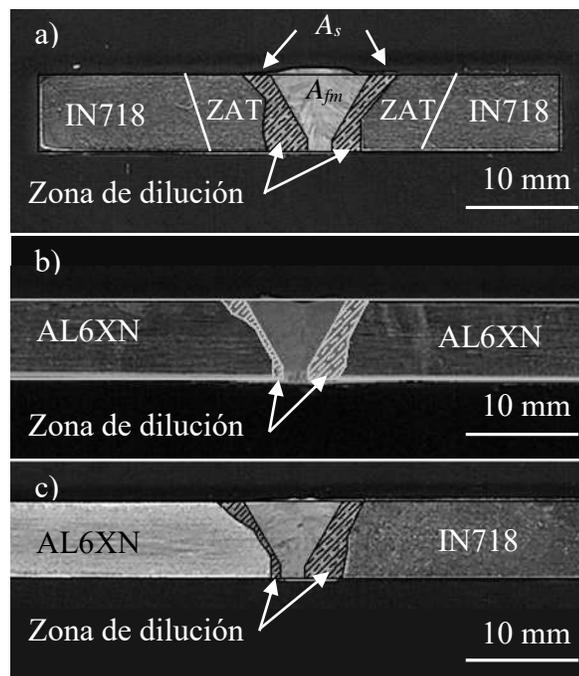
**Figura 4. 5** a) Unión IN718-IN718 sin TREPS, b) unión IN718-IN718 con TREPS, c) unión AL6XN-AL6XN y d) unión disímil AL6XN-IN718.

#### 4.3.1 Dilución de las uniones soldadas IN718-IN718, AL6XN-AL6XN e IN718-AL6XN

La Figura 4.6 ilustra los perfiles de soldadura a partir de los cuales se calculó el porcentaje de dilución mediante la ecuación 4.1

$$\% \text{ dilución} = \frac{A_s}{A_s + A_{fm}} \quad (4.1)$$

En la que  $A_s$  corresponde al área de la sección transversal de sustrato fundido y  $A_{fm}$  es el área de la sección transversal del material de aporte depositado [85]. En la Tabla 4.1 se muestran los resultados para cada una de las uniones soldadas.



**Figura 4. 6** Macrografías de los perfiles de soldadura con representación esquemática de la zona de dilución para las uniones; a) IN718-IN718, b) AL6XN-AL6XN y c) IN718-AL6XN.

**Tabla 4. 1** Dimensiones de las diferentes áreas del cordón de soldadura y porcentaje de dilución para las diferentes uniones soldadas.

Unión soldada	$A_s$ , mm <sup>2</sup>	$A_{fm}$ , mm <sup>2</sup>	% dilución
IN718-IN718	28.53	32.1	47
AL6XN-AL6XN	18.81	29.2	39
IN718-AL6XN	21.15	31.73	40 total
			$\frac{\text{AL6XN}}{\text{IN718}}$ $\frac{11}{29}$

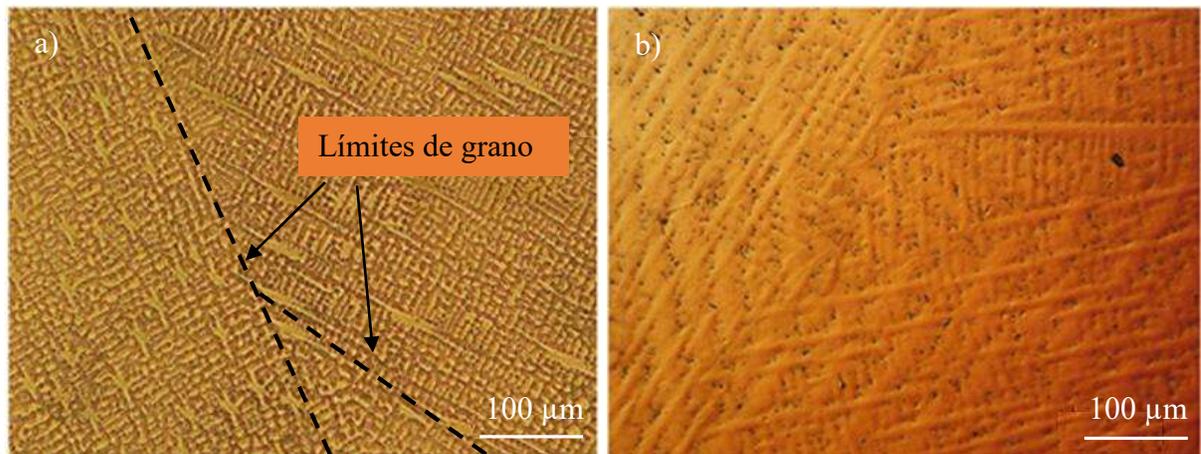
Como se puede observar, las áreas de dilución son más pequeñas en el AL6XN, lo cual puede relacionarse con el hecho de que se requiere más energía por unidad de masa para fundir este material en comparación con el IN718. En el caso del IN718 se requieren 971.74 J/g y para el AL6XN son necesarios 1089.4 J/g (ver **apéndice 7.1**).

#### 4.4 Características microestructurales de las uniones soldadas

##### 4.4.1 Microestructura de las uniones IN718-IN718 con y sin tratamiento de recuperación de endurecido post soldadura (TREPS)

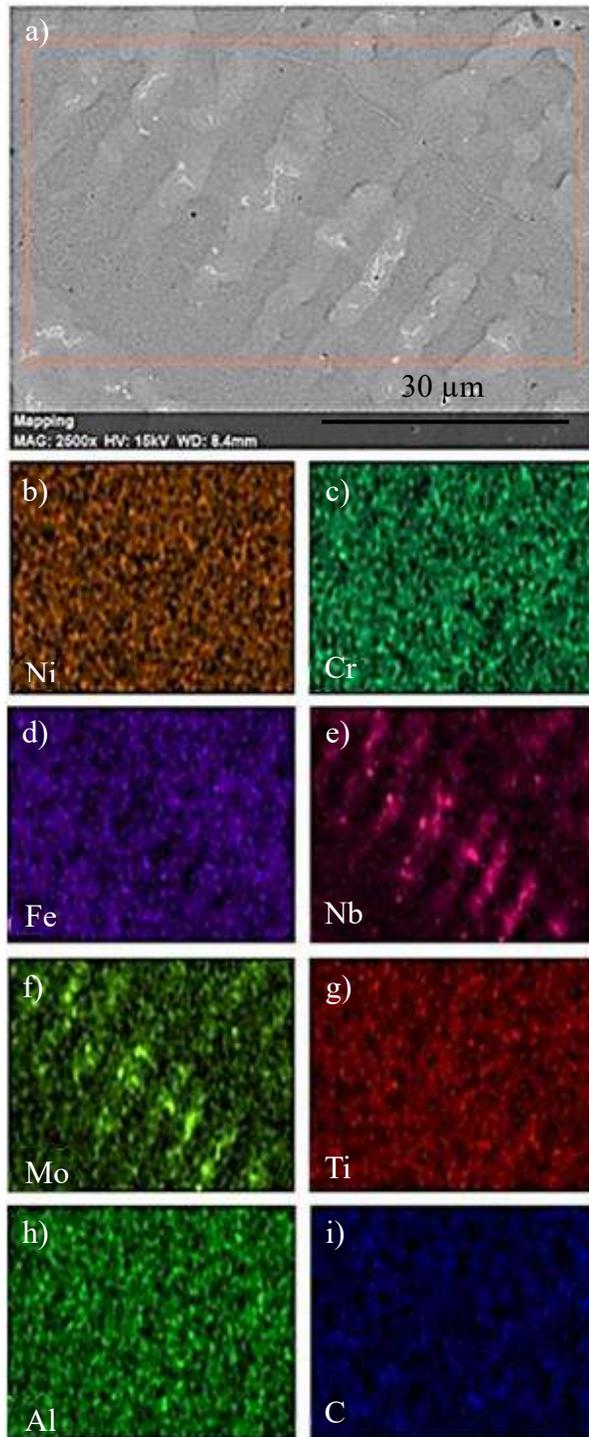
En la Figura 4.7 se observan las estructuras del cordón de soldadura de las uniones de IN718-IN718 utilizando el material de aporte ERNiFeCr-2. La Figura 4.7a) muestra las características microestructurales de la zona de fusión de las uniones realizadas con material base endurecido por precipitación y en la Figura 4.7b) se observa la microestructura de la unión que fue sometida a un tratamiento térmico post soldadura de endurecido para recuperar las propiedades mecánicas de las uniones. En ambos casos se aprecia una estructura de tipo columnar dendrítica. El cambio en la orientación en el crecimiento de las dendritas se debe a que al interior de la zona de soldadura éstas tienden a crecer de manera más favorable en ciertas direcciones ( $\langle 100 \rangle$  en el caso del IN718 que

posee una estructura cristalina tipo FCC) que en otras, este fenómeno se conoce como crecimiento columnar competitivo [86].



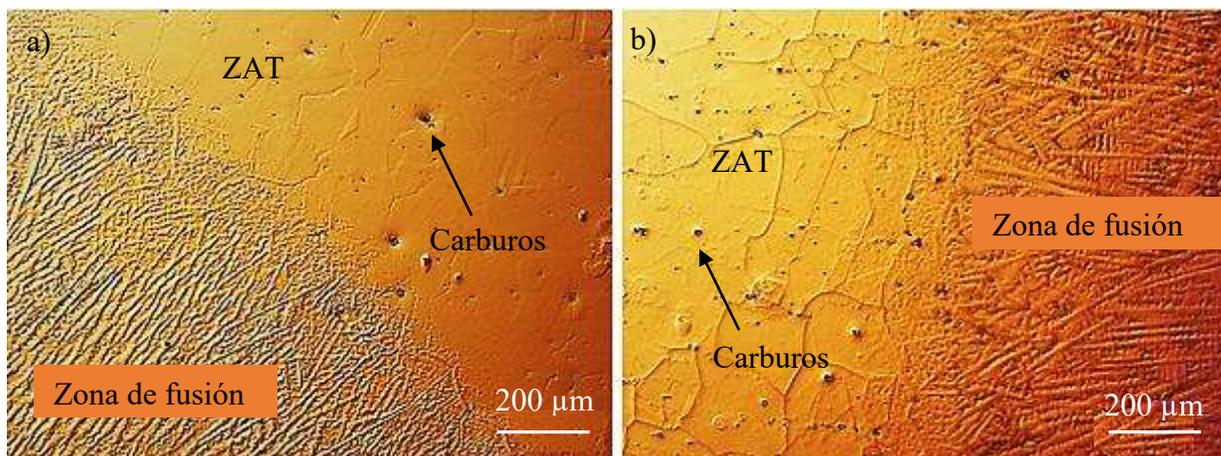
**Figura 4. 7** Microestructura del centro del cordón de soldadura; a) sin TREPS y b) con TREPS.

En la Figura 4.8 se observa una estructura columnar dendrítica del centro del cordón de soldadura a la cual se le realizó un mapeo de concentración elemental. El estudio mostró la presencia de los elementos Nb y Mo que segregan durante la solidificación hacia el líquido interdendrítico [87, 88]. Es un hecho conocido que a medida que aumenta el contenido de hierro en la matriz austenítica disminuye la solubilidad del Mo y el Nb con la consiguiente reducción del valor del coeficiente de partición,  $k$ , debido a esto la segregación de estos elementos se incrementa [1].



**Figura 4. 8** Mapeo de concentración elemental en el cordón de soldadura de la muestra soldada IN718-IN718 sin TREPS.

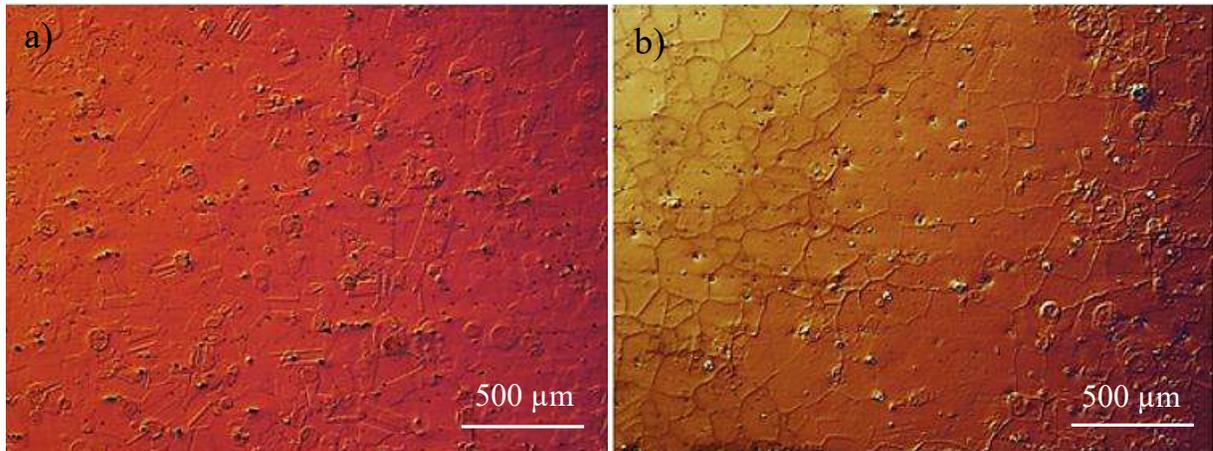
Las micrografías por microscopía óptica de las Figuras 4.9 exhiben la morfología de la zona de fusión para las soldaduras de IN718. Las Figura 4.9a) y b) corresponden a la microestructura cuando se utilizó material base endurecido sin TREPS y la microestructura de la muestra sometida a un tratamiento térmico post soldadura de endurecido, respectivamente. Ambas microestructuras presentan un tipo de crecimiento epitaxial, es decir las dendritas crecen en una dirección desde cada grano parcialmente fundido y esta dirección varía de un grano a otro [89]. En ZAT se observa un aumento de la presencia de fases secundarias que de acuerdo a los mapeos de concentración de elementos y EDS muestran que pueden ser carburos de Nb, Ti y Mo. El aumento en la presencia de carburos en la ZAT puede deberse a que el C tiene una fuerte tendencia a segregarse durante la solidificación y una elevada difusividad en estado sólido en una matriz austenítica base níquel. Por lo tanto se concluye que puede difundir fácilmente hacia la ZAT y reaccionar con los elementos ahí presentes formando carburos adicionales a los que ya se encontraban en el material [1].



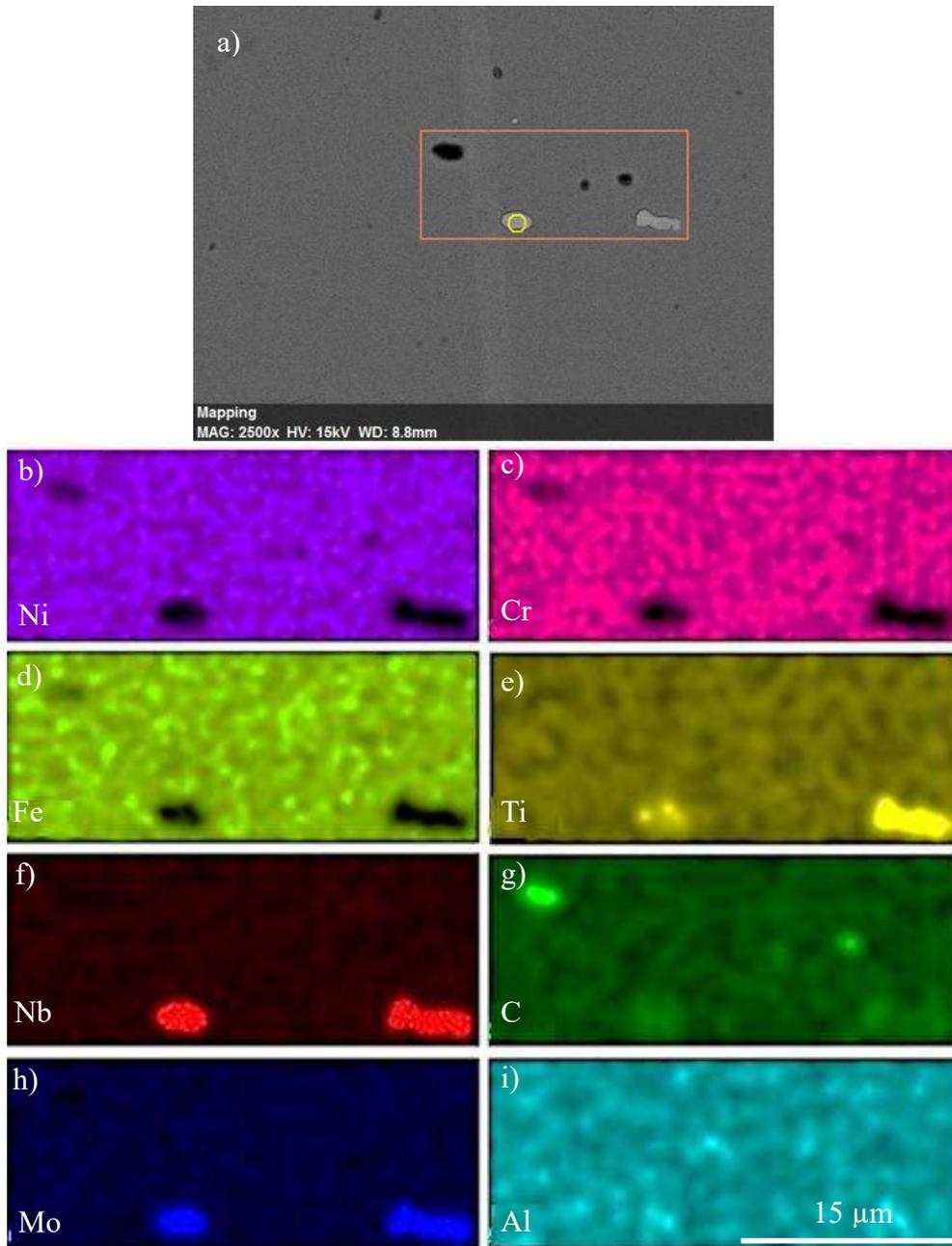
**Figura 4. 9** Microestructura del límite de fusión; a) IN718 sin TREPS y b) IN718 con TREPS.

Por otra parte, la Figura 4.10 muestra la ZAT de las uniones soldadas de IN718. La Figura 4.10a) corresponde a la soldadura con material base endurecido y la Figura 4.10b) muestra la microestructura de la soldadura sometida a un tratamiento térmico post soldadura de endurecido. Tal como se describió anteriormente, se observa la numerosa presencia de precipitados. La Figura 4.11 muestra el mapeo elemental que confirma que estas fases secundarias son ricas en Mo, Nb, Ti y C, debido a esto y al espectro de composición mostrado en la Figura 4.12, así como la respectiva cuantificación de elementos mostrada en la Tabla 4.2 se infiere que los precipitados son carburos. A pesar de que la muestra que se ilustra en la Figura 4.10b) fue sometida a un tratamiento de

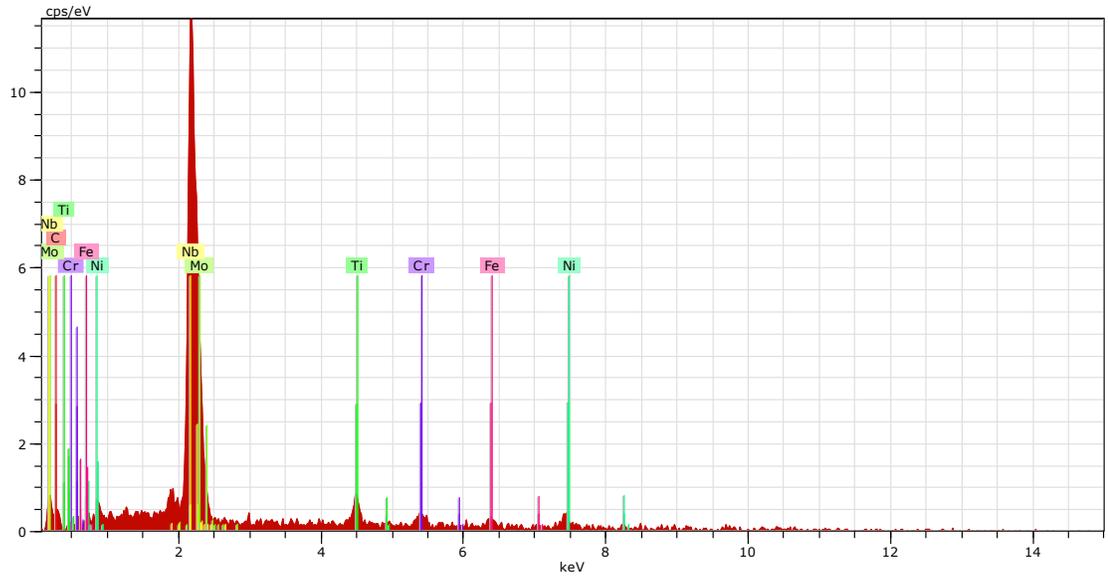
solubilizado a 1065 °C por una hora previo al tratamiento de endurecido, la cantidad de precipitados en la ZAT no disminuye notoriamente. Si bien el tratamiento de solubilizado logra disolver una parte de estos carburos, estos vuelven a precipitar debido al tratamiento de endurecido [7]. Por lo anterior únicamente se presenta un mapeo de concentración elemental pues los análisis practicados a las partículas presentes en ambas muestras arrojan resultados de composición similares.



**Figura 4. 10** Microestructura de la ZAT; a) IN718 sin TREPS y b) IN718 con TREPS.



**Figura 4. 11** Mapeo de concentración elemental de partículas encontradas en la ZAT de la soldadura IN718-IN718 con TREPS.



**Figura 4. 12** Espectro de composición de partícula encontrada en la ZAT de la junta soldada IN718-IN718.

**Tabla 4. 2** Cuantificación en porcentaje en peso y porcentaje atómico de partícula encontrada en la ZAT de la junta soldada IN718-IN718.

Elemento	Nb	C	Ni	Ti	Fe	Cr	Mo
% peso	68.52	11.62	7.89	5.43	2.97	2.62	0.94
% atómico	35.69	46.82	6.51	5.49	2.57	2.44	0.47

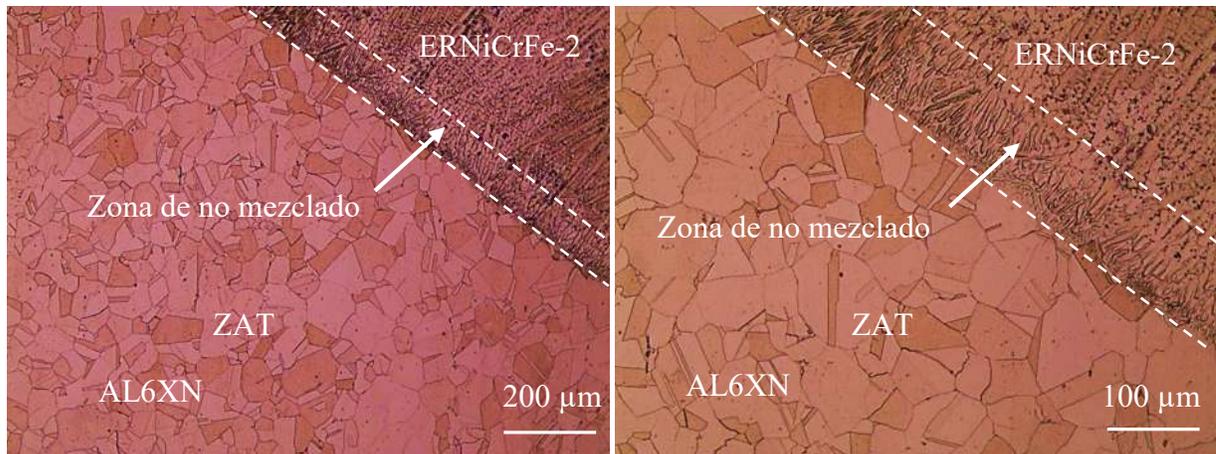
#### 4.4.2 Microestructura de la unión soldada AL6XN-AL6XN

La Figura 4.13 muestra la microestructura del cordón de soldadura de la unión soldada AL6XN-AL6XN utilizando material de aporte ERFNiCr-2. De igual forma que con la unión soldada IN718-IN718 se presenta una estructura tipo dendrítica con cambios de dirección en el crecimiento de las mismas.



**Figura 4. 13** Microestructura del centro del cordón de soldadura de la unión AL6XN-AL6XN.

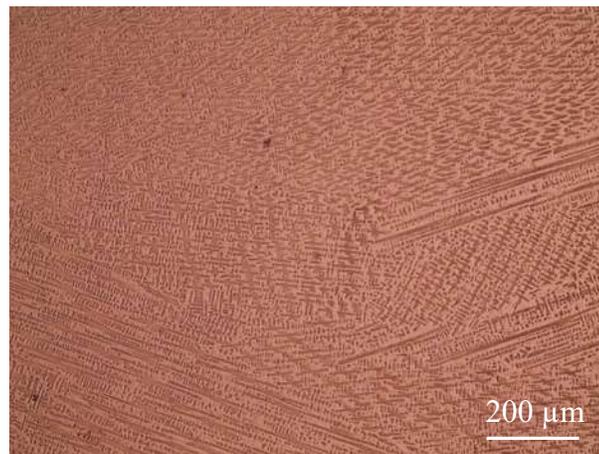
La Figura 4.14 muestra la morfología de la zona de fusión entre el material base de la unión AL6XN-AL6XN y el material de aporte ERNiFeCr-2. Como se puede notar existe una zona de no mezclado, esta zona se presenta debido a la diferencia en la composición y los rangos de temperaturas de fusión entre el material base y el material de aporte. En el presente caso, la aleación AL6XN tiene un punto de fusión superior al del material de aporte ERNiFeCr-2. Para el AL6XN la región de transformación de sólido a líquido está en el rango de 1320 °C a 1400 °C mientras que para el ERNiFeCr-2 es de 1260 °C-1336 °C. Este aspecto combinado con la composición química disímil de los materiales da como resultado que las corrientes de convección no generen un flujo adecuado para mezclar el material fundido en la interfase. Entre mayor sea la diferencia de composiciones y punto de fusión de los materiales, mayor será el ancho de esta zona [90].



**Figura 4. 14** Microestructura en la línea de fusión de la unión AL6XN- AL6XN utilizando material de aporte ERNiFeCr-2.

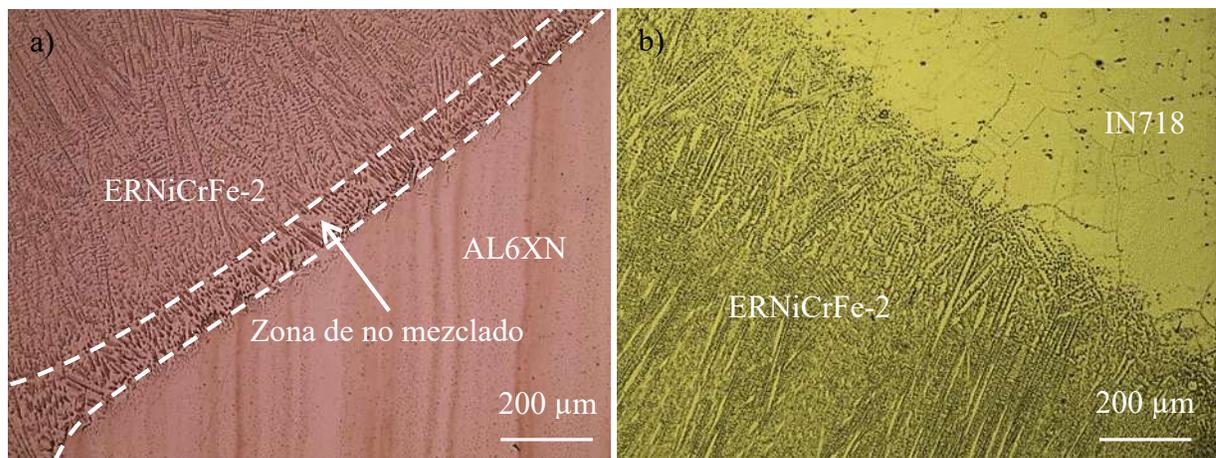
#### 4.4.3 Microestructura de las uniones IN718-AL6XN sin TREPS

La microestructura de la zona de fusión de la unión disímil IN718-AL6XN se muestra en la Figura 4.15, de manera similar a la microestructura que presentan las uniones similares presentadas en las secciones 4.4.1 y 4.4.2, se presenta un tipo de estructura columnar dendrítica gobernada por el fenómeno de crecimiento competitivo.

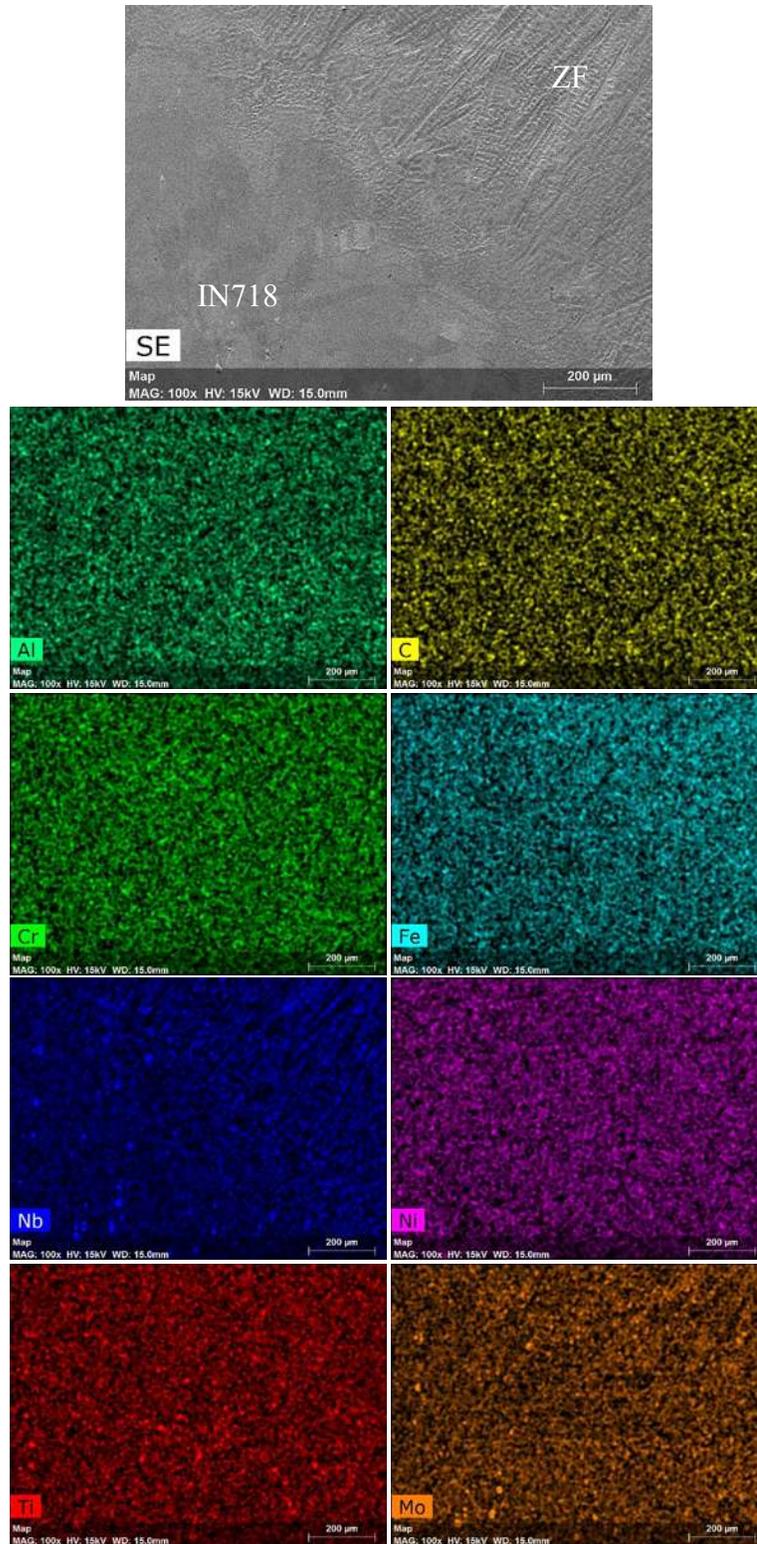


**Figura 4. 15** Microestructura del centro del cordón de soldadura de la unión disímil IN718-AL6XN.

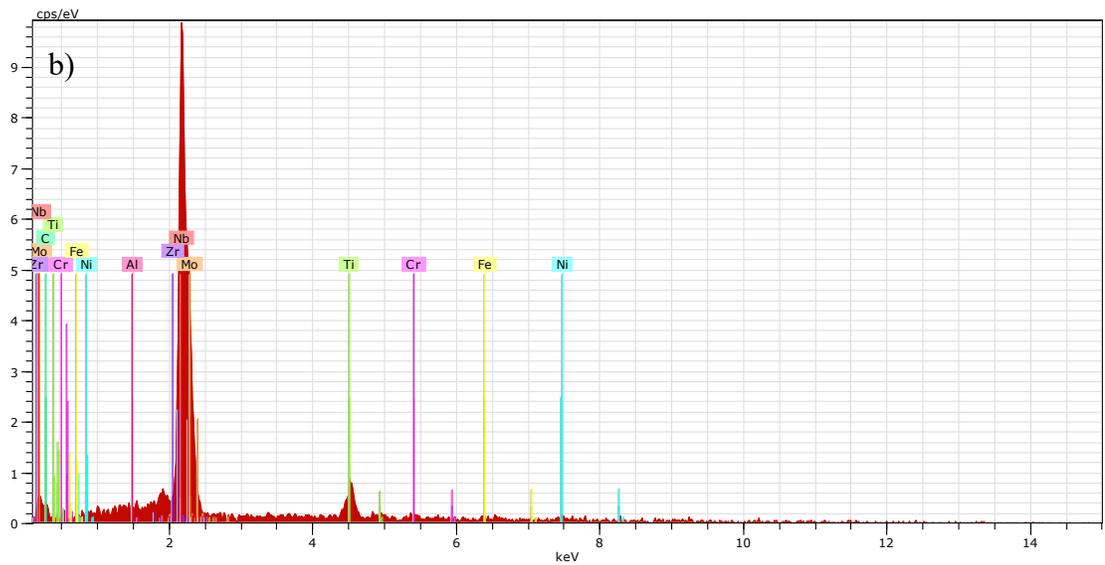
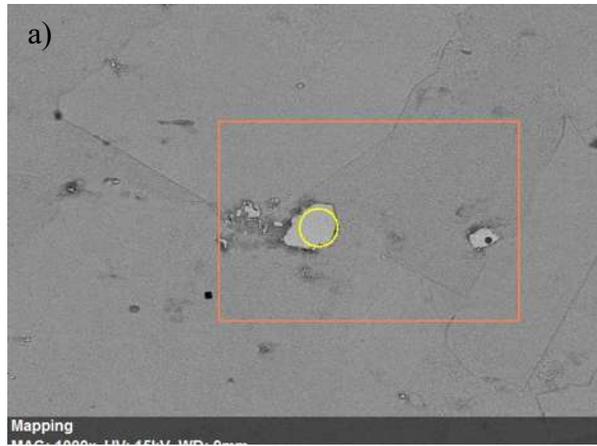
En la Figura 4.16 se presenta la microestructura de la línea de fusión a cada lado de la unión disímil. En ambos lados se observa un crecimiento de tipo epitaxial. En el lado del AL6XN (Figura 4.16a) se puede apreciar la presencia de la zona de no mezclado formada por la diferencia en el rango de temperaturas de fusión y la composición química de las aleaciones como se explicó en la **sección 4.4.2**. Del lado del IN718 (Figura 4.16b) se observa la presencia de fases secundarias que de acuerdo al mapeo presentado en la Figura 4.17 son fases ricas en Nb, Mo, Ti y C. La Figura 4.18a) muestra una de las partículas encontradas a mayores magnificaciones, al realizar un análisis químico puntual el espectro de composición representado en la Figura 4.18b) y la cuantificación de elementos de la Tabla 4.3 confirman que la partícula es un carburo.



**Figura 4. 16** Microestructura de la zona de fusión de la unión disímil IN718-AL6XN sin TREPS;  
a) lado AL6XN y b) lado IN718.



**Figura 4. 17** Mapeo de concentración elemental en la ZAT lado IN718 de la soldadura IN718-AL6XN sin TREPS.



**Figura 4. 18** Espectro de composición de partícula encontrada en la ZAT lado IN / 18 de la junta soldada IN718-AL6XN.

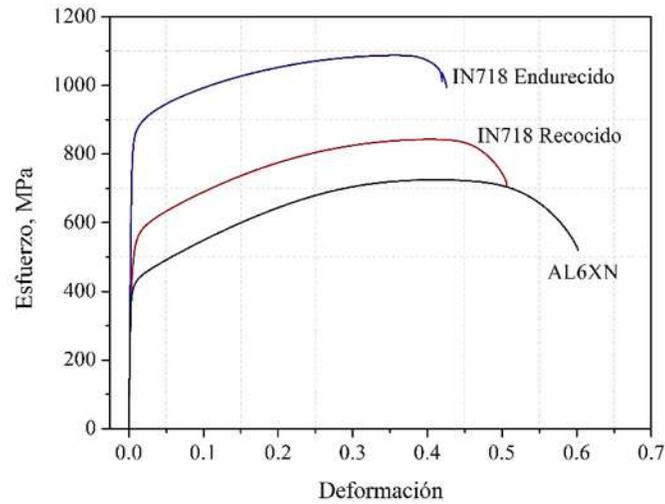
**Tabla 4. 3** Cuantificación en porcentaje en peso y porcentaje atómico de partícula encontrada en la ZAT lado IN718 de la junta soldada IN718-AL6XN.

Elemento	Nb	C	Ti	Mo	Ni	Cr	Fe	Zr	Al
% peso	72.51	12.85	7.07	2.67	2.55	1	0.83	0.42	0.1
% atómico	36.96	50.65	6.99	1.32	2.06	0.91	0.71	0.22	0.18

#### 4.5 Resistencia a la tensión de material base IN718 y AL6XN

Con respecto a los ensayos de tensión, se puede observar en la Figura 4.19 el comportamiento de la curva esfuerzo – deformación del material base IN718 en estado de recocido, tal como se recibe y después de un tratamiento de endurecido por precipitación así como la curva característica del material base AL6XN. Debido a que el comportamiento no varía mucho en función de la dirección en que se cortaron las probetas (ya sea longitudinal o transversal), únicamente se presenta la curva promedio para el material base IN718 en estado de recocido. Esto es debido a que el material es sometido a una deformación mecánica para proporcionarle su forma final, sin embargo, también recibe un tratamiento de recocido lo que produce una homogenización de su microestructura y por ende su comportamiento mecánico es independientemente de la dirección en la que se produjo la deformación de conformado. En la Figura 4.19 se observa un notorio incremento en la resistencia mecánica del material IN718 endurecido, esto es de esperarse pues el tratamiento térmico propicia la formación de las fases secundarias  $\gamma'$  y  $\gamma''$ . El endurecimiento se produce debido a dos razones: (i) se requiere un incremento de fuerza para que las dislocaciones puedan viajar a través del precipitado  $\gamma'$  y (ii) como consecuencia de la deformación que produce la fase  $\gamma''$  en la matriz austenítica FCC. Aunque  $\gamma''$  presenta una estructura tetragonal centrada en el cuerpo que es coherente con la matriz austenítica FCC los parámetros de red son distintos, en consecuencia se producen deformaciones con cierto grado de desorientación con respecto a la red original (del orden del 3%), estas deformaciones producen un incremento en la resistencia mecánica a bajas temperaturas [1]. El incremento en la resistencia mecánica debido al endurecimiento produce una reducción en la ductilidad del material. De igual manera la Figura 4.19 muestra el comportamiento del material base AL6XN. Aunque el IN718 posee una ductilidad aceptable, el AL6XN tiene un porcentaje de alargamiento superior, aproximadamente 10% más que el IN718 en condición de recocido.

La Tabla 4.4 muestra un resumen de las propiedades obtenidas de estos diagramas, además se incluye el valor del exponente de endurecimiento  $n$  y el coeficiente de resistencia  $H$ , éstos últimos fueron calculados de acuerdo a la norma ASTM 646-16 [68] empleando los correspondientes gráficos esfuerzo-deformación verdadera.



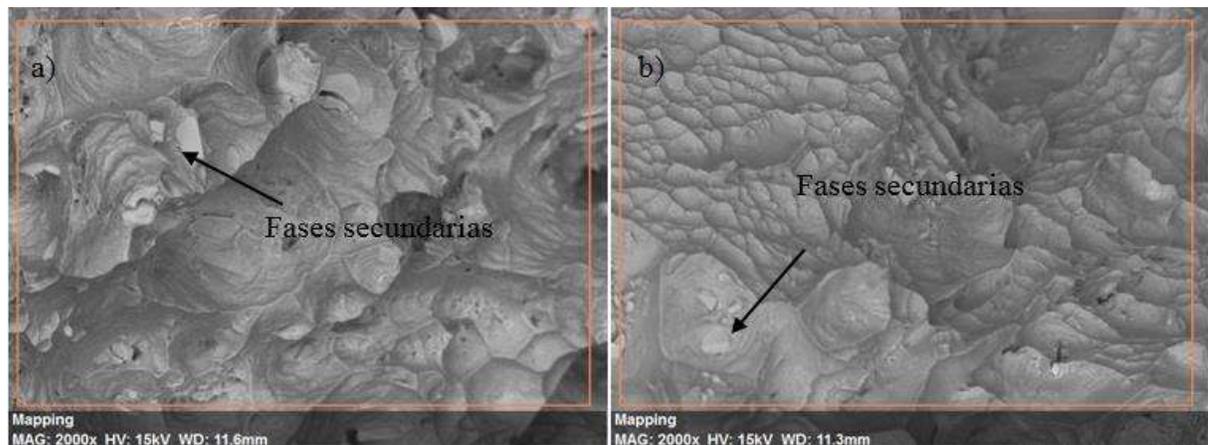
**Figura 4. 19** Comportamiento esfuerzo-deformación convencional de los materiales base IN718 recocido, IN718 endurecido y AL6XN.

**Tabla 4. 4** Resultados obtenidos del diagrama esfuerzo-deformación de los materiales base IN718 y AL6XN.

Material	$\sigma_0$ (MPa)	$\sigma_{max}$ (MPa)	$E$ (GPa)	Energía (MJ/m <sup>3</sup> )	$n$	$H$ (MPa)	% alargamiento
IN718 recocido	430.3 ±5.7	842.9 ±15.3	193.375 ±1.8	387.7 ±12.65	0.26	1467.8	51.4 ±0.7
IN718 endurecido	822.7 ±9.6	1090.3 ±4.6	207.53 ±5.75	434 ±5.1	0.12	1482	41.2 ±3.9
AL6XN	396.3 ±16.9	725 ±5.7	169.25 ±8.89	397 ±10.7	0.32	1374.1	62.56 ±1.53

#### 4.5.1 Análisis de la fractura de tensión del material base IN718

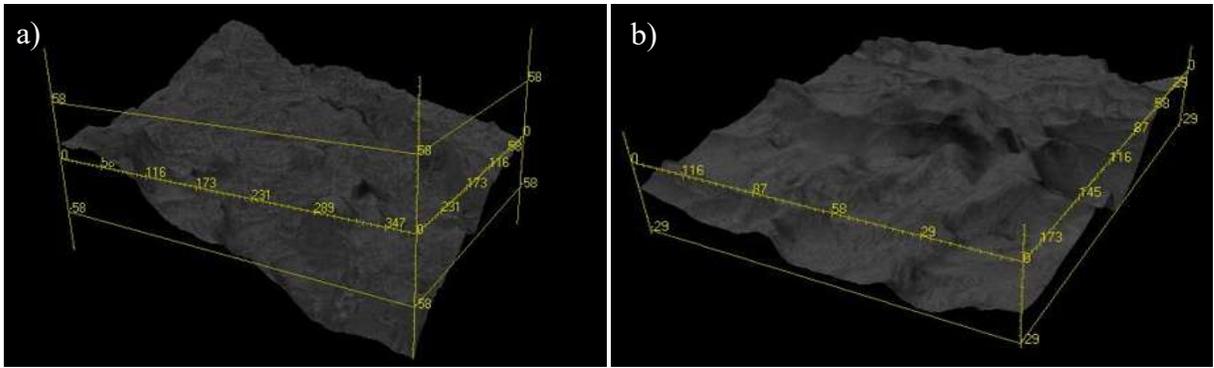
Las fractografías del material base IN718 tal como se recibe y después del tratamiento de endurecido, obtenidas después de los ensayos de tensión, muestran la presencia de micro hoyuelos formados durante la deformación. La fractura es completamente dúctil, en ambos existe la presencia de fases secundarias como se muestra en la Figura 4.20.



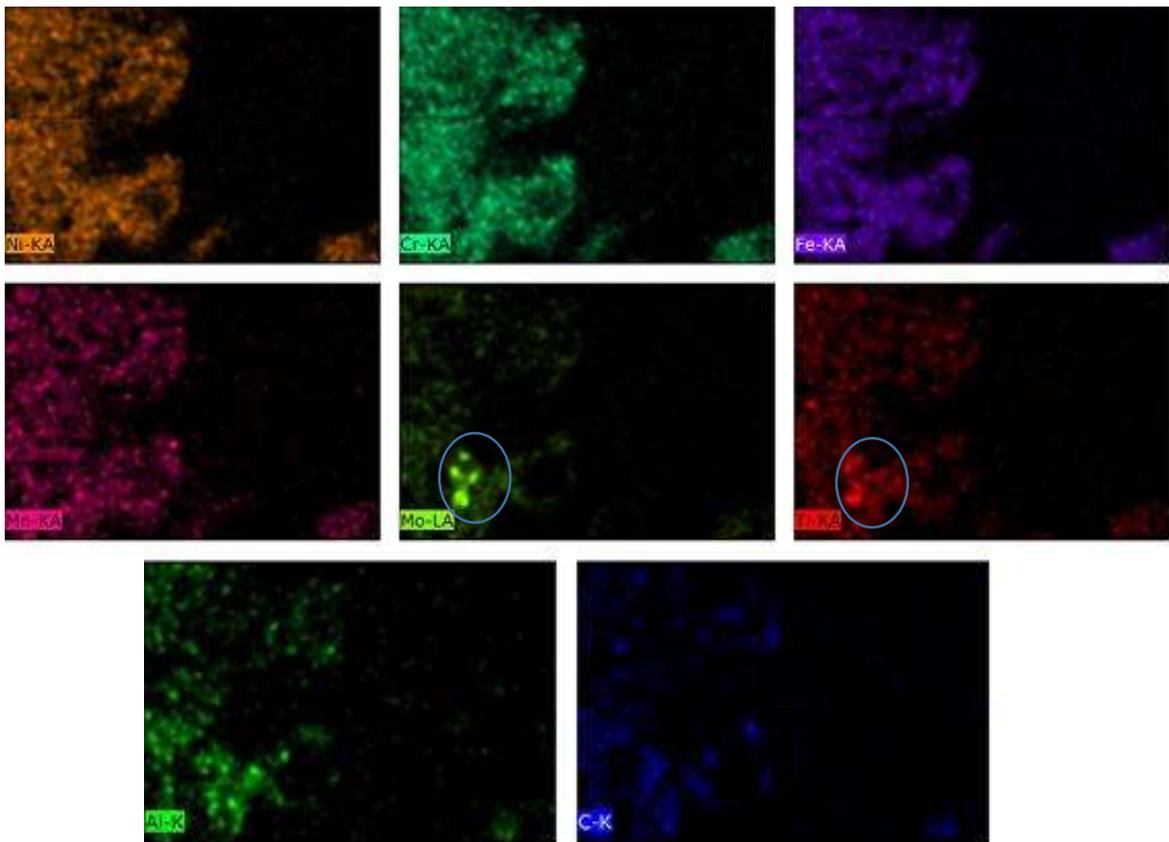
**Figura 4. 20** Superficies de fractura después del ensayo de tensión; a) material base IN718 recibido en condición de recocido y b) material base IN718 endurecido.

La topografía de las fracturas se muestra a mayor detalle en la Figura 4.21 en una reconstrucción 3D de la superficie, en donde claramente se observan los valles y crestas de diferentes tamaños producto de la deformación plástica del material así como la formación y coalescencia de micro huecos.

La Figura 4.22 muestra un mapeo elemental de una zona de las fracturas de material base IN718 endurecido, en la que se puede observar la presencia de elementos como Mo y Ti en una de las fases secundarias, esto es evidente en las zonas en las que los colores son más intensos dependiendo de cada elemento. Como ya se ha mencionado antes, el Nb y el Mo tienden a segregar durante la solidificación debido a que poseen un coeficiente de distribución en equilibrio ( $k$ ) inferior a la unidad [1].



**Figura 4. 21** Reconstrucción en tres dimensiones de la topografía de la fractura del material base IN718; a) tal como se recibe y b) IN718 endurecido.

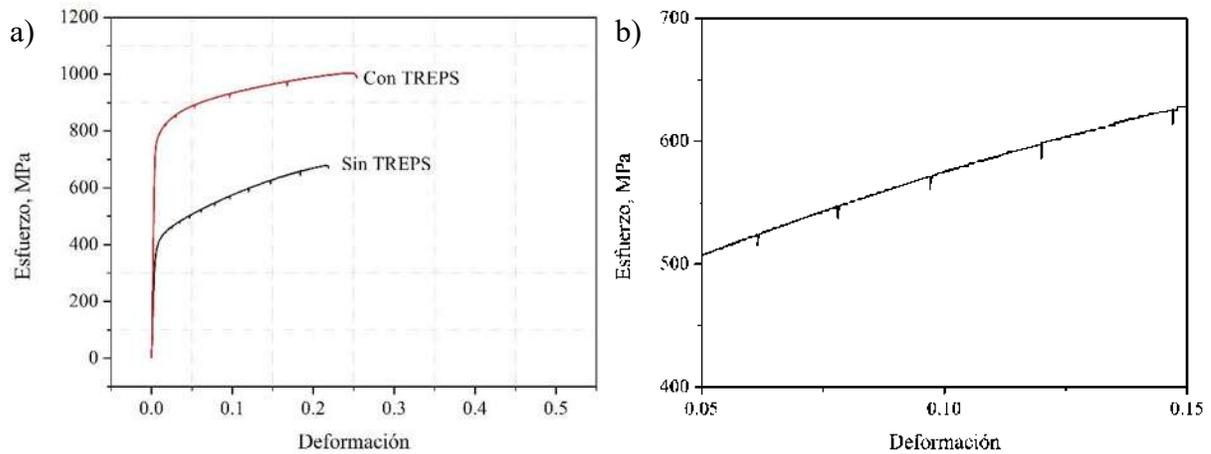


**Figura 4. 22** Mapeo de concentración elemental en superficie de fractura de material base IN718 endurecido por precipitación.

## 4.6 Resistencia a la tensión de las uniones soldadas

### 4.6.1 Uniones IN718-IN718

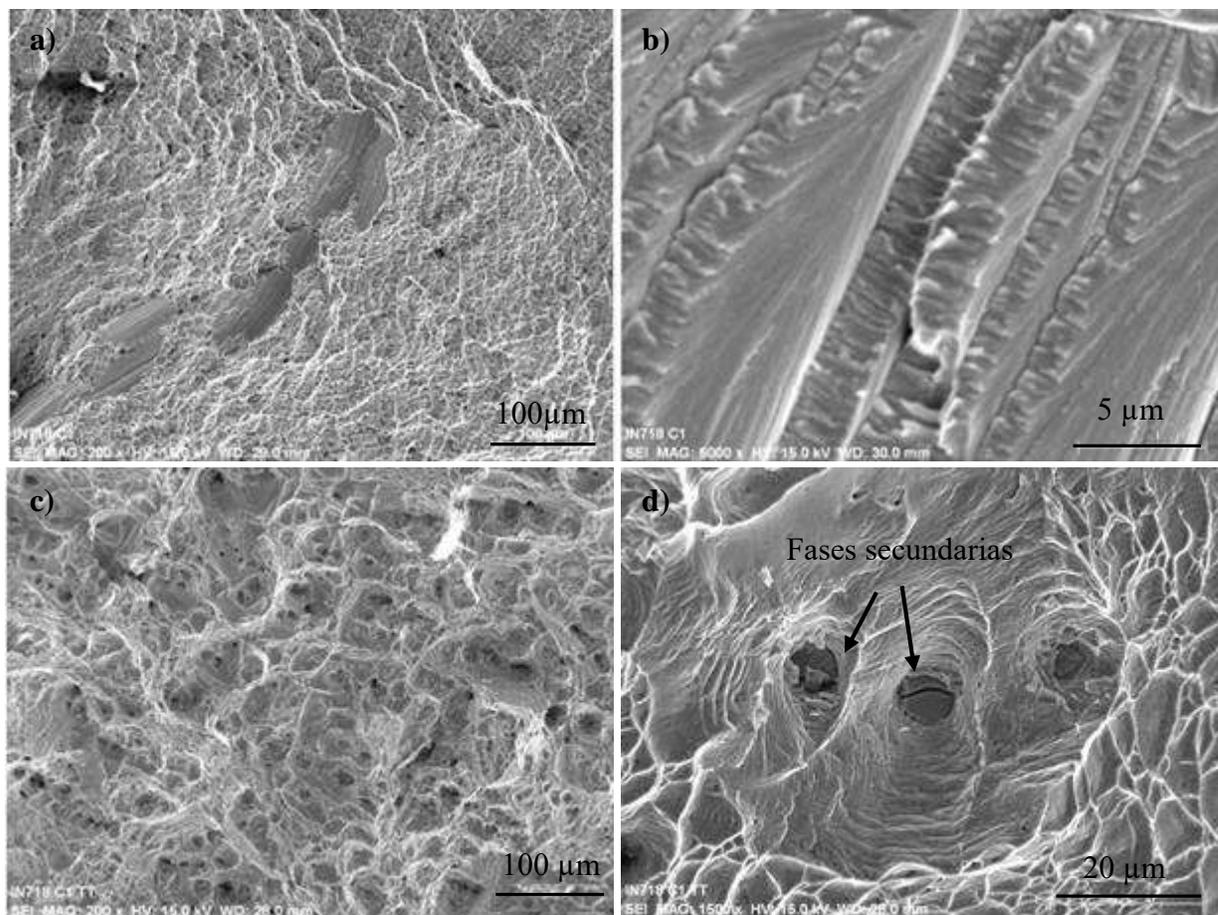
La Figura 4.23a) muestra el comportamiento a la tensión de las uniones soldadas de IN718-IN718 en sus dos condiciones: material endurecido y soldado sin TREPS así como material endurecido, soldado y con TREPS. Las uniones de IN718-IN718 sin TREPS presentaron falla dúctil; a pesar de que en la ZAT presentó la formación de una estricción debido a la deformación plástica, la falla se dio dentro del cordón de soldadura. Este comportamiento difiere con los resultados de dureza obtenidos de esta condición, pues los valores más bajos se presentan en la ZAT y por lo tanto se esperaba una menor resistencia mecánica en esta área. Sin embargo, la falla se presentó debido a la presencia de fases secundarias frágiles que sirven como puntos de inicio de la falla en el cordón de soldadura. Este comportamiento es consistente con el observado por Hirose y colaboradores [5]. Las fractografías mostradas en la Figura 4.24a) y b) muestran algunas regiones tanto de fractura dúctil como de fractura frágil, se considera que la fractura frágil se presentó debido a la presencia de fases secundarias como Laves y  $\delta$ . Tanto el esfuerzo máximo como el esfuerzo a la cedencia son inferiores en comparación al material base, aún en estado de recocido. Esta disminución en las propiedades a la tensión se puede deber a la segregación que tiene el Nb en la solidificación durante el proceso de soldadura y la posterior formación de NbC. Por lo tanto, se reduce la cantidad disponible de Nb para la formación de la fase  $\gamma''$  en la porción del material base que se funde ( $\gamma''$  contiene Nb y es la fase secundaria que brinda el mayor endurecimiento a estas aleaciones). Esto coincide con lo propuesto por Hinojos y colaboradores en su trabajo con IN718 y acero inoxidable 316 [6]. Aunado a lo anterior el material de aporte no se encuentra en estado de endurecido y por lo tanto no exhibe su resistencia máxima (~1090 MPa).



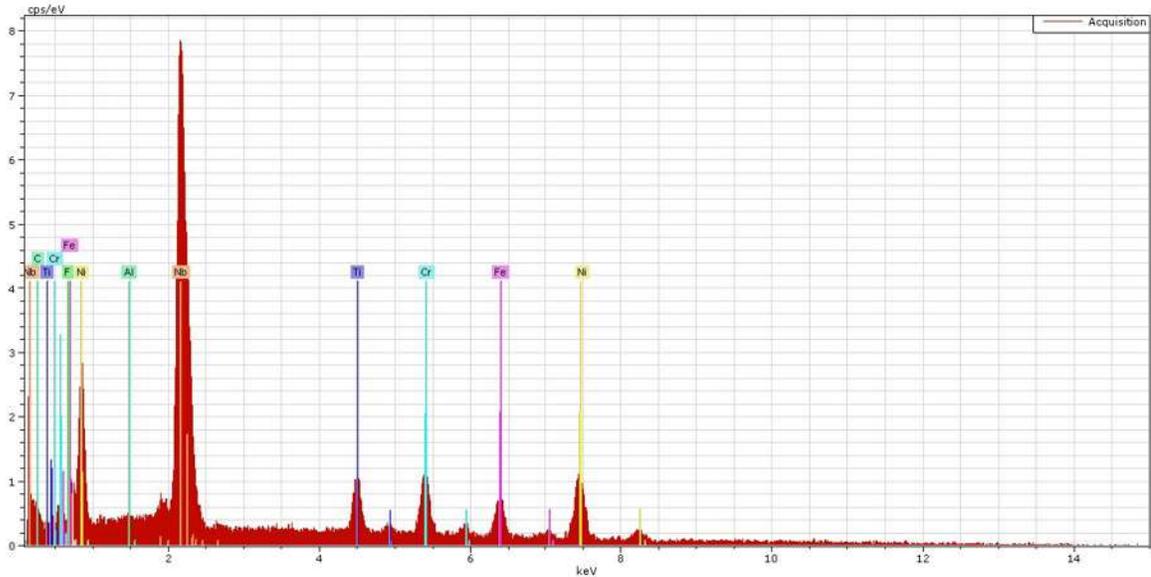
**Figura 4. 23** Comportamiento esfuerzo-deformación convencional; a) unión IN718-IN718 con y sin TREPS y b) detalle de flujo plástico aserrado para unión sin TREPS.

De igual manera la Figura 4.23a) ilustra el comportamiento para las uniones que fueron sometidas a un tratamiento de recuperación de endurecido post soldadura. Es evidente que los valores de esfuerzo máximo y de cedencia son ligeramente inferiores al material base endurecido, sin embargo son muy cercanos (ver Figura 4.19). La falla en estas probetas ocurrió en la ZAT, región en la cual se ubicó la formación de la estricción debido a la deformación plástica y que además posee los valores más bajos de dureza y por tanto menor resistencia. La fractura fue de tipo dúctil como lo muestran las fractografías de la Figura 4.24c) y d). En la topografía de las fracturas se observa la presencia de fases secundarias, presumiblemente carburos de niobio y molibdeno, aseveración fundada en los resultados obtenidos en un espectro de composición y la respectiva cuantificación elemental mostrados en la Figura 4.25 y la Tabla 4.5. Aunque hubo una notable mejora en sus propiedades mecánicas debido a la aplicación del tratamiento térmico de solubilizado y posterior endurecido [91], no se pudo alcanzar totalmente la resistencia del material base en estado de endurecido. Este aspecto ha sido previamente abordado en lo referente a que la porción del material que se funde presenta segregación del Nb y la posterior formación de carburos. Por lo tanto, disminuye la cantidad de este elemento disponible para formar la fase secundaria  $\gamma''$  que brinda el endurecimiento por precipitación [6]. En ambos casos se observa un comportamiento plástico aserrado en la parte plástica, de acuerdo a la clasificación de Rodríguez [92] el perfil de este comportamiento aserrado es de tipo A que corresponde a bordes dentados bien definidos que se presentan de manera periódica a lo largo de la parte plástica de la curva esfuerzo deformación, esto

se observa a detalle en la Figura 4.23b). El flujo plástico aserrado, que es considerado un comportamiento anómalo, es una de las manifestaciones más comunes del fenómeno conocido como envejecido dinámico por deformación (DSA por sus siglas en inglés). Este es producido por la interacción entre los átomos de soluto que difunden y las dislocaciones móviles durante la deformación plástica, depende de la rapidez de deformación y de la temperatura, las cuales gobiernan la velocidad de las dislocaciones móviles y la difusión de los átomos de soluto, respectivamente. Se ha encontrado que la resistencia a la fatiga de materiales como el AL6XN y el AISI 316L disminuye debido a la falta de homogeneidad en la deformación y el endurecimiento inducidos por el DSA, esto en ensayos de fatiga controlados por deformación [24, 93].



**Figura 4. 24** Fractografía del centro del cordón de soldadura de IN718-IN718; a) y b) sin TREPS y c) y d) con TREPS.



**Figura 4. 25** Espectro de composición de partícula encontrada en superficie de fractura de la unión soldada IN718-IN718 con TREPS.

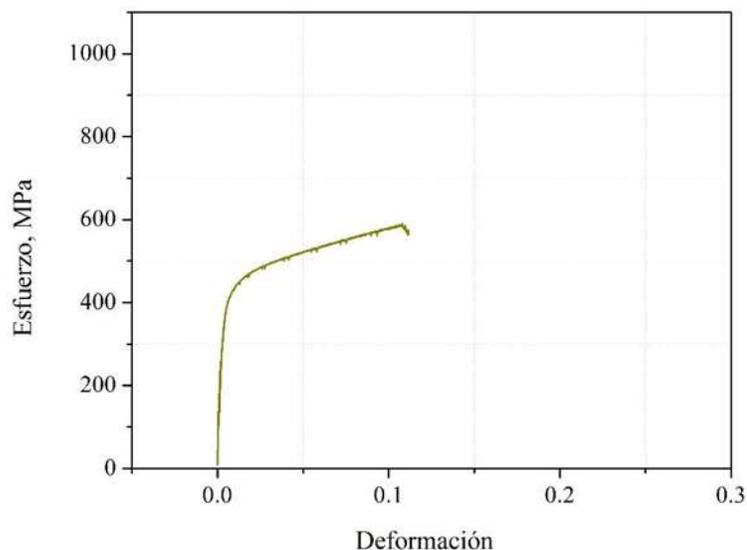
**Tabla 4. 5** Cuantificación elemental de la partícula encontrada en la superficie de fractura de la unión soldada IN718-IN718 con TREPS.

Elemento	F	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	C	Al
% peso	0.3	6.63	10.5	10.34	27.06	42.7	2.28	0.18
% atómico	0.96	8.34	12.17	11.16	27.79	27.69	11.46	0.4

#### 4.6.2 Uniones AL6XN-AL6XN

La Figura 4.26 muestra el comportamiento de la unión soldada AL6XN-AL6XN sometida a ensayo de tensión. La fractura fue de tipo dúctil y se presentó en el centro del cordón de soldadura, es importante señalar que algunas zonas de la topografía de la fractura exhibían características propias de un comportamiento frágil. Al igual que la unión IN718-IN718 esta soldadura también presentó flujo plástico aserrado debido al fenómeno de endurecimiento dinámico por deformación [94]. Aunque el esfuerzo a la cedencia es prácticamente el mismo que el obtenido en la unión realizada con IN718-IN718 y el esfuerzo máximo solo es un 10% menor, el porcentaje de alargamiento y la energía absorbida por unidad de volumen son muy inferiores. El material base de la unión IN718-IN718 (tanto en estado de endurecido posterior a la soldadura como sin endurecido posterior) se

deformó notablemente a diferencia del material base de la unión AL6XN-AL6XN que no exhibió una marcada deformación plástica. La Tabla 4.6 muestra un resumen de las propiedades mecánicas a la tensión obtenidas para las uniones IN718-IN718 y AL6XN-AL6XN.



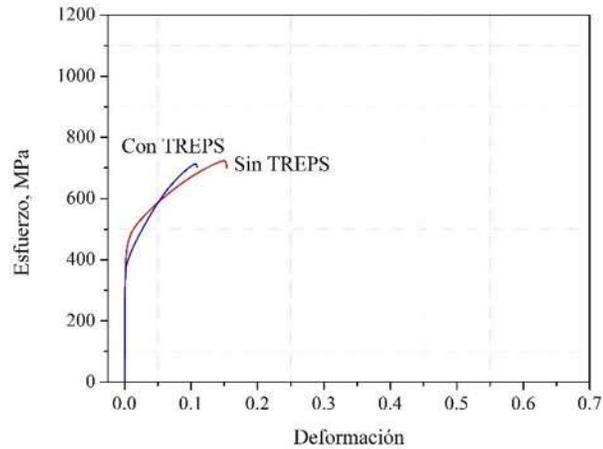
**Figura 4. 26** Curva típica esfuerzo – deformación de la soldadura AL6XN-AL6XN sin TREPS.

**Tabla 4. 6** Propiedades mecánicas a la tensión obtenidas del diagrama esfuerzo-deformación de las probetas soldadas IN718-IN718 y AL6XN-AL6XN.

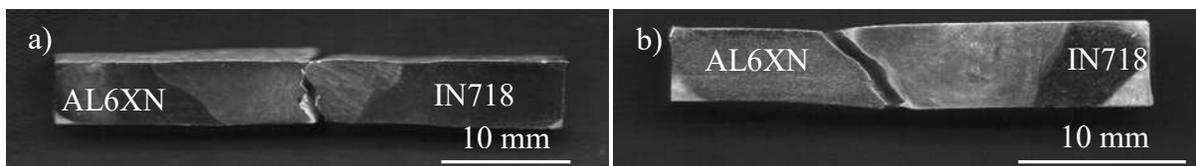
Material	$\sigma_0$ (MPa)	$\sigma_{max}$ (MPa)	Energía (MJ m <sup>-3</sup> )	$n$	$H$ (MPa)	% alargamiento
IN718 sin TREPS	371.3±12.3	660.0±13.49	147.6±26.13	0.31	1304.3	25.7±3.7
IN718 con TREPS	719.0±39.0	988.0±12	246.6±10.7	0.20	1640.6	26.9±2.4
AL6XN-AL6XN	384±14	589.5±11.5	63.7±5.5	0.195	979.6	12.85±0.95

### 4.6.3 Uniones disímiles IN718-AL6XN

El comportamiento esfuerzo-deformación de las uniones disímiles se ilustra en la Figura 4.27. Como se puede observar en la Figura 4.28<sup>a</sup>) en la soldadura disímil sin TREPS la falla ocurrió en el la zona de fusión al igual que en las uniones IN718-IN718 sin TREPS, este comportamiento es inconsistente con los resultados de dureza pues los valores más bajos se presentaron en la ZAT del lado del IN718, debido a ello la falla se esperaba en esa zona. Sin embargo, la falla se presenta en el cordón de soldadura debido a la abundante presencia de fases secundarias frágiles. La Figura 4.27 también muestra las curvas esfuerzo-deformación de la unión disímil con TREPS. Los esfuerzos promedio de cedencia ( $385.5 \text{ MPa} \pm 3.5$ ) y el esfuerzo máximo ( $723.5 \text{ MPa} \pm 10.5$ ) son muy similares a los obtenidos en el material base AL6XN ( $396.3 \text{ MPa} \pm 16.9$  y  $725 \text{ MPa} \pm 5.7$ , respectivamente). Debido al tratamiento térmico las fases secundarias presentes en el cordón de soldadura se disuelven parcialmente como lo revelan los difractogramas de la **sección 4.2**, aunado a esto, tanto la zona de fusión como el material base IN718 sufren un incremento en sus propiedades mecánicas. Debido a lo anterior, las uniones se fracturaron en el lado del AL6XN a lo largo de la línea de fusión entre el material base y el cordón de soldadura (lo que corresponde a la zona de no mezclado, ver Figura 4.19) como se puede observar en la Figura 4.28<sup>b</sup>). En ambos casos la ruptura fue de tipo dúctil. La aleación AL6XN tiene un rango de temperaturas de fusión más elevadas en comparación con material de aporte ERNiFeCr-2. Esto se refleja en la ausencia de una mezcla adecuada del material fundido en la interfase [90]. Como se puede observar en la Tabla 4.7 los valores del esfuerzo de cedencia ( $\sim 426 \text{ MPa}$  sin TREPS y  $\sim 385 \text{ MPa}$  con TREPS) y máximo ( $\sim 690 \text{ MPa}$  sin TREPS y  $\sim 723 \text{ MPa}$  con TREPS) son cercanos para ambas condiciones, la diferencia más evidente se da en el porcentaje de alargamiento que es mayor para las muestras que no fueron sometidas a un TREPS (14.05%) en comparación con las que si fueron sometidas al TREPS (10.8%). Por otro lado, la energía absorbida (tenacidad) por las uniones sufre una importante disminución en comparación con los materiales base debido a que existe una importante pérdida de ductilidad. A pesar de que el tratamiento térmico de recuperación de endurecido tiene un efecto positivo en las propiedades mecánicas sobre el IN718 y la zona de fusión, no tiene ningún efecto sobre el AL6XN, por lo tanto, después del tratamiento térmico no se observan cambios importantes en los valores de esfuerzo de cedencia o esfuerzo máximo de la unión disímil.



**Figura 4. 27** Comportamiento típico de las curvas esfuerzo-deformación convencional de la unión disímil IN718-AL6XN con y sin TREPS.



**Figura 4. 28** Macrografías de la unión disímil IN718-AL6XN; a) sin TREPS y b) con TREPS.

**Tabla 4. 7** Propiedades mecánicas a la tensión obtenidas del diagrama esfuerzo-deformación de la unión disímil IN718-AL6XN con y sin TREPS.

IN718- AL6XN	$\sigma_0$ (MPa)	$\sigma_{max}$ (MPa)	Energía (MJ m <sup>-3</sup> )	$n$	$H$	% alargamiento
Sin TREPS	426±8.5	690±48	81.9±19	0.22	1236.2	13.65±2.2
Con TREPS	385.5±3.5	723.5 ± 10.5	57.2±5.4	0.33	1777.3	10.8± 1.26

#### 4.7 Microdureza Vickers de las uniones soldadas IN718-IN718, AL6XN-AL6XN e IN718-AL6XN

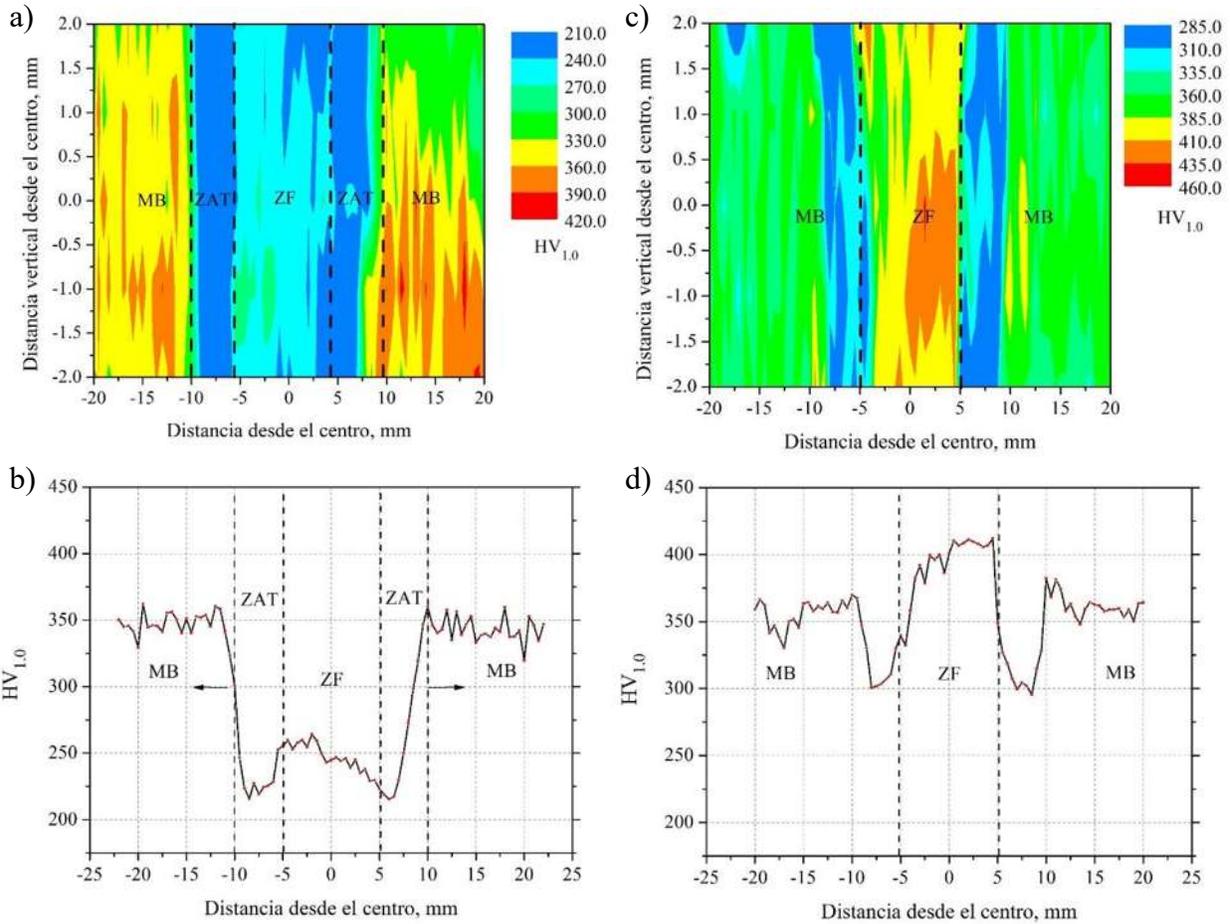
La dureza promedio del material base IN718 en condiciones de recocido y endurecido, así como del AL6XN se muestra en la **Tabla 4.8**. El tratamiento térmico dado al IN718 produce la precipitación de la fase  $\gamma''$  y  $\gamma'$  e incrementa la dureza a un valor cercano al doble del que posee el material recocido.

**Tabla 4.8** Microdureza del material base IN718 y AL6XN.

Material	Microdureza Vickers
IN718 recocido	236.4 $\pm$ 5.18
IN718 endurecido	408.5 $\pm$ 3.2
AL6XN	203.3 $\pm$ 3.5 Transversal
	226.3 $\pm$ 17.6 Longitudinal

##### 4.7.1 Perfiles de microdureza Vickers para las uniones IN718-IN718

El mapeo y dureza promedio de la unión IN718-IN718 sin TREPS se muestran en la Figura 4.29a) y b). Debido al proceso de soldadura se observa una disminución abrupta de la microdureza en la ZAT y la zona de fusión. Esto es consecuencia de un fenómeno conocido como reversión de precipitados, el cual consiste en la disolución parcial de algunas fases secundarias en la región adyacente al cordón de soldadura ya que en esta zona se alcanzan temperaturas por encima de la temperatura de precipitación de las fase  $\gamma''$  y  $\gamma'$  que son las que proporcionan el endurecimiento a este material. Este comportamiento también fue encontrado por Hirose y colaboradores [95] al realizar soldadura en IN718 utilizando la técnica de soldadura por láser. Otro factor por el que disminuye la dureza es debido a que el Nb segrega en la porción de material base que se funde y forma NbC lo que ocasiona la degradación de la fase secundaria  $\gamma''$ [6].



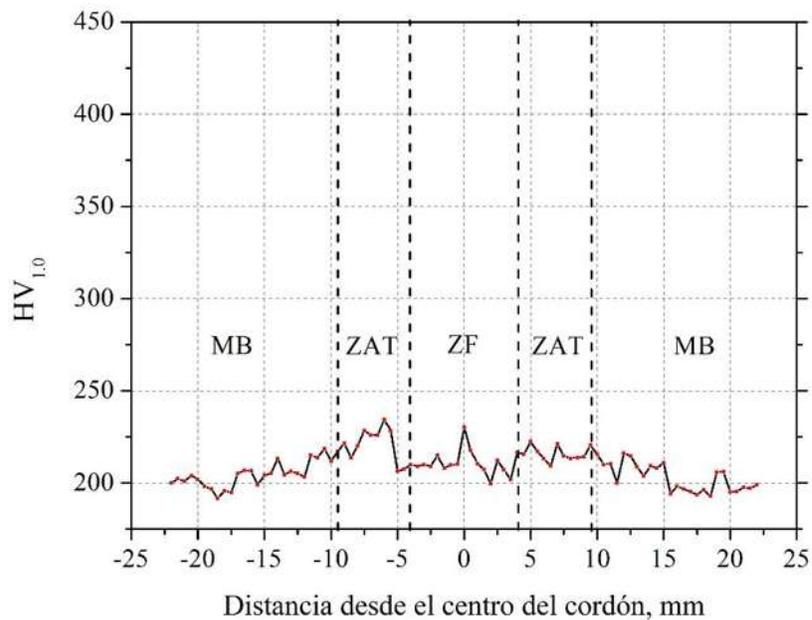
**Figura 4. 29** a) Mapeo y b) promedio de microdureza del perfil de soldadura IN718-IN718 sin TREPS; c) Mapeo y d) promedio de microdureza del perfil de soldadura IN718-IN718 con TREPS.

La Figura 4.29c) y d) ilustra la distribución de dureza de las soldaduras IN718-IN718 que fueron sometidas a un tratamiento de recuperación de endurecimiento post soldadura (TREPS). A pesar de que la dureza se incrementa en la ZAT, zona de fusión y resto del material, no se alcanzan los valores del material base endurecido. Esto puede atribuirse al fenómeno de reversión de precipitados y a que aun cuando las muestras son sometidas a un tratamiento de solubilizado, durante el tratamiento de endurecido vuelven a precipitar los carburos de niobio con las consecuencias descritas anteriormente. Además, no se elimina la segregación de este elemento pues se considera que la difusión en estado sólido de los elementos sustitucionales es insignificante [1].

La partición del Nb tiende a producir NbC, a costa de la formación de  $\gamma''$  como se abordó en líneas anteriores [6].

#### 4.7.2 Perfiles de microdureza Vickers para las uniones AL6XN-AL6XN

La Figura 4.30 muestra la distribución de dureza en la sección transversal de la unión AL6XN-AL6XN sin TREPS. Como se puede observar los valores de microdureza de la zona de fusión son muy similares a los que exhibe la zona de fusión de la unión IN718-IN718 sin TREPS, esto debido a que se utiliza el mismo material de aporte en ambas soldaduras. En la zona afectada térmicamente (5-10 mm a partir del centro aproximadamente) hay un ligero incremento, sin embargo, las mediciones tienden a estabilizarse hacia valores similares a los del material base AL6XN (203.3,  $\pm 3.5$ ), tal incremento no es considerable y puede ser atribuido a la variación propia de la medición. Debido a que la zona de fusión (material de aporte) presenta una menor dureza en comparación con la ZAT, es el lugar donde se presenta la falla en el ensayo de tensión (a pesar de que la diferencia en las mediciones no es tan evidente como la que se observa en la Figura 4.29). La elevada presencia de fases secundarias en el cordón de soldadura es determinante debido a que estas actúan como agentes nucleantes de la falla.

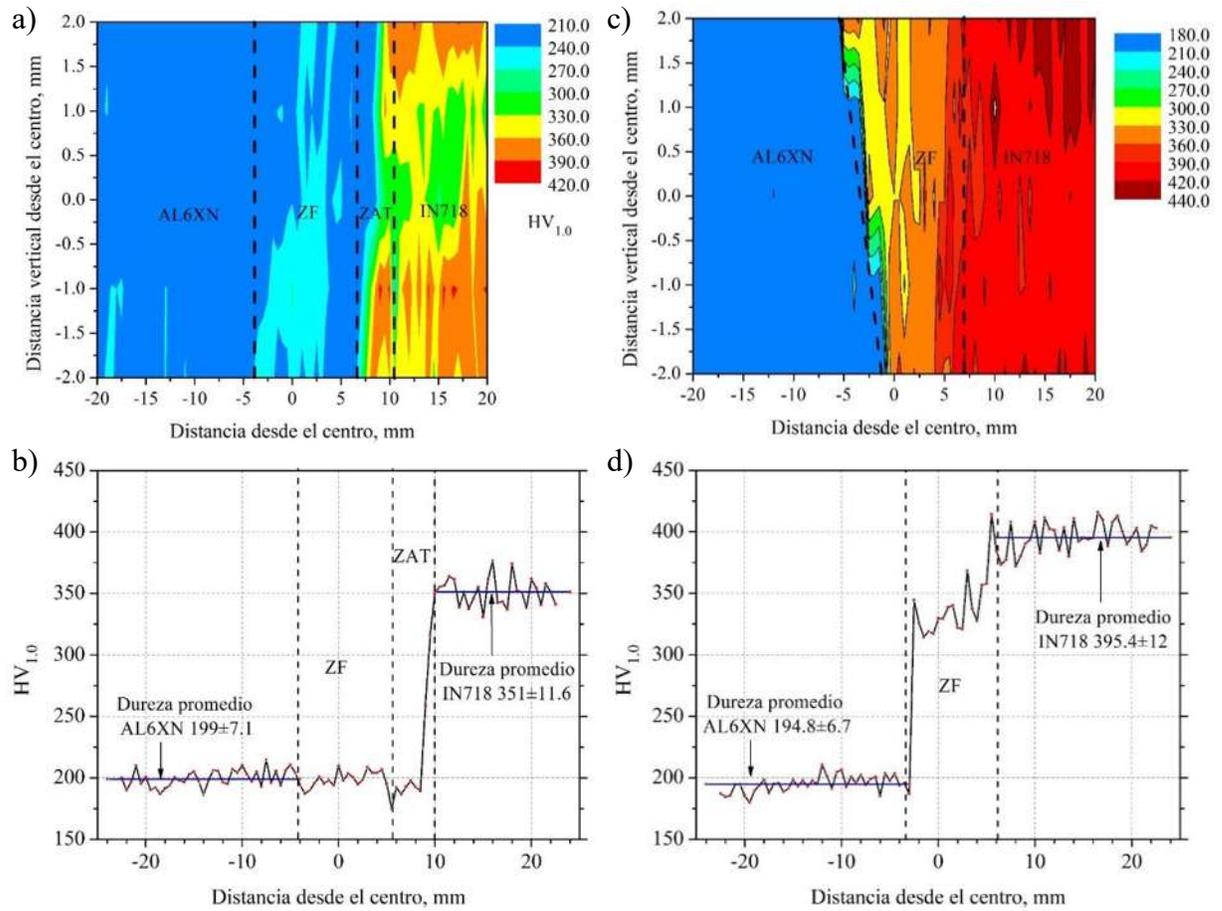


**Figura 4. 30** Perfil de microdureza de soldadura AL6XN-AL6XN sin TREPS.

### 4.7.3 Perfiles de microdureza Vickers para las uniones IN718-AL6XN

El mapeo y perfil promedio de dureza de la unión soldada IN718-AL6XN sin TREPS se muestra en la Figura 4.31a) y b). Debido al ciclo térmico inducido por el proceso de soldadura se observa una disminución notoria de la microdureza en la ZAT y la zona de fusión del lado del IN718. Al igual que con las uniones IN718-IN718 esto se debe a la reversión de precipitados [95] y a la segregación del Nb durante la solidificación seguida de la formación de NbC que disminuye la presencia de la fase secundaria  $\gamma''$  [6]. En la sección de material que pertenece al AL6XN no se observa una variación significativa de la dureza entre el cordón y el material base, hay una ligera disminución en la interfase del cordón de soldadura y la ZAT (zona de no mezclado) [96]. Sin embargo, los valores tienden a estabilizarse rápidamente hacia valores similares a los del material base AL6XN ( $203 \pm 3.5$ ).

La Figura 4.31c) y d) ilustra la distribución de dureza (mapeo y perfil promedio) de las placas de soldadura AL6XN-IN718 que fueron sometidas a un TREPS. En el cordón de soldadura se logra alcanzar una dureza similar a la del material base en estado de endurecido. A pesar de que la dureza se incrementa de manera general en la ZAT, en la zona de fusión y resto del material, no se alcanzan los valores del material base endurecido ( $408 \pm 3.2$ ) tal como se explica en la **sección 4.7.1**. La dureza en el AL6XN no exhibe cambios notorios, hay una ligera disminución, pero no es significativa para ser atribuida al tratamiento térmico utilizado para recuperar la dureza del material de aporte y de la placa de IN718.



**Figura 4. 31** a) Mapeo y b) promedio de microdureza de la unión disímil IN718-AL6XN sin TREPS; c) Mapeo y d) promedio de microdureza de la unión disímil IN718-AL6XN con TREPS.

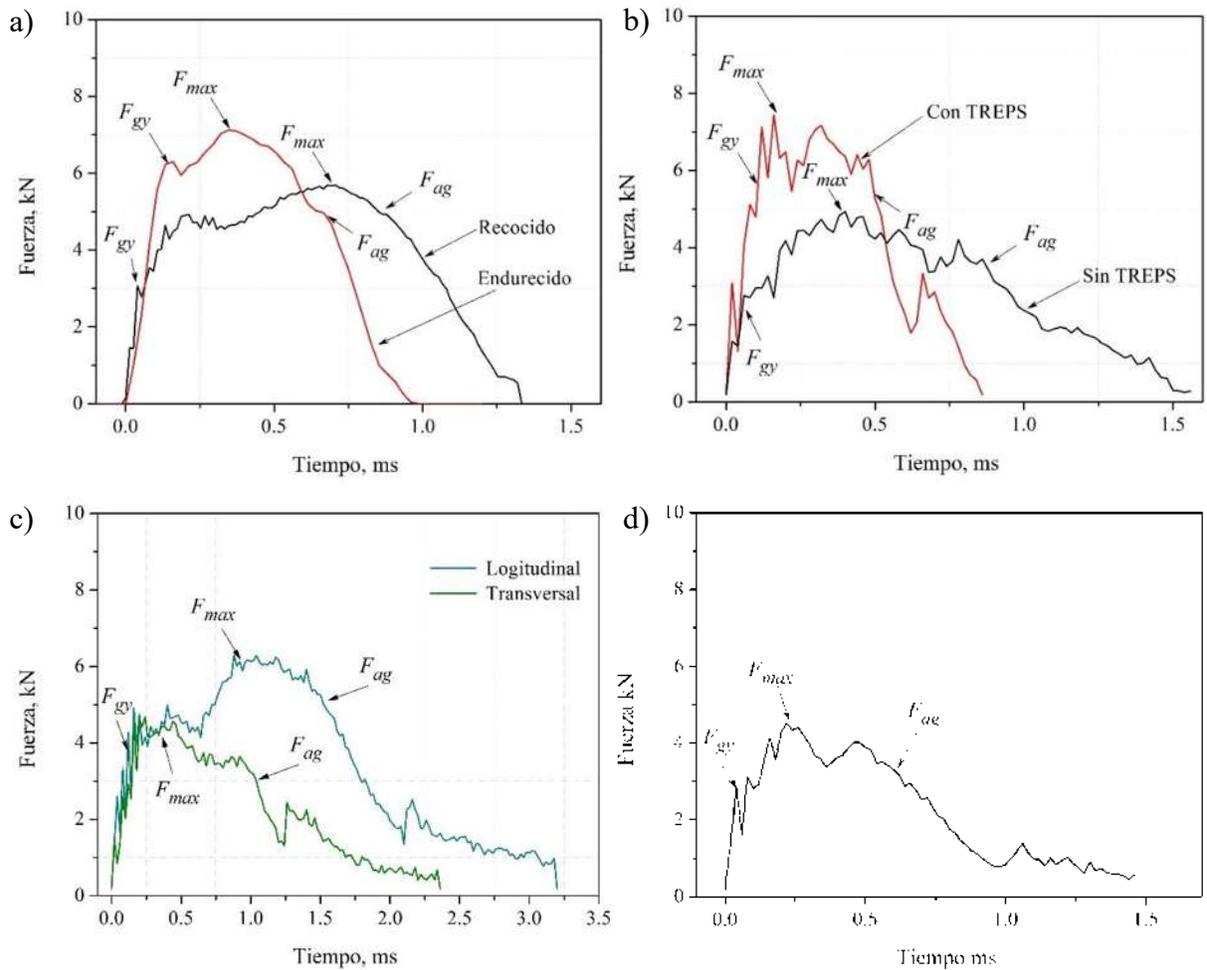
#### 4.8 Resistencia al impacto Charpy

La Figura 4.32a) muestra los gráficos obtenidos del ensayo de impacto Charpy instrumentado para el IN718. Se observa el comportamiento de la muestra de IN718 en condición de recocido y después de haber sido sometido a un tratamiento de endurecido por precipitación. Ambas graficas exhiben una geometría de tipo C que de acuerdo con la norma ASTM E2298-18, corresponde a un comportamiento totalmente dúctil [70]. Es evidente que la fuerza de cedencia ( $F_{gy}$ ), la fuerza máxima ( $F_{max}$ ) y la fuerza de propagación inestable de la grieta ( $F_{ag}$ ) son mayores para la curva que corresponde al estado de endurecido por precipitación debido a la presencia de las fases secundarias  $\gamma'$  y  $\gamma''$  en la matriz austenítica [1]. Sin embargo, la muestra que absorbe mayor cantidad de energía en el impacto debido a que posee mayor ductilidad es la que se encuentra en estado de recocido (ver Tabla 4.9).

La Figura 4.32b) muestra las curvas obtenidas del ensayo Charpy realizado a las uniones IN718-IN718 con la entalla localizada en el cordón de soldadura. Al igual que el material base, exhiben curvas características de un comportamiento dúctil. La unión que no fue sometida al TREPS sufre una disminución en su capacidad de absorción de energía al impacto en comparación con el material base en estado de recocido. Este fenómeno es debido a que durante el proceso de soldadura se forma una importante cantidad de fases secundarias frágiles (Laves y NbC) como se mostró en la **secciones 4.4.1 y 4.6.1** y la presencia de estos precipitados está relacionada con la disminución de propiedades mecánicas, incluida la resistencia al impacto [22]. En la muestra sometida a un TREPS la capacidad de absorción de energía de impacto de la zona de fusión disminuye, ya que aunado a la presencia de fases secundarias frágiles, el aumento de dureza disminuye la tenacidad al impacto tal como se puede observar en la curva correspondiente de la Figura 4.32b).

La Figura 4.32c) muestra las curvas obtenidas del ensayo de impacto Charpy para el material base AL6XN en muestras tomadas en sentido transversal y en sentido de la dirección del laminado. Ambas tienen un comportamiento completamente dúctil y en comparación con el material base IN718 es muy superior en su capacidad de absorción de energía cuando la prueba se realiza con muestras tomadas de manera longitudinal. Cuando las muestras son tomadas de manera transversal a la dirección de laminado el comportamiento es muy similar al material base IN718 en condición de endurecido. Para el caso particular de este trabajo se utilizó el material base en disposición transversal. La Figura 4.32d) muestra el comportamiento de la unión AL6XN-AL6XN sin TREPS en la sección de la zona de fusión, como era esperado, el comportamiento de la curva es similar al

de la unión IN718-IN718 sin TREPS ya que a pesar de que los materiales base son diferentes se evalúa la región de la zona de fusión en ambos casos. La Tabla 4.9 muestra un resumen de los resultados obtenidos.



**Figura 4. 32** Curvas fuerza-tiempo obtenidas del ensayo de impacto Charpy instrumentado para; a) material base IN718 en condición de recocido y de endurecido por precipitación, b) soldadura IN718-IN718 sin TREPS y con TREPS, c) material base AL6XN y d) unión soldada AL6XN-AL6XN sin TREPS.

Para el cálculo del esfuerzo de cedencia dinámico ( $\sigma_{yd}$ ) se utilizó la siguiente fórmula [97]:

$$\sigma_{yd} = \frac{2.99F_{gy}W}{B(W - a_o)^2} \quad (4.2)$$

Donde  $W$  y  $B$  corresponden al ancho y al espesor de la probeta respectivamente. La longitud inicial de la grieta  $a_0$ , se toma como la dimensión de la entalla en V (2 mm). Los resultados se muestran en la Tabla 4.10. Como se puede observar, el esfuerzo de cedencia dinámico ( $\sigma_{yd}$ ) es menor o muy cercano al esfuerzo de cedencia obtenido del ensayo de tensión ( $\sigma_y$ ) en todos los casos, esto puede atribuirse a la elevada tasa de deformación que se alcanza en el ensayo de impacto Charpy a diferencia del ensayo de tensión que es cuasi estático.

**Tabla 4. 9** Energía absorbida por muestras sometidas a ensayo de impacto Charpy.

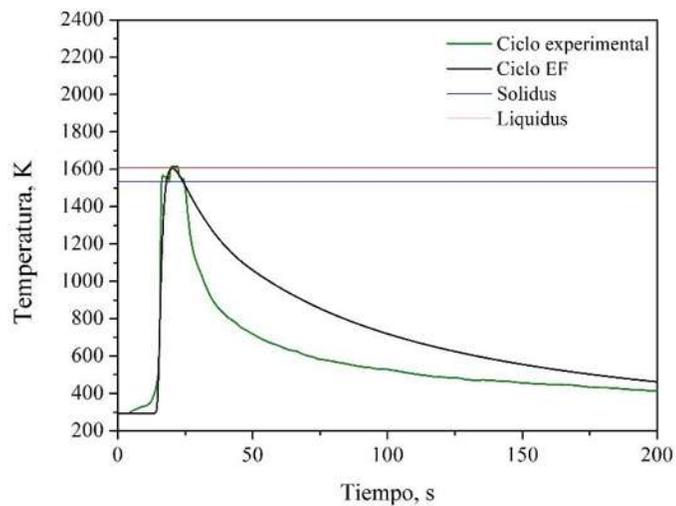
Muestra	IN718 MB recocido	IN718 MB endurecido	ZF IN718- IN718 sin TREPS	ZF IN718- IN718 con TREPS	AL6XN MB	AL6XN- AL6XN sin TREPS
Energía (MJ m <sup>-3</sup> )	12.8 ±1.5	10.6±0.56	10.5±0.7	8.4±0.48	L 24±1.7 T 11.3±4.5	7.1±1.3

**Tabla 4. 10** Esfuerzos de cedencia obtenidos del ensayo de tensión y del ensayo de impacto Charpy.

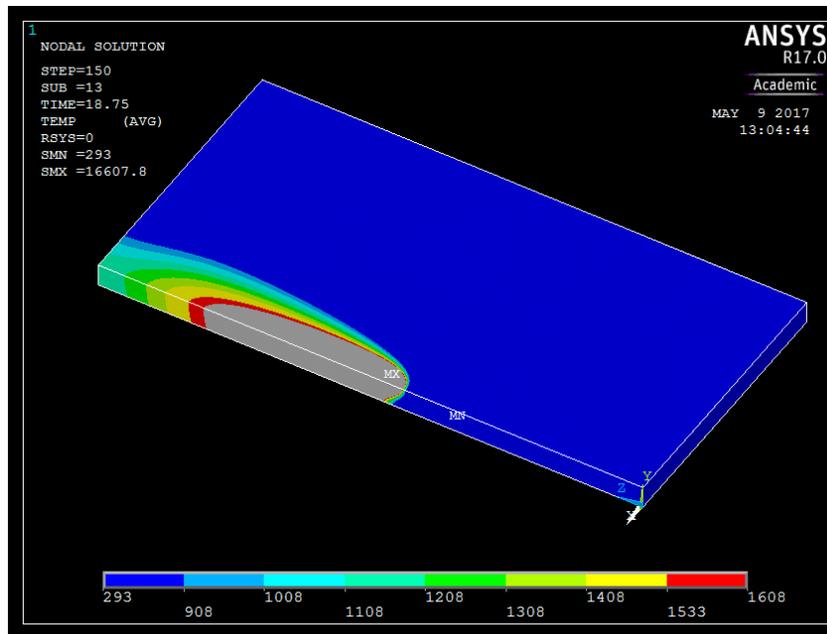
Muestra	$F_{gy}$ (N)	$\sigma_{yd}$ (MPa)	$\sigma_y$ (MPa)
IN718 MB recocido	2980	396	430.3
IN718 MB endurecido	5500	730.9	822.7
IN718-IN718 sin TREPS	2750	365.4	371.3
IN718-IN718 con TREPS	5000	664	719.0
AL6XN MB	2920	388	396.3
AL6XN- AL6XN sin TREPS	2900	385	384
AL6XN-IN718 sin TREPS			426

#### 4.9 Análisis de ciclos térmicos y distribución de temperatura en la soldadura IN718-IN718

La Figura 4.33 muestra los ciclos térmicos en la unión soldada (lado IN718) a 1 mm de la línea de fusión. Se ilustran los resultados experimentales y los resultados obtenidos mediante simulación por elemento finito. Como se puede observar, existe buena correlación entre las temperaturas máximas obtenidas en las mediciones con termopares y las obtenidas por elemento finito, sin embargo, la rapidez de enfriamiento en el ciclo térmico experimental es más elevada que la obtenida en la simulación. Lo anterior se debe a que algunos parámetros introducidos al modelo numérico difieren en cierto grado de las condiciones reales debido a que el modelo físico sufre cambios durante el ciclo térmico. Estas variaciones no son tomadas totalmente en cuenta en la deducción de los coeficientes que influyen en el enfriamiento por razones de simplificación. La Figura 4.34 muestra las secciones isotérmicas para la mitad del modelo físico en la parte del cordón de soldadura y la placa de IN718, la parte gris representa la sección en la que las temperaturas son superiores a la temperatura de fusión del material.

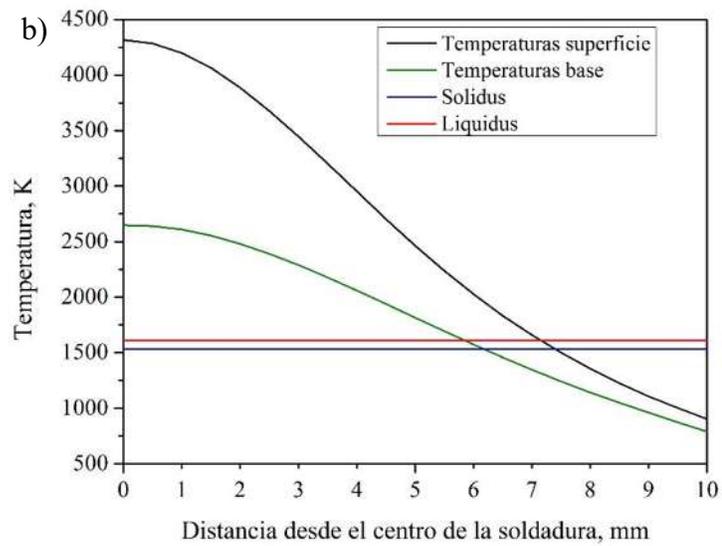
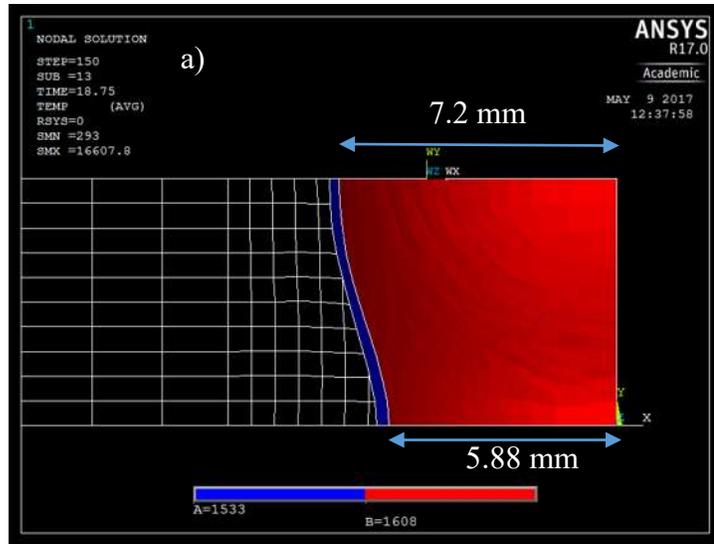


**Figura 4. 33** Ciclos térmicos a aproximadamente 1 mm de distancia del borde de la línea de fusión del cordón de soldadura.



**Figura 4. 34** Distribución de temperaturas debido al proceso de soldadura, unidades en K.

La geometría del cordón de soldadura se encuentra delimitada por las temperaturas que se encuentran en el rango de temperaturas de fusión para este material (banda azul 1533-1608 K)), esto se observa en la Figura 4.35a), la sección en rojo engloba todas aquellas temperaturas mayores a la temperatura de fusión. De acuerdo a lo obtenido en la simulación, las dimensiones de la mitad del cordón de soldadura en la parte superior son 7.2 mm y 5.8 mm en la parte inferior. Las dimensiones obtenidas experimentalmente del cordón de soldadura  $\sim 7$  mm en la parte superior y  $\sim 4.3$  en la parte inferior. De esto se puede inferir que el modelo numérico brinda un buen grado de aproximación en la predicción de la geometría de las isotermas en el caso de la soldadura IN718-IN718. La Figura 4.35b) ilustra la evolución de la temperatura desde el centro de la soldadura hacia el material base en función de la distancia tanto en la parte superior como la inferior. La importancia de que el modelo tenga un buen grado de aproximación con las temperaturas medidas experimentalmente se debe a que ello permite hacer una predicción aceptable de las dimensiones de la ZF y la ZAT que son regiones en las que se presentan cambios microestructurales [1, 6, 95] que disminuyen la resistencia mecánica de la unión soldada [3, 4].



**Figura 4. 35** a) Perfiles correspondientes a temperaturas de rango de fusión del IN718 y b) evolución de la temperatura en función de la distancia respecto al centro del cordón de soldadura.

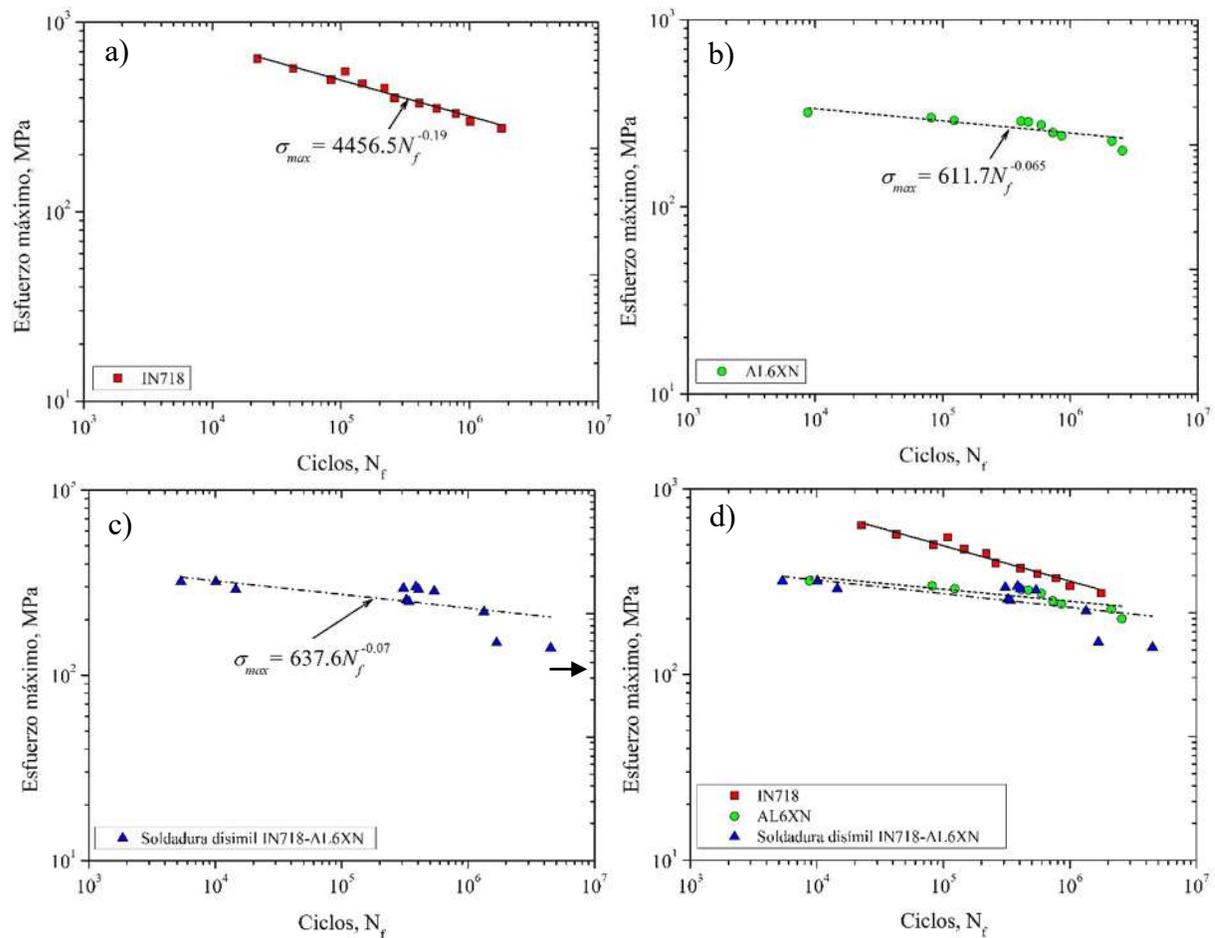
## 4.10 Comportamiento a la fatiga

### 4.10.1 Resistencia a la fatiga

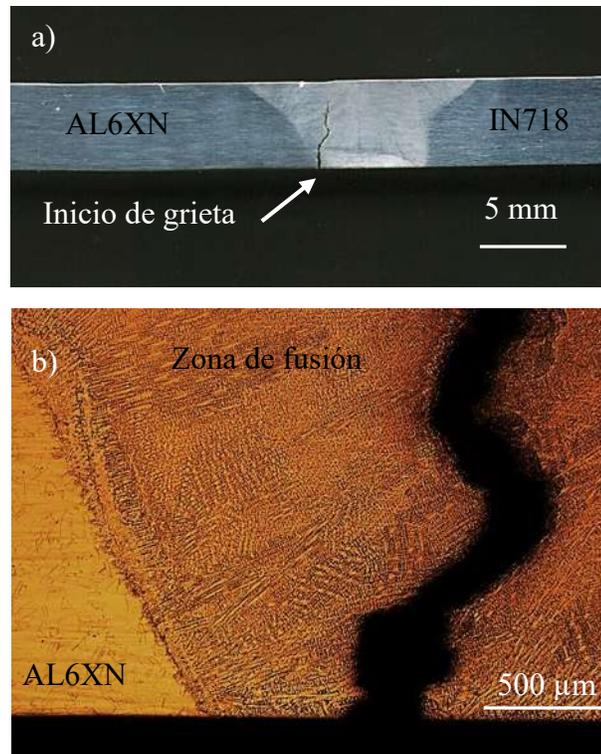
Teniendo en cuenta los resultados obtenidos en los ensayos de tensión, se realizaron los ensayos de resistencia a la fatiga utilizando uniones en la condición sin TREPS debido a que la aplicación del tratamiento térmico de recuperación de endurecido (TREPS) no tiene efecto significativo en los valores de esfuerzo de fluencia o esfuerzo máximo de la unión disímil. De acuerdo a las curvas de Wöhler mostradas en la Figura 4.36 el coeficiente de resistencia a la fatiga más elevado corresponde a la aleación IN718 (4456.5). Esto es atribuible a que posee el mayor esfuerzo de cedencia (730.9 MPa). Sin embargo, este material presenta el exponente de resistencia a la fatiga más negativo (-0.1907), lo que tiende a disminuir la vida a la fatiga en comparación con la aleación AL6XN y la soldadura disímil. La disminución de resistencia a la fatiga en el IN718 está asociada a la presencia de fases secundarias frágiles como Laves debido promueve la iniciación y propagación de grietas debido a su naturaleza frágil [26]. Se esperaría observar una diferencia importante en la resistencia a la fatiga entre la soldadura disímil y el material base AL6XN en especial porque la nucleación de algunas grietas se presentó en la cercanía de la interfase AL6XN y zona de fusión (que aproximadamente corresponde a la zona de no mezclado). Sin embargo, no existe una diferencia considerable entre ambos resultados experimentales, como se puede observar tanto los coeficientes de resistencia a la fatiga como los exponentes a la fatiga son análogos. Lo anterior puede ser atribuido a que la zona de no mezclado consiste en una capa del material base que se funde y vuelve a solidificar sin experimentar dilución con el material de aporte, por lo tanto la composición química de esta sección se considera prácticamente la misma que la del material base adyacente [98, 99]. Aunado a lo anterior, los gráficos de dureza mostrados en la Figura 4.31a) y b) revelan que no hay un detrimento evidente de las propiedades mecánicas en la ZAT del acero inoxidable superaustenítico en comparación al metal base, por lo que el comportamiento mecánico de esta zona podría considerarse similar al del material base AL6XN.

Como se puede observar en la Figura 4.36c), las probetas ensayadas a niveles de esfuerzo cercano al esfuerzo de cedencia de la aleación AL6XN ( $396.3 \pm 16.9$  MPa) presentan poca resistencia a la aplicación de la carga cíclica. Además, en estos casos la grieta se presentó en la parte del material base AL6XN. Para el resto de las pruebas las grietas nuclearon de manera consistente en la zona de fusión cerca de la interfase con el material base AL6XN como se muestra a detalle posteriormente en las Figuras 4.37a) y b). Todas las muestras fueron pulidas de manera que era

posible identificar la zona correspondiente al cordón de soldadura, de esta forma fue posible identificar en que zonas iniciaban las grietas. Las fallas que iniciaron en la zona de fusión pueden atribuirse a la presencia de la fase Laves, la cual posee una microestructura TCP (que se caracteriza por ser frágil) diferente a la de la matriz austenítica FCC, en consecuencia el grado de deformación de la fase Laves es diferente al de la matriz austenítica que la rodea, dando como resultado una concentración de esfuerzos que llevan a la formación de grietas en la interfase o la ruptura de las partículas de Laves durante la prueba de fatiga controlada por esfuerzo [27].



**Figura 4. 36** Curvas de Wöhler de los materiales base; a) IN718 endurecido, b) AL6XN, c) unión disímil IN718-AL6XN y d) materiales base y unión disímil.



**Figura 4. 37** Falla cerca de la interfase AL6XN-ZF en una muestra de soldadura disímil IN718-AL6XN durante el ensayo de fatiga,  $R=-1$ , esfuerzo de 300 MPa; a) características macroestructurales de la soldadura y b) microestructura de la unión.

La Figura 4.38 muestra la imagen de una probeta ensayada a la fatiga, al igual que en la mayoría de las muestras, la falla inició en la región del cordón de soldadura o cerca de la interfase entre la zona de fusión y el AL6XN (Figura 4.37). Para el caso de la Figura 4.38a) y b), la grieta se propagó a través del cordón de soldadura. Este comportamiento coincidió con los resultados obtenidos en el ensayo de tensión de las muestras que no se sometieron a un TREPS (ver **sección 4.7.3**) en las cuales la falla también se produjo en la zona de fusión debido a la presencia de fases secundarias de naturaleza frágil.



**Figura 4. 38** Probeta de resistencia a la fatiga de la unión IN718-AL6XN; a) vista lateral y b) vista superior,  $R=-1$ , esfuerzo máximo de 320 MPa.

La tendencia de los resultados experimentales en las curvas de Wöhler en la región de alto número de ciclos (aproximadamente  $>10^4$ ) puede aproximarse utilizando la relación de Basquin [100]:

$$\sigma = AN_f^b \quad (4.3)$$

donde  $\sigma$  es el esfuerzo,  $A$  es el coeficiente de resistencia a la fatiga,  $N_f$  el número de ciclos de carga hasta la falla y  $b$  es el exponente de resistencia a la fatiga. Entre más pequeña sea la pendiente  $b$ , mayor es la resistencia a la fatiga [101]. Para el caso particular de la unión IN718-AL6XN los valores son de  $A=637.64$  y  $b= -0.0736$ ,  $A=4456.52$  y  $b= -0.1907$  para el material base IN718 endurecido y  $A=611.73$  y  $b= -0.0651$  para el material base AL6XN.

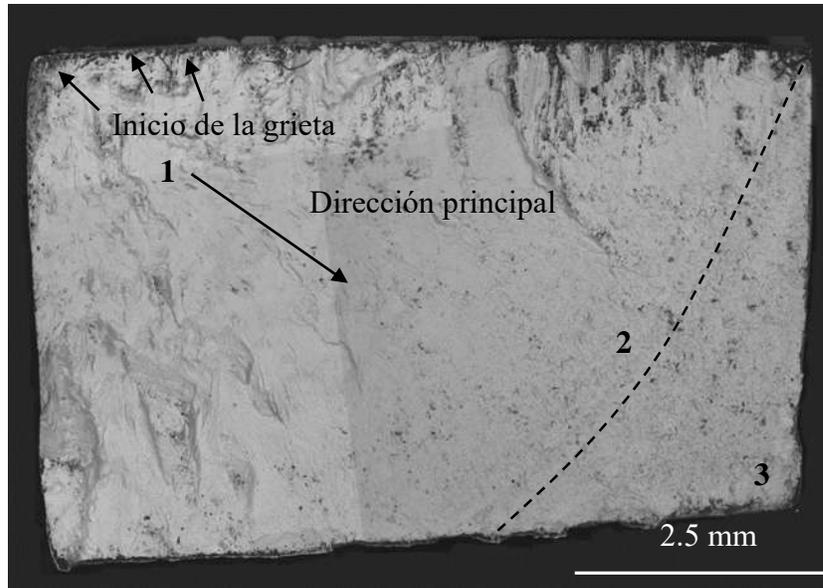
La dispersión es una característica inherente a las propiedades mecánicas de las estructuras y de los materiales. Esto también aplica para el fenómeno de fatiga. La resistencia a la fatiga de especímenes ensayados a la misma carga puede cambiar significativamente [102]. Lo anterior queda evidenciado en la Figura 4.36 en la que se puede observar una dispersión importante en las muestras ensayadas. Es decir, una ligera disminución en el nivel de esfuerzo se refleja en un cambio importante en el número de ciclos de vida a la fatiga. La dispersión se hace más evidente a niveles de esfuerzo más bajos debido a que la nucleación y el crecimiento de las microgrietas enfrentan las barreras estructurales propias del material, a niveles de esfuerzo altos estas barreras no ofrecen una resistencia significativa para influir en la nucleación y velocidad de propagación de la grieta. La nucleación puede depender de la falta de homogeneidad superficial, algunas irregularidades e incluso pequeños daños en la superficie. Las condiciones superficiales pueden variar de un

espécimen a otro y tener un efecto determinante en la duración del periodo de inicio de la grieta. La realización de una gran cantidad de ensayos a un valor de esfuerzo determinado permite obtener una función de distribución de la vida a la fatiga. Esta función puede ser de dos tipos,  $p(\log N)_S$  y  $p(\log S)_N$ , la primera representa la distribución del logaritmo base 10 de  $N$ , a un esfuerzo determinado  $S$ , la segunda representa la distribución del logaritmo base 10 de  $S$ , a un número dado de ciclos  $N$ . No existe un criterio para derivar esta función basado en argumentos físicos, generalmente esta función se ajusta en base a un gran número de pruebas. Los dos tipos de distribución más populares son la función normal o distribución Gaussiana y la distribución de Weibull [102]. La validación de estos dos tipos de funciones de distribución requiere un número considerable de series de ensayos. Cuando se ha realizado un número lo suficientemente importante de pruebas a diversos niveles de carga fija, se pueden construir curvas  $P-N-S$  que representan curvas a diferentes probabilidades de falla. Algunos valores característicos son  $P(\log N)=0.01, 0.05, 0.1$  y  $0.5$ , que simbolizan probabilidades de falla de 1, 5, 10 y 50%. La construcción de las curvas  $P-N-S$  conlleva la realización de diversos experimentos a varios niveles de esfuerzo, lo cual es costoso [102]. Por ello es más común representar a las curvas de Wöhler con un número limitado de especímenes. Finalmente, es importante señalar que el último punto de la curva (Figura 4.36c señalado con una flecha), que fue ensayado a un nivel de carga de 140 MPa, se detuvo a  $N=5 \times 10^5$  ciclos debido a que no presentó falla.

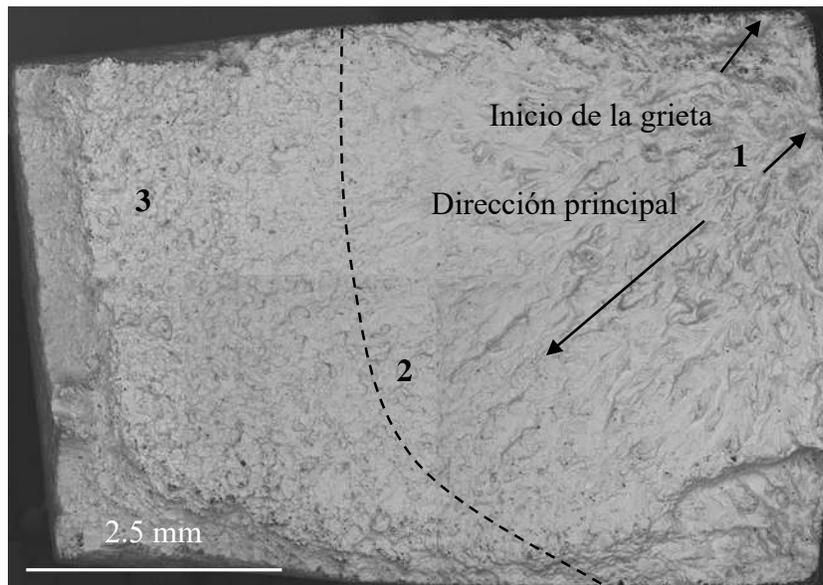
#### **4.10.2 Fractografías del material base IN718 y de las uniones soldadas IN718-AL6XN generadas por el ensayo de fatiga**

Las superficies de fractura fueron examinadas para determinar los puntos de inicio de la grieta así como sus características. La mayor parte de los ciclos del fenómeno de fatiga se consumen en la nucleación de la grieta. Como se puede observar en las Figuras 4.39 y 4.40, las probetas presentan varias zonas de inicio de grieta a lo largo del borde superior y en el borde lateral derecho, respectivamente. El punto marcado como 1 en la parte superior izquierda (Figura 4.39) y la parte superior derecha (Figura 4.40) marca la dirección principal a lo largo de la cual se propagó la grieta de manera transgranular y con la apariencia de una fractura frágil debido a que el fenómeno de fatiga se produce debido a la deformación microplástica que es mayormente revertida en cada ciclo por lo que no se observa deformación plástica a niveles macroscópicos [45]. A partir de la región que inicia en el punto 2, el área de la sección transversal es insuficiente para soportar la fuerza

cíclica aplicada, ésta sección tiene las características de una falla dúctil, debido a lo cual el área comprendida entre los puntos 2 y 3 a partir de la línea puntuada exhibe una evidente deformación plástica [45].



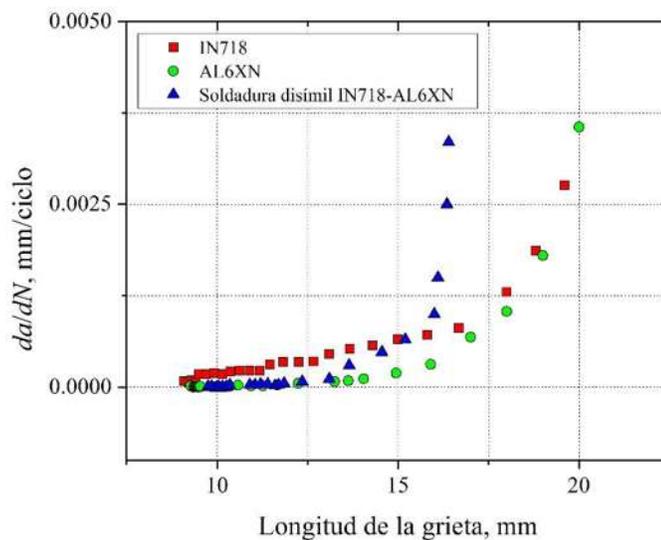
**Figura 4. 39** Fractografía de la unión IN718-AL6XN, centro del cordón de soldadura,  $R=-1$ , esfuerzo máximo de 150 MPa.



**Figura 4. 40** Fractografía del material base IN718 endurecido,  $R=-1$ , esfuerzo máximo de 400 MPa.

### 4.10.3 Crecimiento de grieta por fatiga

Para analizar la propagación de la grieta, se graficó la rapidez de crecimiento contra la longitud de la misma como se muestra en la Figura 4.41. En la gráfica se observa que el comportamiento es de tipo exponencial para los materiales base IN718, AL6XN y para la zona de fusión de la unión disímil. En el caso de la aleación IN718 la rapidez de crecimiento va incrementando gradualmente en función de longitud de la grieta (presenta una rapidez de propagación estable de la grieta). Por otro lado, tanto el material AL6XN como la zona de fusión de la unión disímil presentan una rapidez de crecimiento más lenta al inicio de la propagación de la grieta. Se puede observar que la rapidez de crecimiento del AL6XN y de la zona de fusión de la unión disímil son cercanas hasta una distancia de aproximadamente 12.5 mm, sin embargo, una vez que se supera este valor la rapidez de crecimiento incrementa considerablemente. Aun cuando la grieta tiende a crecer de manera estable desde una longitud pequeña en la aleación IN718, en términos reales la tasa de crecimiento de la zona de fusión de la unión disímil es mayor en comparación a los materiales base AL6XN e IN718.



**Figura 4. 41** Rapidez de propagación ( $da/dN$ ) en función de la longitud de grieta ( $a$ ) para los materiales base IN718, AL6XN y cordón de soldadura.

Los valores del factor de intensidad de esfuerzos ( $\Delta K$ ) calculados con la información obtenida experimentalmente sobre las muestras de los materiales base IN718 y AL6XN y el cordón de soldadura a una longitud de grieta  $a \sim 13$  son  $\sim 36.2 \text{ MPa m}^{1/2}$ ,  $\sim 34.5 \text{ MPa m}^{1/2}$  y  $\sim 42.2 \text{ MPa m}^{1/2}$ ,

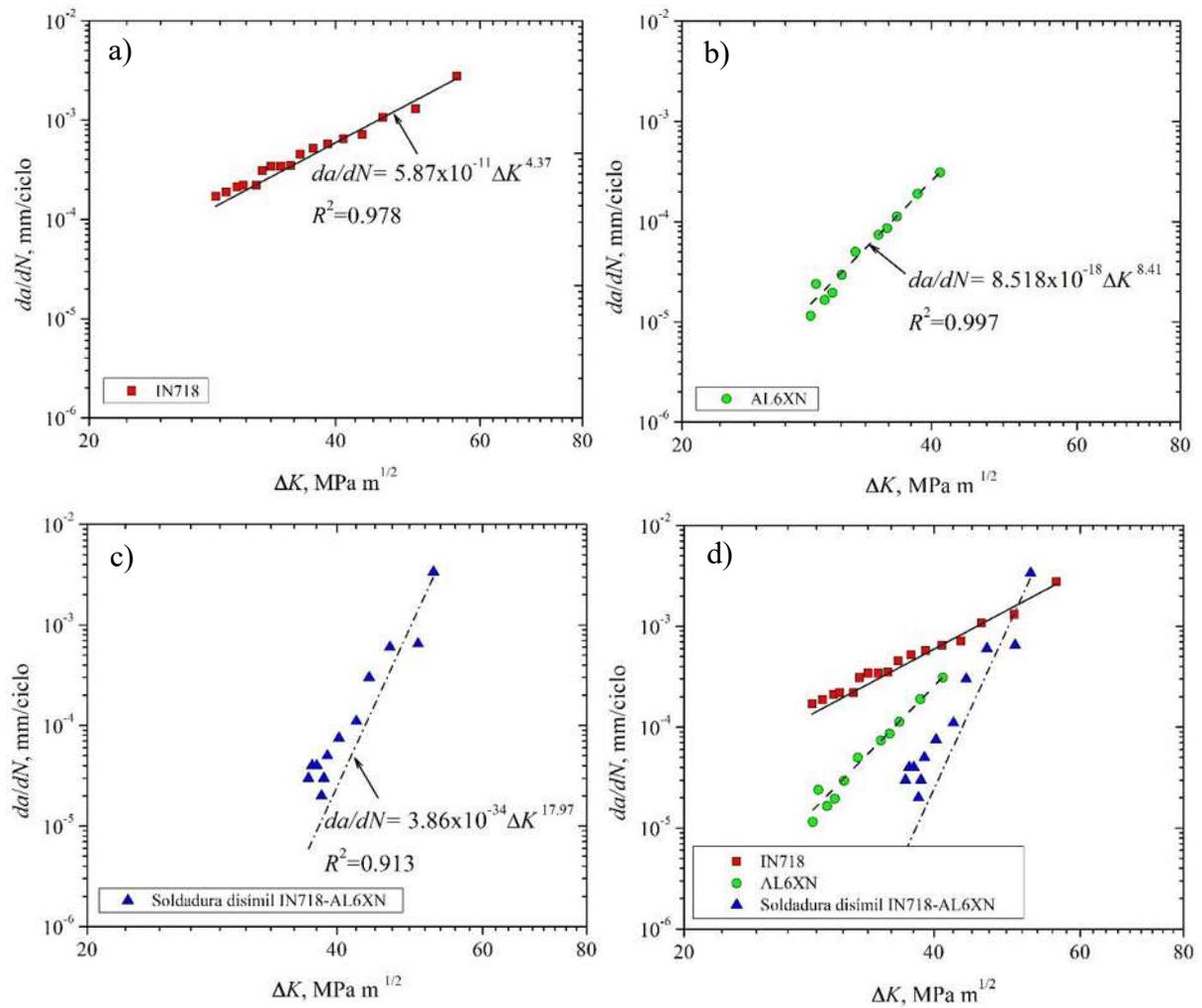
respectivamente, los cuales a su vez tienen valores  $da/dN$  de 0.45  $\mu\text{m}/\text{ciclo}$ , 0.074  $\mu\text{m}/\text{ciclo}$  y 0.11  $\mu\text{m}/\text{ciclo}$  como lo muestra la Figura 4.42. Estos datos son muy cercanos a los que se obtuvieron al medir la distancia entre las estrías directamente sobre las muestras en microscopía electrónica de barrido (0.36  $\mu\text{m}/\text{ciclo}$ , 0.07  $\mu\text{m}/\text{ciclo}$  y 0.14  $\mu\text{m}/\text{ciclo}$ ).

La Figura 4.42 muestra los resultados de crecimiento de grieta para los materiales base IN718 (endurecido), AL6XN y para el cordón de soldadura en la zona conocida como región de Paris en la cual se guarda una relación lineal entre  $\log da/dN$  y  $\log \Delta K$  [48, 51]. La relación entre  $da/dN$  y  $\Delta K$  en la región de propagación estable se puede expresar mediante la ecuación (4.4):

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K^m \quad (4.4)$$

Las ecuaciones que aproximan al comportamiento de los valores determinados experimentalmente se muestran también en la Figura 4.42 para cada material.

Todas las ecuaciones tienen un factor de correlación  $R^2$  superior a 0.9 lo que indica una buena aproximación con los datos experimentales. La grieta creció de manera estable desde un  $\Delta K = 27 \text{ MPa m}^{1/2}$  hasta un  $\Delta K \leq 50 \text{ MPa m}^{1/2}$ , a partir de este punto la rapidez de crecimiento de la grieta aumenta rápidamente hasta que se produce la falla [48]. Los valores de  $m$  para el material base IN718 son cercanos a los encontrados por Mercer et al. [103], sin embargo, son ligeramente superiores a los valores típicamente encontrados en los materiales dúctiles, en los cuales  $m$  va de 2 a 4 [48]. De la Figura 4.42a) es posible determinar que la rapidez de crecimiento más lenta corresponde al IN718 esto debido a que la pendiente de la recta que aproxima el comportamiento real es la más pequeña, tal pendiente corresponde al exponente de la ecuación. También, se determina que en el caso de la aleación AL6XN la grieta tiende a crecer casi al doble en comparación con el IN718. En contraste, la Figura 4.46c), muestra que la grieta de la zona de fusión de la unión disímil tiende a crecer cuatro veces más rápido que en el IN718 y casi dos veces más rápido que en el AL6XN.



**Figura 4. 42** Rapidez de crecimiento de grieta para los materiales base; a) IN718, b) AL6XN, c) cordón de soldadura y d) comparativa.

#### 4.10.4 Fractografías de los materiales base IN718, AL6XN y de las uniones IN718-AL6XN generadas por el ensayo de crecimiento de grieta

La Figura 4.43 muestra las superficies de fractura de los especímenes CT. Estas muestras fueron analizadas para identificar las zonas de propagación estable y las zonas de crecimiento rápido e inestable de la grieta. Las superficies de fractura muestran que la grieta crece transgranularmente (típico de la fractura frágil) en la zona de propagación. Los patrones de crecimiento tipo río encontrados en las fracturas en la zona de propagación son indicadores de la dirección de crecimiento local [104]. Por otro lado, es posible observar que la zona de propagación es más pequeña para el AL6XN y la zona de fusión de la unión disímil en comparación con el IN718. Esto significa que el daño por fatiga tiende a ser más severo en los dos primeros casos y esto se ve reflejado en un incremento de la rapidez de crecimiento como lo muestra la Figura 4.42



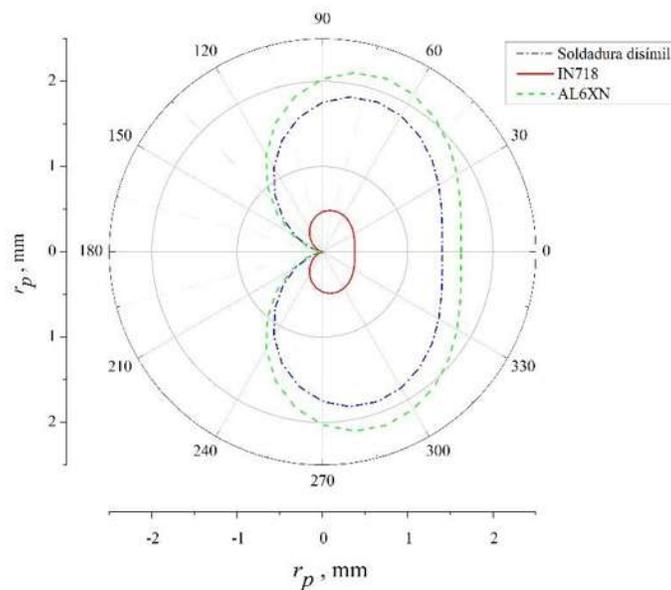
**Figura 4. 43** Fractografías de las muestras del ensayo de crecimiento de grieta para los materiales base; a) IN718 endurecido por precipitación, b) AL6XN como se recibe y c) cordón de soldadura.

Para evaluar la zona de plastificación, se realizó una aproximación del radio de la zona plástica,  $r_p$ , para condiciones de esfuerzo plano [105] que fue calculado usando la siguiente expresión:

$$r_p(\theta) = \frac{1}{4\pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \left( 1 + \cos \theta + \frac{3}{2} \sin^2 \theta \right) \quad (4.5)$$

La Figura 4.44 muestra una representación de la zona plástica alrededor de la punta de la grieta de la zona de fusión de la unión disímil así como de los materiales base e IN718 y AL6XN a un  $\Delta K =$

40 MPa m<sup>1/2</sup>. La zona plástica del IN718 es la más pequeña en comparación con la zona de fusión de la unión disímil y la aleación AL6XN, esto se atribuye al esfuerzo de cedencia ( $\sigma_y$ ). Es decir, el esfuerzo de cedencia para el IN718 es prácticamente el doble del valor exhibido por el material base AL6XN y la zona de fusión de la soldadura disímil, esto se refleja en un decremento en el tamaño de la zona plástica en alrededor de la punta de la grieta. Aun cuando el tamaño de la zona plástica de la soldadura disímil es más pequeña que la correspondiente al material base AL6XN la rapidez de crecimiento para la unión disímil es más rápida. Este aspecto puede ser relacionado con las fases frágiles (Laves y NbC) presentes en la microestructura de la zona de fusión, estos precipitados tienden a fracturarse o separarse de la matriz austenítica bajo el régimen de cargas cíclicas [27] como lo muestra la Figura 4.45. Un mapeo de elementos muestra que la partícula corresponde a un carburo complejo de Ti y Nb. Las partículas fracturadas o separadas proveen una vía rápida para la propagación de las grietas de fatiga. La presencia de fases secundarias puede llegar a producir microgrietas debido a que tienden a modificar la distribución del esfuerzo cortante a nivel microscópico e influenciar el deslizamiento de los planos [100].



**Figura 4. 44** Zona plástica alrededor de la punta de la grieta de los materiales base y zona de fusión de la unión IN718-AL6XN.

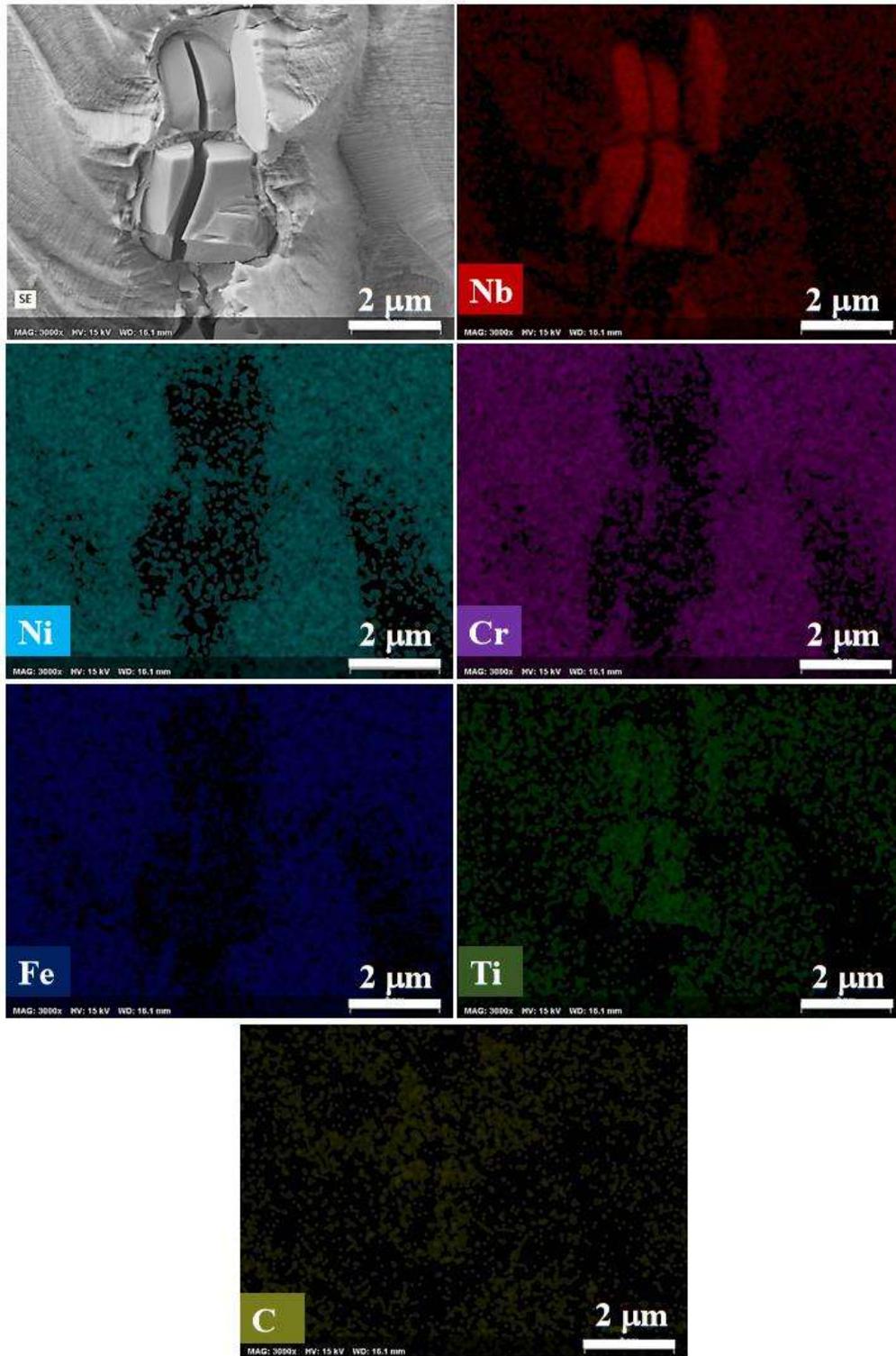
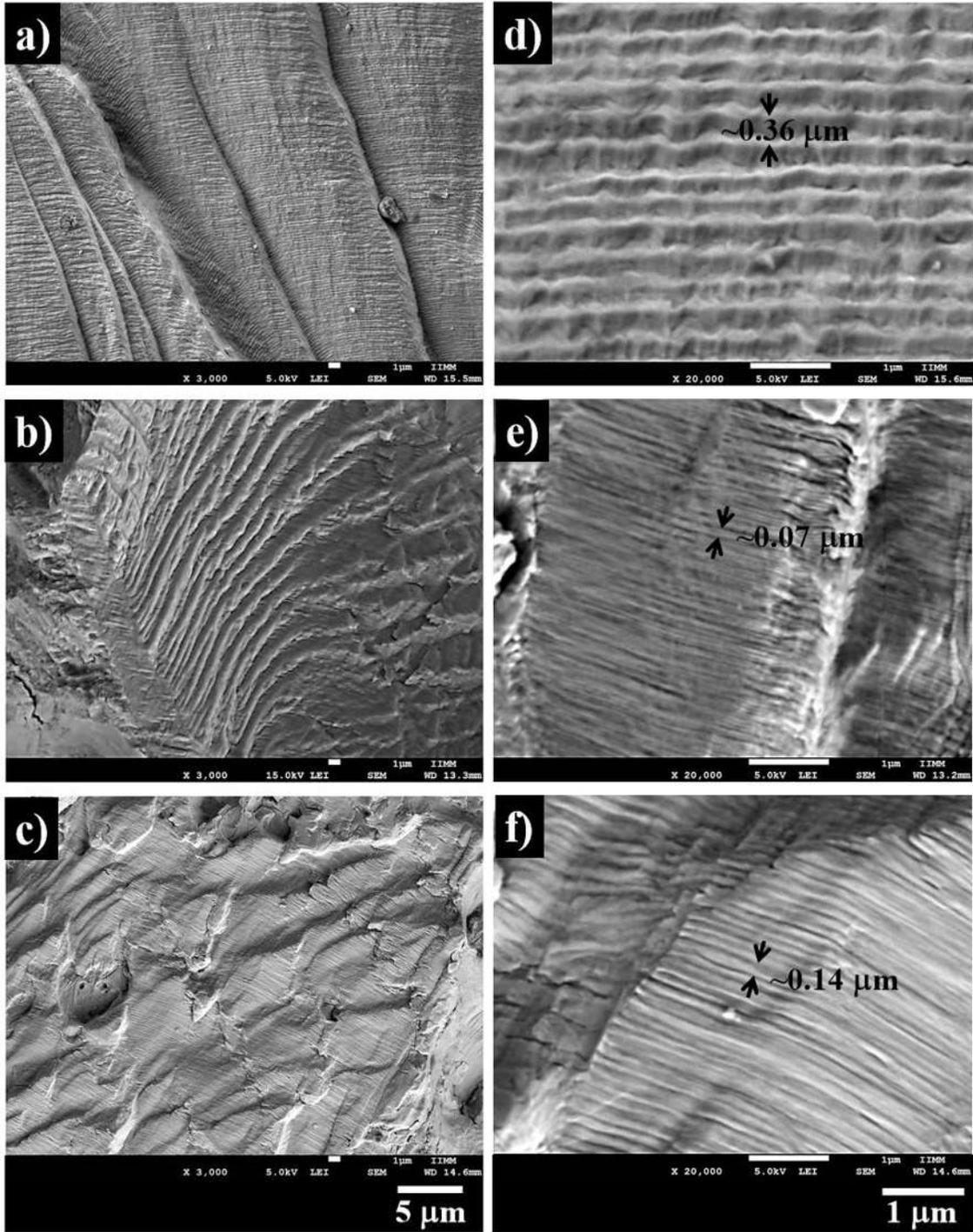


Figura 4. 45 Mapeo elemental de una partícula fracturada encontrada en el cordón de soldadura.

La técnica de microscopía electrónica de barrido fue utilizada para analizar las superficies de fractura de la sección de propagación estable de la grieta. La Figura 4.46 muestra las características en detalle de la sección A de la Figura 4.43. Las superficies de fractura fueron tomadas a una distancia de  $a = 13$  mm, es decir a 5 mm de la punta de la entalla en V. En las superficies de fractura se observa un patrón de estrías que son producto de los ciclos de carga. La presencia de estas estrías provee información relevante para el análisis de falla ocurrida durante el servicio de la pieza. Si son observadas, indican que al menos en esa sección de la superficie de fractura, la falla se debió a la aplicación de cargas cíclicas, además de proporcionar información sobre la dirección y la rapidez de crecimiento de la grieta [45]. Para determinar el espaciamiento entre las estrías se tomaron imágenes de las superficies de fractura a mayores magnificaciones como lo muestran las Figuras 4.46d) e) y f). En el caso particular de la muestra que se observa en la Figura 4.46d) la distancia entre cada estría es de aproximadamente  $0.36 \mu\text{m}$ , es decir, la rapidez de crecimiento de la grieta en esa sección fue de  $0.36 \mu\text{m/ciclo}$ , mientras que para la Figura 4.46e) es de aproximadamente  $0.07 \mu\text{m}$  que correspondería a una rapidez de propagación de  $0.07 \mu\text{m/ciclo}$  y finalmente para la Figura 4.46f) la distancia es de aproximadamente  $0.14 \mu\text{m}$  con una rapidez de  $0.14 \mu\text{m/ciclo}$ , estas mediciones son cercanas a las mediciones de rapidez calculada con base a los datos experimentales como ya fue discutido en la **sección 4.10.3**. Por lo tanto es válido utilizar la ecuación de Paris para describir el comportamiento de la grieta en la región donde existe una relación lineal entre  $\log da/dN$  y  $\log \Delta K$ .



**Figura 4. 46** Características de la fractura en la sección marcada como A en la figura 4.43; a) IN718, b) AL6XN and c) zona de fusión de la soldadura disímil. Detalle a altas magnificaciones para la determinación de la distancia entre estrías; d) IN718, e) AL6XN y f) zona de fusión de la soldadura disímil.

## CAPÍTULO 5. CONCLUSIONES

- En la unión disímil IN718-AL6XN la disminución en las propiedades mecánicas puede ser revertida mediante un tratamiento térmico de recuperación de endurecido. Sin embargo, esta recuperación solo se da en el material de aporte y en el lado del IN718. El tratamiento no tiene ningún efecto sobre la aleación AL6XN, ya que los valores de esfuerzo de cedencia y esfuerzo máximo no varían significativamente con respecto a las muestras no tratadas.
- Las grietas debido a la aplicación de cargas cíclicas en el ensayo de resistencia a la fatiga para esfuerzos menores a 295 MPa se presentaron sobre el cordón de soldadura o bien iniciaron en la cercanía de la interfase AL6XN-ZF y continuaron su crecimiento sobre la zona de fusión. Para esfuerzos iguales o mayores a 300 MPa las fallas se presentaron en la región de material base AL6XN o cerca de la interfase AL6XN-ZF, y la grieta se propaga sobre la zona de fusión. Teniendo en cuenta los resultados de resistencia a la fatiga se corrobora que la decisión de omitir el tratamiento de recuperación de endurecido es adecuada.
- El comportamiento del material base AL6XN es similar al que presenta la unión disímil a pesar de que existe una zona de no mezclado entre la zona de fusión y este material. Por lo tanto la resistencia a la fatiga de la unión disímil es al menos equiparable al comportamiento del material base AL6XN.
- La rapidez de crecimiento de grieta por fatiga calculada a partir de los datos experimentales es muy cercana a la que se calcula directamente sobre las fractografías midiendo la distancia entre estrías, por lo tanto es válido utilizar la ecuación de Paris para describir el comportamiento de la grieta en la región donde existe una relación lineal entre  $\log da/dN$  y  $\log \Delta K$ .

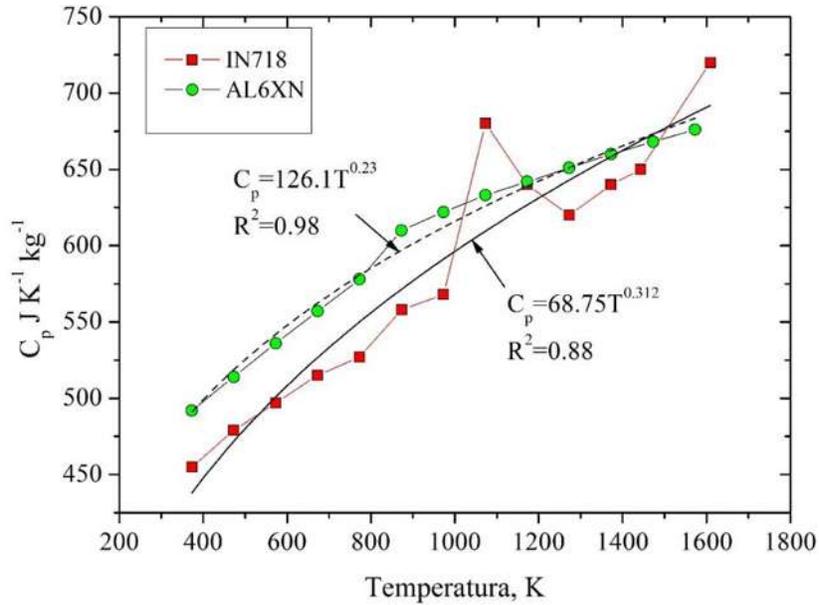
## **CAPÍTULO 6. TRABAJO A FUTURO**

- Realizar el cálculo de  $K_{IC}$  para los materiales base y la soldadura disímil para complementar el estudio de comportamiento a la fatiga.
- Emplear un material de aporte con menor contenido de Fe y Nb para disminuir la formación de fases secundarias frágiles. Se sugiere utilizar ERNiCr-3 o ERNiCrMo-3.

## CAPÍTULO 7. APÉNDICES

### 7.1 Apéndice 1

Par realizar el cálculo de la energía necesaria por unidad de masa para fundir cada uno de los materiales base se toman en cuenta las siguientes curvas mostradas en la Figura A.1.



**Figura A. 1** Calor específico en función de la temperatura para los materiales base IN718 y AL6XN.

La energía necesaria se obtiene con las siguientes expresiones

$$\Delta H = \int_{T_0}^{T_2} C_p(T) dT + \Delta H_f$$

$$\Delta H_{IN718} = \int_{293}^{1533} 68.75T^{0.312} dT + 270000 \quad (7.1)$$

$$\Delta H_{AL6XN} = \int_{293}^{1593} 126.1T^{0.23} dT + 310000$$

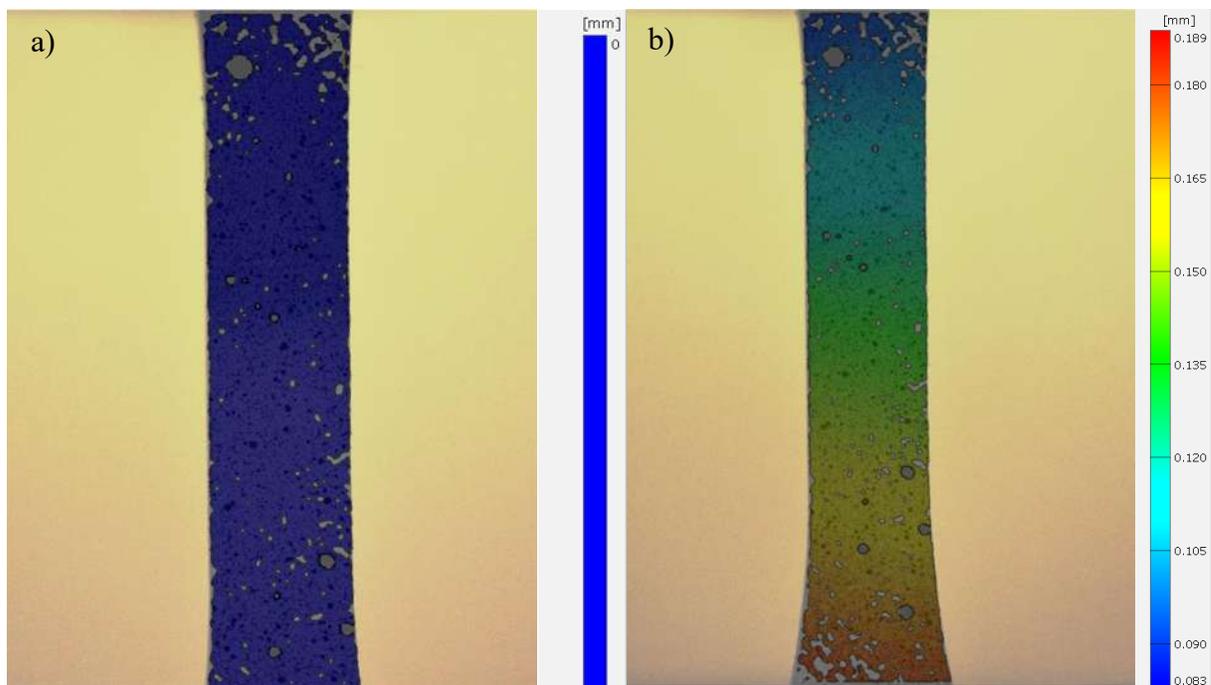
Evaluando las integrales de la ecuación (7.1) tenemos el siguiente resultado para cada material

$$\Delta H_{IN718} = 701744 + 270000 = 971744J / kg = 971.74J / g$$

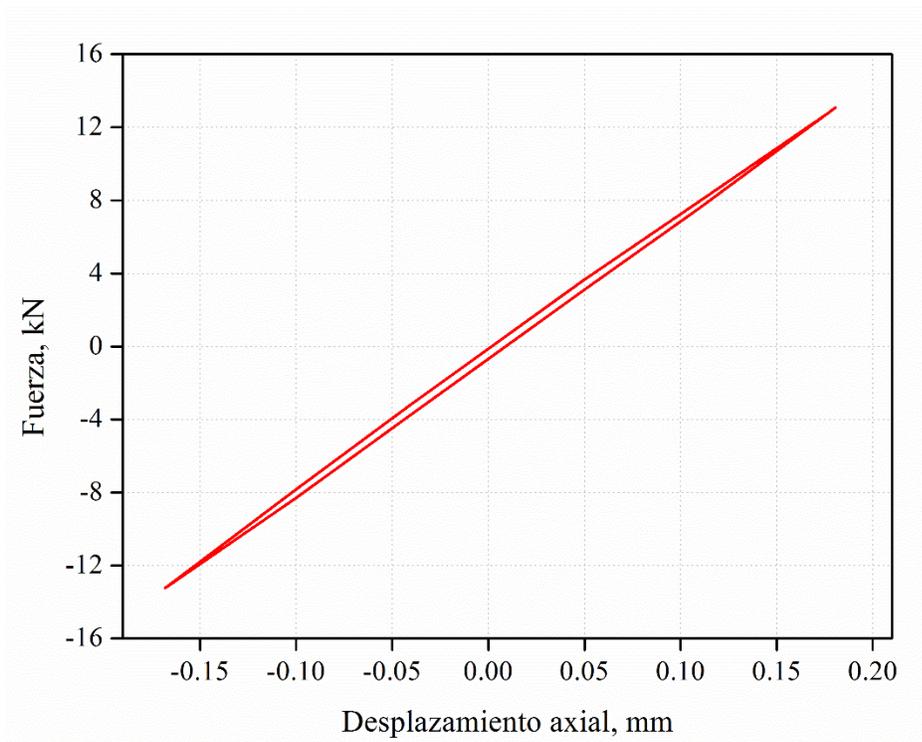
$$\Delta H_{AL6XN} = 779366 + 310000 = 1089366J / kg = 1089.4J / g \quad (7.2)$$

## 7.2 Apéndice 2

La Figura A.2 muestra el desplazamiento que sufre la probeta de resistencia a la fatiga debido a un esfuerzo aplicado de 255 MPa, la fotografía fue tomada en la parte máxima de tensión del ciclo de carga. Para asegurar que la imagen fuera tomada en el punto máximo el programa que controla la realización del ensayo de fatiga fue modificado para que una vez que se alcanza el pico de tensión se mantuviera en esa carga durante 10 s. El máximo desplazamiento obtenido se da en el extremo inferior (que corresponde al AL6XN), de acuerdo al código de colores tal deformación corresponde a aproximadamente 0.185 mm, este valor es muy cercano al que reporta la máquina de fatiga en el ciclo de histéresis que corresponde a 0.1816 mm (Figura A.3)



**Figura A. 2** Sección calibrada de la probeta de resistencia a la fatiga a) sin carga y b) pico máximo en parte de tensión del ciclo. R=-1 y esfuerzo de 255 MPa.



**Figura A. 3** Lazo de histéresis del ensayo de fatiga con  $R=-1$  y esfuerzo de 255 MPa.

## CAPÍTULO 8. BIBLIOGRAFÍA

- [1] DuPont J. N., Lippold J. C. and Kiser S. D. *Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys*. Hoboken, New Jersey. John Wiley & Sons, 2011.
- [2] Nemat-Nasser S., Guo W.-G. and Kihl D. P. *Thermomechanical response of AL-6XN stainless steel over a wide range of strain rates and temperatures*. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**. 49 (8), 1823-1846. 2001.
- [3] Radhakrishna C. and Prasad Rao K. *The formation and control of Laves phase in superalloy 718 welds*. **Journal of Materials Science**. 32 (8), 1977-1984. 1997.
- [4] Ram G. D. J., et al. *Microstructure and mechanical properties of Inconel 718 electron beam welds*. **Materials Science and Technology**. 21 (10), 1132-1138. 2005.
- [5] Hirose A., Sakata K. and Kobayashi K. F. *Microstructure and mechanical properties of laser beam welded Inconel 718*. **International Journal of Materials and Product Technology**. 13 (1-2), 28-44. 1998.
- [6] Hinojos A., et al. *Joining of Inconel 718 and 316 Stainless Steel using electron beam melting additive manufacturing technology*. **Materials & Design**. 94 17-27. 2016.
- [7] Padilha A. F. and Rios P. R. *Decomposition of Austenite in Austenitic Stainless Steels*. **ISIJ International**. 42 (4), 325-337. 2002.
- [8] Dupont J., Banovic S. and Marder A. *Microstructural evolution and weldability of dissimilar welds between a super austenitic stainless steel and nickel-based alloys*. **Welding Journal**. 82 (6), 125. 2003.
- [9] Lundin C. D. *Unmixed zone in arc welds: significance on corrosion resistance of high molybdenum stainless steels*. New York, NY. Welding Research Council, 1998.
- [10] Meng L. J., Sun J. and Xing H. *Creep and precipitation behaviors of AL6XN austenitic steel at elevated temperatures*. **Journal of Nuclear Materials**. 427 (1-3), 116-120. 2012.
- [11] Mortezaie A. and Shamanian M. *An assessment of microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of dissimilar welds between Inconel 718 and 310S austenitic stainless steel*. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**. 116 37-46. 2014.
- [12] Devendranath Ramkumar K., et al. *Influence of filler metals and welding techniques on the structure–property relationships of Inconel 718 and AISI 316L dissimilar weldments*. **Materials & Design**. 62 175-188. 2014.

- [13] Naffakh H., Shamanian M. and Ashrafizadeh F. *Dissimilar welding of AISI 310 austenitic stainless steel to nickel-based alloy Inconel 657*. **Journal of Materials Processing Technology**. 209 (7), 3628-3639. 2009.
- [14] Henderson M., et al. *Nickel based superalloy welding practices for industrial gas turbine applications*. **Science and technology of welding and joining**. 9 (1), 13-21. 2004.
- [15] Maderbacher H., et al. *The influence of microstructure and operating temperature on the fatigue endurance of hot forged Inconel® 718 components*. **Materials Science and Engineering: A**. 585 123-131. 2013.
- [16] Chen Q., Kawagoishi N. and Nisitani H. *Evaluation of fatigue crack growth rate and life prediction of Inconel 718 at room and elevated temperatures*. **Materials Science and Engineering: A**. 277 (1–2), 250-257. 2000.
- [17] Gustafsson D. and Lundström E. *High temperature fatigue crack growth behaviour of Inconel 718 under hold time and overload conditions*. **International Journal of Fatigue**. 48 178-186. 2013.
- [18] Gustafsson D., Lundström E. and Simonsson K. *Modelling of high temperature fatigue crack growth in Inconel 718 under hold time conditions*. **International Journal of Fatigue**. 52 124-130. 2013.
- [19] Gustafsson D., et al. *Fatigue crack growth behaviour of Inconel 718 with high temperature hold times*. **Procedia Engineering**. 2 (1), 1095-1104. 2010.
- [20] Gustafsson D., et al. *Fatigue crack growth behaviour of Inconel 718 – the concept of a damaged zone caused by high temperature hold times*. **Procedia Engineering**. 10 2821-2826. 2011.
- [21] Gustafsson D., et al. *Influence of high temperature hold times on the fatigue crack propagation in Inconel 718*. **International Journal of Fatigue**. 33 (11), 1461-1469. 2011.
- [22] James L. *Fatigue-crack growth in Inconel 718 weldments at elevated temperatures*. **Welding Journal Research Supplement**. 57 (1), 17s-23s. 1978.
- [23] Kalnaus S., et al. *An experimental investigation on fatigue crack growth of AL6XN stainless steel*. **Engineering Fracture Mechanics**. 75 (8), 2002-2019. 2008.
- [24] Meng L. J., et al. *Study of low-cycle fatigue of AL6XN austenitic stainless steel*. **Nuclear Engineering and Design**. 241 (8), 2839-2842. 2011.

- [25] Saarimäki J., et al. *Influence of overloads on dwell time fatigue crack growth in Inconel 718*. **Materials Science and Engineering: A**. 612 398-405. 2014.
- [26] Sivaprasad K. and Raman S. G. S. *Influence of magnetic arc oscillation and current pulsing on fatigue behavior of alloy 718 TIG weldments*. **Materials Science and Engineering: A**. 448 (1), 120-127. 2007.
- [27] Sui S., et al. *The influence of Laves phases on the high-cycle fatigue behavior of laser additive manufactured Inconel 718*. **Materials Science and Engineering: A**. 695 (Supplement C), 6-13. 2017.
- [28] Thornton P. H., Davies P. H. and Johnston T. L. *Temperature dependence of the flow stress of the gamma prime phase based upon Ni<sub>3</sub>Al*. **Metallurgical Transactions A**. (1), 207-218. 1970.
- [29] Decker R. F. and Mihalisin J. R. *Coherency strains in gamma prime hardened nickel alloys*. **Transactions of ASM Quarterly**. (62), 481-489. 1969.
- [30] Brooks J. and Bridges P. *Metallurgical stability of inconel alloy 718*. **Superalloys**. 88 33-42. 1988.
- [31] Barker J. F., Ross E. W. and Radavich J. F. *Long time stability of Inconel 718*. **Journal of Metals**. (22), 31 – 41. 1970.
- [32] DuPont J. N., et al. *Solidification of Nb-bearing superalloys: Part II. Pseudoternary solidification surfaces*. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 29 (11), 2797-2806. 1998.
- [33] DuPont J. N., et al. *Solidification of Nb-bearing superalloys: Part I. Reaction sequences*. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 29 (11), 2785-2796. 1998.
- [34] DuPont J., Robino C. and Marder A. *Modeling solute redistribution and microstructural development in fusion welds of Nb-bearing superalloys*. **Acta Materialia**. 46 (13), 4781-4790. 1998.
- [35] Ojo O. A., Richards N. L. and Chaturvedi M. C. *Study of the fusion zone and heat-affected zone microstructures in tungsten inert gas-welded INCONEL 738LC superalloy*. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 37 (2), 421-433. 2006.
- [36] Knorovsky G. A., et al. *INCONEL 718: A solidification diagram*. **Metallurgical Transactions A**. 20 (10), 2149-2158. 1989.
- [37] Cieslak M. *The welding and solidification metallurgy of Alloy 625*. **Welding journal**. 70 (2), 49s-56s. 1991.

- [38] Cieslak M. J., et al. *A melting and solidification study of alloy 625*. **Metallurgical Transactions A**. 19 (9), 2319-2331. 1988.
- [39] Cieslak M. J., et al. *A comparison of the solidification behavior of INCOLOY 909 and INCONEL 718*. **Metallurgical Transactions A**. 21 (1), 479-488. 1990.
- [40] David S. A. and Vitek J. M. *Correlation between solidification parameters and weld microstructures*. **International Materials Reviews**. 34 (1), 213-245. 1989.
- [41] Pepe J. and Savage W. *Effects of constitutional liquation in 18-Ni maraging steel weldments (Microsegregation and grain boundary liquation in heat affected zone of 18-Ni maraging steel welds)*. **Welding journal, research supplement**. 46 1967.
- [42] Owczarski W. A., Duvall D. S. and Sullivan C. P. *A model for heat affected zone cracking in nickel base superalloys*. **Welding Journal**. (45), 145-155. 1966.
- [43] Duvall D. S. and Owczarski W. A. *Further heat affected zone studies in heat resistant nickel alloys*. **Welding Journal**. (46), 423-432. 1967.
- [44] Suresh S. *Introduction and overview*. En; *Fatigue of Materials*. 2 ed. Cambridge. Cambridge University Press. 1-35. 1998
- [45] Schijve J. *Fatigue as a Phenomenon in the Material*. En; *Fatigue of Structures and Materials*. ed. Springer. 7-42. 2001
- [46] Gdoutos E. E. *Fracture mechanics: an introduction*. Springer Science & Business Media, 2006. 123
- [47] Schijve J. *Fatigue of structures and materials*. Springer Science & Business Media, 2001.
- [48] Suresh S. *Fatigue of Materials*. 2. Cambridge. Cambridge University Press, 1998.
- [49] Westergaard H. M. *Stresses At A Crack, Size Of The Crack, And The Bending Of Reinforced Concrete*. En: *Proceedings of the American Concrete Institute*. Eds.
- [50] Westergaard H. M. *Bearing pressures and cracks*. **Trans AIME, J. Appl. Mech.** 6 49-53. 1939.
- [51] Paris P. and Erdogan F. *A Critical Analysis of Crack Propagation Laws*. **Journal of Basic Engineering**. 85 (4), 528-533. 1963.
- [52] Forman R. G., Kearney V. E. and Engle R. M. *Numerical Analysis of Crack Propagation in Cyclic-Loaded Structures*. **Journal of Basic Engineering**. 89 (3), 459-463. 1967.
- [53] Priddle E. K. *High cycle fatigue crack propagation under random and constant amplitude loadings*. **Int J Pressure Vessels Piping**. 4 (2), 89-118. 1976.

- [54] Klesnil M. and Lukáš P. *Influence of strength and stress history on growth and stabilization of fatigue cracks*. **Engineering Fracture Mechanics**. 4 (1), 77-92. 1972.
- [55] Woodford D. A. *Gas phase embrittlement and time dependent cracking of nickel based superalloys*. **Energy Materials**. 1 (1), 59-79. 2006.
- [56] Pfaendtner J. A. and McMahon Jr C. J. *Oxygen-induced intergranular cracking of a Ni-base alloy at elevated temperatures—an example of dynamic embrittlement*. **Acta Materialia**. 49 (16), 3369-3377. 2001.
- [57] Lenglet M., et al. *Caracterisation des premieres etapes de l'oxydation de l'alliage inconel 718 par spectrometrie I.R.F.T*. **Materials Research Bulletin**. 25 (6), 715-722. 1990.
- [58] Ponnelle S., Brethes B. and Pineau A. *High temperature fatigue crack growth rate in inconel 718 : Dwell effect annihilations*. En; European Structural Integrity Society. ed. Elsevier. 257-266. 2002
- [59] Lippold J. C. and Kotecki D. J. *Austenitic Stainless Steels*. En; Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels. ed. New Jersey. Wiley-Interscience. 2005
- [60] Banovic S. W., Dupont J. N. and Marder A. R. *Dilution and microsegregation in dissimilar metal welds between super austenitic stainless steel and nickel base alloys*. **Science and Technology of Welding and Joining**. 7 (6), 374-383. 2002.
- [61] Li D. J., et al. *Effect of  $\sigma$ -Phase on the creep properties of Cr25Ni20 stainless steel*. **Scripta Metallurgica**. 23 (8), 1319-1321. 1989.
- [62] Irwin G. R. *Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate*. **SPIE MILESTONE SERIES MS**. 137 167-170. 1997.
- [63] Metrovich B., et al. *Fatigue strength of welded AL-6XN superaustenitic stainless steel*. **International Journal of Fatigue**. 25 (9–11), 1309-1315. 2003.
- [64] Keating P. and Fisher J. W. *Evaluation of fatigue tests and design criteria on welded details*. 1986.
- [65] Chandler H. *Heat treater's guide: practices and procedures for nonferrous alloys*. ASM international, 1996.
- [66] ASTM, ASTM E8M-16A: 2016. *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials 2016*
- [67] Ramberg W. and Osgood W. R. *Description of stress-strain curves by three parameters*. **National Advisory Committee for Aeronautics**. Technical Note No. 902 1943.

- [68] ASTM, ASTM E646-16 2016. *Standard Test Method for Tensile Strain-Hardening Exponents (n-Values) of Metallic Sheet Materials. 2016*
- [69] ASTM, ASTM E23-16B: 2016. *Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. 2016*
- [70] ASTM, ASTM E2298-18: 2018. *Standard Test Method for Instrumented Impact Testing of Metallic Materials. 2018*
- [71] Kou S. *Heat flow in welding*. En; *Welding Metallurgy*. 2 ed. New Jersey. Wiley Interscience. 37-64. 2003
- [72] Dye D., et al. *Modeling of the mechanical effects induced by the tungsten inert-gas welding of the IN718 superalloy*. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 32 (7), 1713-1725. 2001.
- [73] Tanner D. W. *Life assessment of welded INCONEL 718 at high temperature*. University of Nottingham. 2009
- [74] Holman J. P. *Natural convection systems*. En; *Heat transfer*. 10 ed. McGraw-Hill. 347-353. 2010
- [75] Soundararajan V., Zekovic S. and Kovacevic R. *Thermo-mechanical model with adaptive boundary conditions for friction stir welding of Al 6061*. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**. 45 (14), 1577-1587. 2005.
- [76] Lindgren L. E., Runnemalm H. and Näsström M. O. *Simulation of multipass welding of a thick plate*. **International journal for numerical methods in engineering**. 44 (9), 1301-1316. 1999.
- [77] De ATI. *AL-6XN Alloy*. **Reporte Técnico Comercial**. ATI Allegheny Ludlum Technical & Commercial Center. USA. 2010
- [78] Mills K. C. *Ni - IN 718*. En; *Recommended Values of Thermophysical Properties for Selected Commercial Alloys*. ed. Woodhead Publishing. 181-190. 2002
- [79] ASTM, ASTM E466-15: 2015. *Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials. 2015*
- [80] ASTM, ASTM E647-15E1: 2015. *Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. 2015*
- [81] Byun T. S., et al. *Strain hardening and plastic instability properties of austenitic stainless steels after proton and neutron irradiation*. **Journal of Nuclear Materials**. 298 (3), 269-279. 2001.
- [82] Mahajan S., et al. *Formation of annealing twins in f.c.c. crystals*. **Acta Materialia**. 45 (6), 2633-2638. 1997.

- [83] Manikandan S., et al. *Laves phase control in Inconel 718 weldments*. En; Materials Science Forum. ed. Trans Tech Publ. 614-619. 2012
- [84] Chen S., et al. *Precipitation behavior of Fe 2 Nb Laves phase on grain boundaries in austenitic heat resistant steels*. **Materials Science and Engineering: A**. 616 183-188. 2014.
- [85] DuPont J. N. and Marder A. R. *Dilution in single pass arc welds*. **Metallurgical and Materials Transactions B**. 27 (3), 481-489. 1996.
- [86] Chalmers B. *Principles of Solidification*. New York. Wiley, 1964.
- [87] Vishwakarma K. R., Richards N. L. and Chaturvedi M. C. *Microstructural analysis of fusion and heat affected zones in electron beam welded ALLVAC® 718PLUS™ superalloy*. **Materials Science and Engineering: A**. 480 (1), 517-528. 2008.
- [88] Ye X., et al. *Effect of macro- and micro-segregation on hot cracking of Inconel 718 superalloy argon-arc multilayer cladding*. **Journal of Materials Processing Technology**. 258 251-258. 2018.
- [89] Savage W. F., Lundin C. D. and Aronson A. H. *Weld metal solidification mechanics*. **Welding Journal**. (44), 175-181. 1965.
- [90] Sireesha M., et al. *Microstructural features of dissimilar welds between 316LN austenitic stainless steel and alloy 800*. **Materials Science and Engineering: A**. 292 (1), 74-82. 2000.
- [91] Kou S. *Precipitation-Hardening Materials II: Nickel Base Alloys*. En; Welding Metallurgy. 2 ed. New Jersey. Wiley Interscience. 375-392. 2003
- [92] Rodriguez P. *Serrated plastic flow*. **Bulletin of Materials Science**. 6 (4), 653-663. 1984.
- [93] Hong S.-G. and Lee S.-B. *Mechanism of dynamic strain aging and characterization of its effect on the low-cycle fatigue behavior in type 316L stainless steel*. **Journal of Nuclear Materials**. 340 (2-3), 307-314. 2005.
- [94] Meng L. J., et al. *Serrated flow behavior in AL6XN austenitic stainless steel*. **Journal of Nuclear Materials**. 394 (1), 34-38. 2009.
- [95] Hirose A., Sakata K. and Kobayashi K. F. En: Solidification Processing 1997. J. BEECH and H. JONES Eds. University of Sheffield Dept. of Engineering Materials. 675. 1997
- [96] Cortés R., et al. *Mechanical Evaluation of IN718-AL6XN Dissimilar Weldment*. En: **Proceedings of the 17th International Conference on New Trends in Fatigue and Fracture**. R. R. Ambriz, D. Jaramillo, G. Plascencia and M. Nait Abdelaziz. Cancun, México. 215-223. 2018
- [97] Server W. L. *General Yielding of Charpy V-Notch and Precracked Charpy Specimens*. **Journal of Engineering Materials and Technology**. 100 (2), 183-188. 1978.

- [98] Savage W. F., Nippes E. F. and Szekeres E. *STUDY OF WELD INTERFACE PHENOMENA IN A LOW ALLOY STEEL*. 1976. 55
- [99] A. Baeslack W., C. Lippold J. and F. Savage W. *Unmixed zone formation in austenitic stainless steel weldments. [18 Cr8 Ni weldments]*. 1979.
- [100] Schijve J. *Fatigue properties*. En; *Fatigue of Structures and Materials*. ed. Springer. 115-138. 2001
- [101] Campbell F. C. *Fatigue*. En; *Elements of metallurgy and engineering alloys*. ed. ASM International. 243-264. 2008
- [102] Schijve J. *Fatigue and Scatter*. En; *Fatigue of Structures and Materials*. ed. Springer. 373-418. 2001
- [103] Mercer C., Soboyejo A. B. O. and Soboyejo W. O. *Micromechanisms of fatigue crack growth in a forged Inconel 718 nickel-based superalloy*. **Materials Science and Engineering: A**. 270 (2), 308-322. 1999.
- [104] Sachs N. W. *Understanding the surface features of fatigue fractures: How they describe the failure cause and the failure history*. **Journal of Failure Analysis and Prevention**. 5 (2), 11-15. 2005.
- [105] Gdoutos E. E. *Elastic-Plastic Stress Field in Cracked Bodies*. En; *Fracture Mechanics: An Introduction*. ed. Dordrecht. Springer Netherlands. 57-77. 2005