

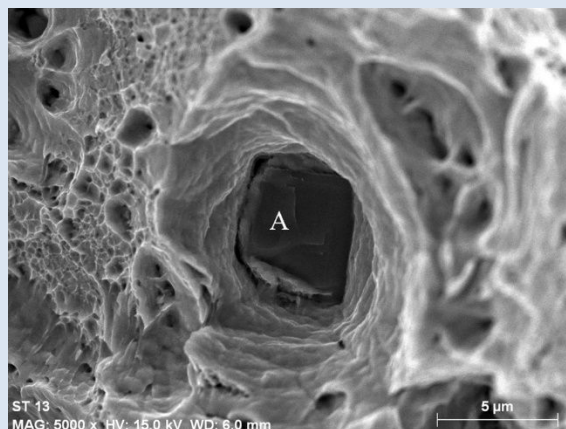
CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL Y MECÁNICA DE UNA SOLDADURA DISÍMIL DE ACEROS INOXIDABLES 316L/AL-6XN

Roberto Briones¹, Alberto Ruíz^{1*}, Carlos Rubio², Hector Carreon¹

1: Instituto de Investigaciones Metalúrgicas, Av. Francisco J. Mujica S/N, Ciudad Universitaria, C.P. 58030, Morelia, Michoacán, México.

2: Centro de Ingeniería y Desarrollo Industrial, Av. Playa Pie de la Cuesta No. 702. Desarrollo San Pablo. Querétaro, Qro. México.

*e-mail: alruiz@umich.mx



RESUMEN

Debido a las excelentes propiedades, el acero inoxidable AL-6XN se ha propuesto como una alternativa para reemplazar al acero inoxidable 316L en la reparación de componentes y tuberías usados en plantas generadoras de energía. Por lo tanto, un profundo entendimiento del comportamiento de soldaduras disímiles es necesario. En esta artículo, se investigan la microestructura y las propiedades mecánicas de una unión disímil hecha de aceros inoxidables AL-6XN y 316L unidos con el proceso de arco de tungsteno con gas (GTAW) utilizando microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica de barrido (MEB), ensayos de tensión, análisis de energía dispersiva de rayos X (EDX) y mediciones de microdureza. Se realizó un análisis del modo de fractura de las probetas de tensión. Los resultados de tensión muestran que los especímenes de la unión soldada presentan mayor resistencia a la tensión, la fractura ocurre en la zona afectada térmicamente (ZAT) del acero inoxidable 316L. El análisis microestructural muestra la presencia de pequeñas inclusiones de titanio en la ZAT del acero 316L.

Palabras Claves: Tamaño de grano, austenita, acero inoxidable, superaustenítico.

MICROSTRUCTURAL AND MECHANICAL CHARACTERIZATION OF A DISSIMILAR AL-6XN/316L STAINLESS STEELS WELDED JOINT

ABSTRACT

Due to its excellent properties, the AL-6XN stainless steel has been proposed as an alternative to replace 316L stainless steel during the repair of components and pipelines used in power plants. Therefore, a deep understanding of the behavior of dissimilar welded joints is needed. In this paper, the microstructure and mechanical properties of a dissimilar joint between AL-6XN and 316L stainless steels welded by the Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) process are investigated using optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM), tension test, analysis of X-rays dispersive energy (EDX) and microhardness measurements. An analysis of the fracture mode of the tension samples was performed. Tension test results show that welded samples exhibit higher strength, fracture occurs in the heat affected zone (HAZ) of the 316L stainless steel. Microstructural analysis shows the presence of small precipitated titanium particles in the HAZ of the 316L stainless steel.

Keywords: Grain size, austenite, stainless steel, superaustenitic.

1. INTRODUCCIÓN

En la actualidad, un gran número de procesos industriales y de generación de energía requieren procesos de reparación y/o sustitución de componentes debido a que se encuentran en ambientes altamente corrosivos o erosivos. Dependiendo de las exigencias del componente, la reparación puede involucrar la sustitución del acero en cuestión por uno de los aceros de nueva generación más resistentes a estos fenómenos. En cualquiera de los dos casos la reparación se hace por medio de algún proceso de soldadura por fusión. La implicación directa de esto es que la unión soldada debe de cumplir con características mecánicas que garanticen el buen desempeño del componente una vez que éste es puesto en operación. Por otra parte, las soldaduras disímiles son ampliamente usadas para unir metales diferentes en una estructura. Estas uniones pueden ser resultado de una necesidad de diseño o de un proceso de reparación. Varios estudios han sido desarrollados para estudiar la respuesta mecánica, las características microestructurales, el efecto de esfuerzos residuales y la resistencia a corrosión de soldaduras por fusión [1-5].

El acero inoxidable 316L es una aleación usada en manufactura de componentes para reactores nucleares, equipos para generación de energía con combustibles fósiles, refinerías petroquímicas y plantas químicas. Debido a las diferentes aplicaciones, el estudio de la microestructura y sus efectos sobre las propiedades mecánicas de este tipo de aceros inoxidables representa un tema de inmenso interés científico y tecnológico [6].

Recientemente se han propuesto a algunos aceros de nueva generación como el súper austenítico AL-6XN como un candidato ideal para la sustitución o para reparación de componentes o de tuberías que actualmente usan el acero inoxidable 316L. El acero súperaustenítico AL-6XN es un acero inoxidable endurecido por nitrógeno relativamente nuevo. La diferencia clave entre al AL-6XN y otros aceros inoxidables, es que el AL-6XN contiene porcentajes mayores de níquel y de molibdeno. Este tipo de acero exhibe resistencia a ataque intergranular, superior a aquella de los tipos de acero inoxidable 304L y 306L, cuando se sensibilizan; y aproximadamente dos veces el esfuerzo de fluencia al 0.2% de los tipos 304 y 316,

mientras mantienen una excelente ductilidad y tenacidad, poseen además mayor resistencia a temperaturas elevadas que los aceros inoxidables estándar de la serie 300 [7].

Si los parámetros de soldadura no son controlados adecuadamente, algunos procesos de soldadura pudieran incrementar la temperatura de la zona afectada por temperatura (ZAT) incrementando el riesgo de formación de nitruros, de carburos $M_{23}C_6$ o de fases intermetálicas tales como fase sigma (σ), la fase chi (χ) y la fase de Laves (η) [8-16].

El propósito de este estudio es emprender una investigación multidisciplinaria para evaluar las principales características microestructurales y mecánicas de una unión disímil AL-6XN/316L. La creciente aplicación del acero superaustenítico AL-6XN y su uso potencial como remplazo de partes dañadas de acero inoxidable 316L requiere un mejor conocimiento de las características microestructurales y de las propiedades mecánicas asociadas a esos metales disímiles. En este trabajo, se analizó la microestructura por medio de MO y MEB, y se investigaron las propiedades mecánicas como resistencia a la tensión y mediciones del número de dureza Vickers de ambos materiales base y de la unión soldada.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1 Soldadura

El desarrollo experimental se realizó tomando como material de estudio dos segmentos de tubería de 6 pulgadas de diámetro exterior nominal, uno de éstos segmentos de acero inoxidable 316L con 6.4 mm de espesor y el otro segmento de acero superaustenítico AL-6XN de 7.7 mm de espesor. Las composiciones químicas de ambos materiales base y del material de aporte se muestran en la tabla 1. En el acero inoxidable 316L se encontraron cantidades residuales de nitrógeno (0.04% en peso).

Para la unión de dichos segmentos se utilizó el proceso de soldadura GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) utilizando tres pasadas. Como material de aporte se utilizaron electrodos con clasificación AWS ERNiCrMo3 de 2.4 mm de diámetro. El gas de protección utilizado fue argón de pureza comercial (99.995%), el cual se aplicó de la siguiente manera: un flujo de 7 litros por minuto se utilizó en la antorcha de soldadura y un flujo de 25 litros por minuto fue suministrado al interior de la

tubería como gas de respaldo. El voltaje usado fue de 10 voltios y una corriente de 70 amperios con

una velocidad de avance del electrodo de 120 mm/min.

Tabla 1. Composiciones químicas de los materiales base y del metal de aporte (% peso).

Elemento	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	Ti	Cu	Nb
AISI 316L	0.037	1.709	0.525	0.011	0.028	16.45	10.19	2.072	0.017	0.143	0.005
AL-6XN	0.025	0.650	0.437	0.004	0.026	20.85	25.37	4.979	0.005	0.220	0.016
ERNiCrMo3	0.015	0.050	0.050	0.003	0.006	22.06	64.38	8.92	0.249	0.013	3.66

La preparación de la junta fue a tope con bisel en V, con un ángulo de abertura de 70°, con una separación de raíz de 3.18 mm y una altura de raíz de 1.59 mm, como se observa en la Figura 1.

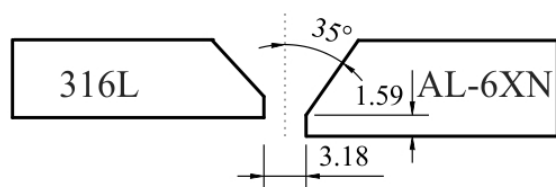


Figura 1. Representación esquemática de la preparación de junta.

2.2 Análisis de la microestructura

Para realizar el estudio de la microestructura resultante en la unión soldada AL-6XN/316L se realizaron cortes en el material base, metal de soldadura y la unión soldada. Dichos cortes se prepararon de acuerdo a las técnicas convencionales de metalografía utilizando desbaste con papel abrasivo y pasta de diamante.

El reactivo utilizado para revelar la microestructura fue Glicerina, producido con una composición de 15cc HCl, 10cc Glicerina y 5cc. HNO₃. Dependiendo del material, los tiempos de aplicación del ataque oscilaron desde los 10 minutos hasta los 50 minutos ya que dicho ataque se realizó por frotamiento y aplicándolo progresivamente por regiones en el caso de la unión soldada debido a las diferentes composiciones químicas de los materiales de ésta.

Las imágenes fueron obtenidas utilizando un microscopio óptico Nikon modelo EPIPHOT 300 así como un microscopio electrónico de barrido marca JEOL modelo JSM-6400. El contraste y el brillo de las imágenes fueron ajustados mediante software para resaltar las características más

importantes de la microestructura. La medición del tamaño de grano austenítico se ha realizado usando la norma ASTM E112-96 usando el método de intersección.

2.3 Ensayo de tensión

Para el ensayo de tensión se maquinaron probetas cuyas dimensiones se muestran en la Figura 2. Las probetas fueron obtenidas en la dirección transversal a la soldadura la cual corresponde a la dirección de laminación de las placas usadas en la fabricación de la tubería. El equipo utilizado fue una máquina servohidráulica MTS Modelo 810. Las probetas con metal de soldadura fueron maquinadas de manera que el metal de soldadura se encontrara al centro de la probeta. El ensayo de tensión, se realizó a temperatura ambiente con una velocidad de deformación de 1 mm/min y con una longitud calibrada del extensómetro de 25.4 mm.

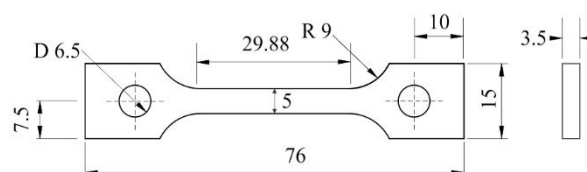


Figura 2. Dimensiones de las probetas de tensión utilizadas (cotas en mm).

2.4 Microdureza

La microdureza del material de estudio fue obtenida utilizando un durómetro vickers digital marca Nanovea Series, seleccionando una carga de 1 kg. Se obtuvieron perfiles de microdureza en tres niveles diferentes a través del espesor, como se muestra en la Figura 3. Las mediciones fueron tomadas después de aplicar un ligero ataque químico que permitió revelar la línea de fusión de la unión soldada. La distancia entre mediciones fue de 0.5

mm y se realizaron desde la línea central del metal de soldadura con una longitud total de 50 mm cumpliendo con las recomendaciones de la norma ASTM E384-99. La separación entre cada una de las líneas de los perfiles de dureza es de aproximadamente 1.5 mm hacia arriba y hacia abajo del perfil central.



Figura 3. Macrografía mostrando el lugar de las mediciones de microdureza en la unión soldada.

2.5 Análisis de difracción de rayos X (DRX)

Se realizaron usando un difractómetro de rayos X Siemens D5000 con radiación $\text{CuK}\alpha$ a una muestra de acero 316L en condición de recibido y a una muestra de la unión disímil cortada de tal forma que la ZAT de acero inoxidable 316L fue la superficie expuesta a la radiación.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Microestructura

La Figura 4 muestra una imagen completa de la unión soldada formada a partir de una serie de imágenes tomadas a 50 magnificaciones de diferentes regiones unidas usando un software espacializado. En ellas, se pueden distinguir claramente seis regiones microestructurales: 1) región superficial del material base 316L, 2) región central material base 316L, 3) ZAT 316L, 4) metal de soldadura y 5) ZAT AL-6XN y 6) metal base AL-6XN.

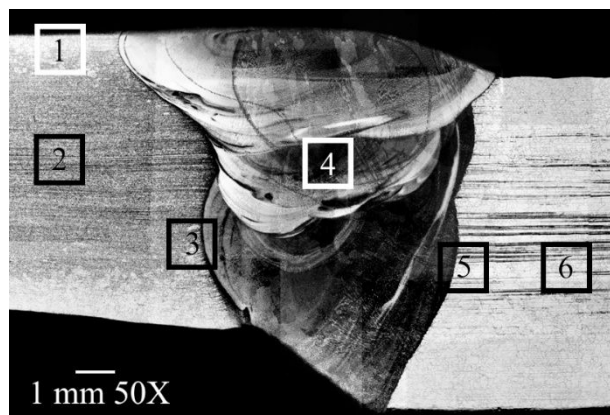


Figura 4. Microestructura de la sección transversal de la unión soldada.

La Figura 5a), a 100X muestra una micrografía del material base 316L que se encuentra en una región próxima a la superficie, puede observarse una microestructura compuesta de granos equiaxiales de austenita con un tamaño de grano promedio de $110.8 \mu\text{m}$ que es mayor al tamaño de grano de $29.7 \mu\text{m}$ de la región central como se observa en la Figura 5b). Sung-II Kim y colaboradores encontraron que en el caso del acero 316 hay una variación en el tamaño de grano de la austenita localizada cerca de las superficies de las placas que están en contacto con los rodillos de laminación; esta variación en el tamaño de grano es del orden de 60-80% más grande que en el interior del material. Esta diferencia puede ser debida a una diferencias en la velocidad de deformación y temperatura a través del espesor del material durante el proceso de deformación y subsecuentemente a fracciones volumétricas de recristalización diferentes en cada punto [17]. Se ha observado además, que con un tamaño de grano más pequeño, se obtienen valores mayores en la resistencia a fluencia, de resistencia a la tensión y de dureza, y menores valores para los alargamientos. El efecto de límites de grano juega un papel importante, ya que son considerados defectos cristalinos, que frenan el movimiento de dislocaciones [17, 18].

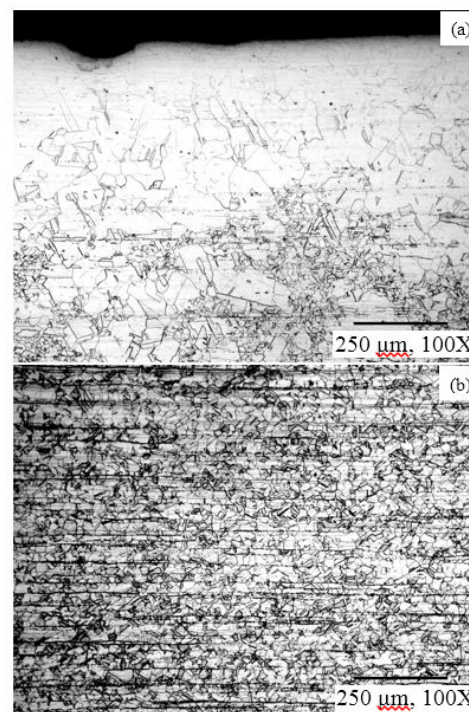


Figura 5. Micrográficas metal base 316L a) región superficial, b) región central.

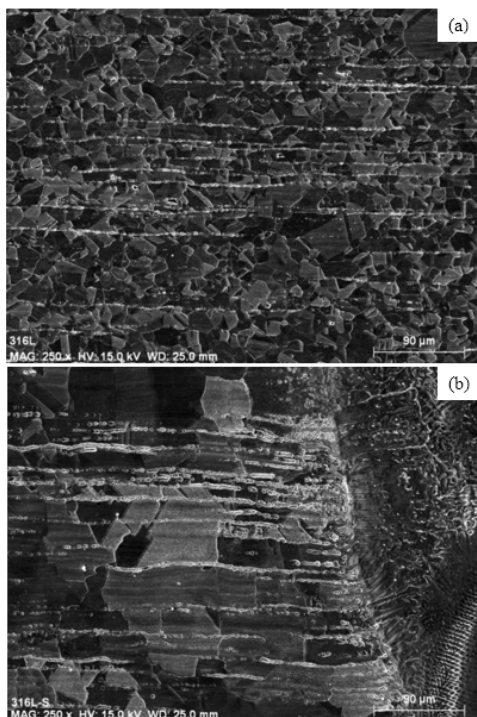


Figura 6. a) Micrografías del metal base 316L. b) Micrografías ZAT metal base 316L.

La Figura 6a) a 250X se obtuvo mediante MEB y muestra el metal base del acero inoxidable 316L donde se observa que debido al proceso de fabricación se presentan bandas de ferrita δ residual orientadas en la dirección de laminación. Se ha reportado que esta ferrita resulta de la segregación principalmente de cromo (que es un promotor de ferrita) durante la solidificación y tratamiento termomecánico [9].

También, ha sido reportado que en este tipo de acero y dependiendo del proceso termomecánico, la fracción volumétrica de ferrita δ residual oscila entre el 2 y 3% [9]. La Figura 6b) muestra con gran detalle que en la región donde se depositó el primer cordón de soldadura (zona 3 de la Figura 4), existe una región de crecimiento de grano en la ZAT del acero inoxidable 316L. Esta región presenta granos austeníticos con un tamaño aproximado de 71.3 μm , lo cual hace evidente el efecto del aporte térmico en la unión soldada. Es sabido que el efecto del endurecimiento por deformación desaparece por completo en la zona de fusión y es parcialmente disminuido en la ZAT debido a la recrystalización y al crecimiento de grano [19].

Mientras más cercano a la línea de fusión, más altas serán las temperaturas alcanzadas y más tiempo

permanecerá el material sobre la temperatura de recrystalización efectiva; ocasionando un crecimiento de grano y una disminución en el endurecimiento por deformación [19]. También, se observa en la Figura 6b), que la microestructura en la ZAT del acero inoxidable 316L muestra un incremento en el tamaño de las bandas de ferrita δ , esta diferencia es notoria si se compara con una imagen obtenida del material base sin soldar, como puede observarse en la Figura 6a) a 250X. El aumento en la cantidad de ferrita δ es corroborado en la Figura 7 que muestra los patrones de DRX de las dos muestras de acero inoxidable 316L. El espectro superior corresponde a la ZAT y el inferior corresponde al del material base. La intensidad del pico de ferrita δ de la ZAT es ligeramente mayor al del material base 316L lo cual indica una mayor cantidad de ferrita δ . El aumento de ferrita δ cercano a la línea de fusión ha sido reportado y atribuido al calor generado en soldaduras por fricción de acero inoxidable AISI 316L [20].

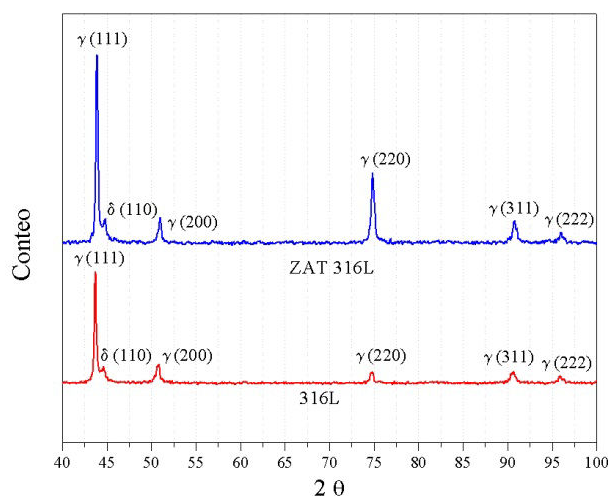


Figura 7. Patrones de difracción de la ZAT del acero 316L y del material base.

Los aceros inoxidables austeníticos, usualmente formarán ferrita δ cuando son calentados a temperaturas justo debajo de la temperatura de solidus. El grado de formación de ferrita δ es normalmente bajo ya que la transformación de austenita a ferrita es relativamente lenta esto aunado a que el ciclo térmico en la ZAT es normalmente bastante rápido [9]. La presencia de una mayor cantidad de ferrita δ puede deberse a que esta fase crece por un proceso de difusión del cromo, este tipo de difusión ha sido reportada en experimentos

utilizando trazadores de isotopos de cromo ^{51}Cr , donde se encontró que la difusión en la frontera de grano es dominante en temperaturas por debajo de $760\text{ }^{\circ}\text{C}$ y que la difusión en el red cristalina es dominante por arriba de esta temperatura [21]. La presencia del cromo es corroborada en la Figura 8, mediante un microanálisis por medio de EDX con lo cual se obtuvieron los perfiles de los elementos cromo y níquel que estabilizan la ferrita y la austenita respectivamente [8, 9]. Las bandas de ferrita δ localizadas en la ZAT del acero 316L poseen mayores contenidos de cromo y un decremento de níquel. Para corroborar esto, también se realizó un análisis de EDX en el punto mostrado por la flecha en la Figura 9a). La Figura 9b) muestra un EDX de la ferrita δ . La Tabla 2, muestra la composición de la austenita y de la ferrita δ .

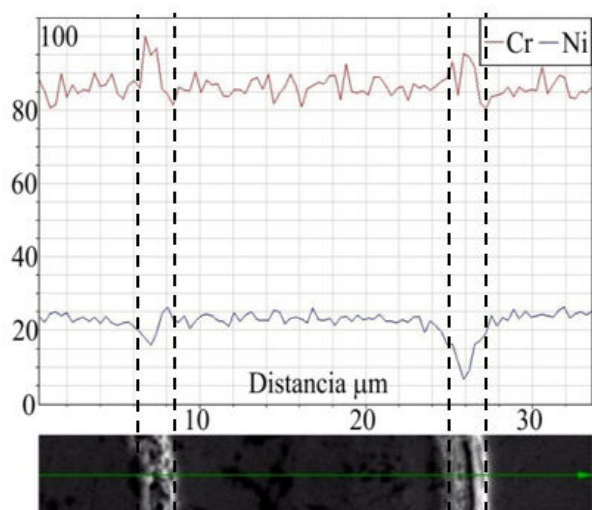


Figura 8. EDX de la ZAT del acero inoxidable 316L mostrando bandas de ferrita (claro) y la austenita (oscuro).

Tabla 2. Composiciones químicas de la ferrita δ

Elemento	Series	% peso.	% atómico
Carbono	K	1.565	6.861
Cromo	K	19.219	19.469
Manganeso	K	1.533	1.470
Hierro	K	68.178	64.302
Níquel	K	5.985	5.371
Molibdeno	K	3.072	1.687
Silicio	K	0.448	0.841
Suma:		100	100

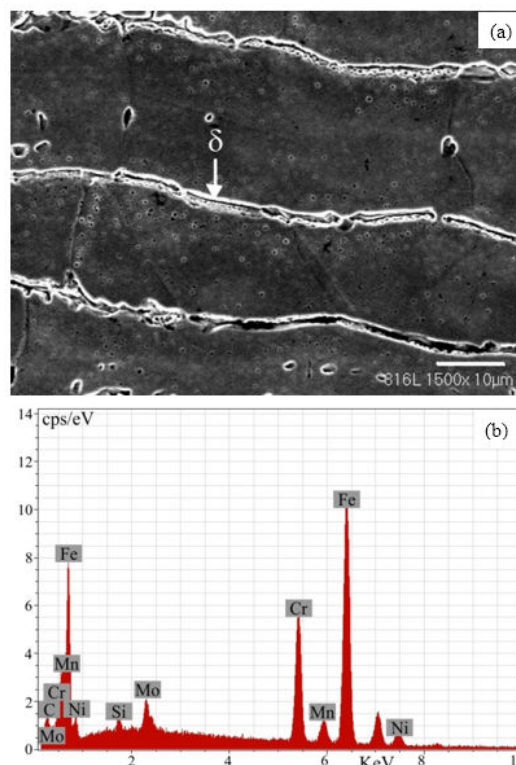


Figura 9. a) Micrografías de la ZAT metal base 316L. b) Resultados de EDX de la ferrita δ .

En las micrografías de la Figura 10 a 200X, se observa a detalle la microestructura del metal de soldadura en la zona 4 de la Figura 4. Ésta, presenta una estructura completamente austenítica con un modo de solidificación tipo A, caracterizado por una apariencia de célula Fig. 10a) y de dendrita Fig. 10b). Estas microestructuras son producto de las diferencias de temperatura y composición durante la solidificación [19, 22]. Además, de acuerdo a la composición del 316L y del AL-6XN el porcentaje en peso de Cr_{eq} es 19.31 y 26.49 y el de Ni_{eq} es 12.16 y 24.65 respectivamente; la microestructura coincide con lo que predicen los diagramas de constitución de aceros inoxidables como el diagrama de Schaeffler o el diagrama WRC-1992 utilizados para predecir el balance de fases y el contenido en ferrita de aceros inoxidables a partir de la composición química de la aleación [23, 24]. Por otra parte el alto contenido de níquel (64.38 % peso) del metal de aporte estabiliza aún más la austenita[9].

Aumentando el número de ampliaciones a 3,500X, en la ZAT del acero inoxidable 316L se observa la presencia de inclusiones como puede

evidenciarse en la Figura 11a). La Figura 11b) muestra un EDX de una de estas inclusiones confirmando la presencia de Ti con pequeñas cantidades de N disuelto en ellas. Se ha reportado que la principal causa de formación de este tipo de precipitados es la baja solubilidad del Ti en la austenita en los sistemas de aleaciones Fe-Cr-Ni [8] y que las partículas de nitruro de titanio presentan una forma geométrica de cubo o rombo [25].

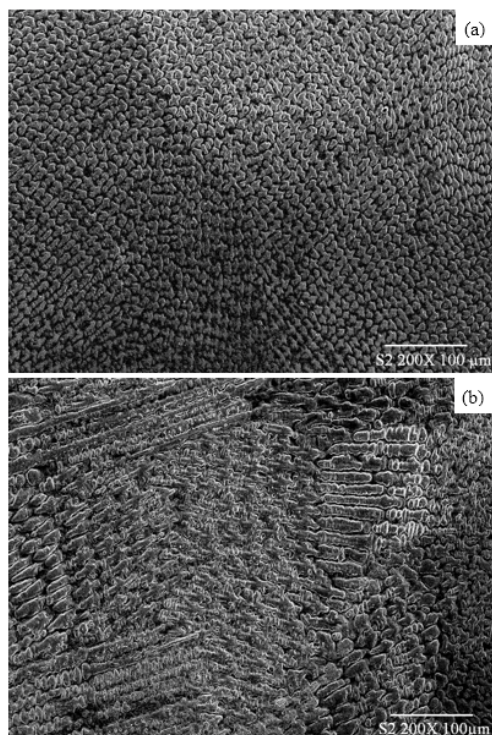


Figura 10. Microestructuras del metal de soldadura. a) celular, b) dendrítica.

La Figura 12a), muestra la microestructura del acero inoxidable super austenítico AL-6XN, el cual presenta una estructura austenítica de granos equiaxiales con un tamaño promedio 108.5μm. Los ciclos térmicos del proceso de soldadura tienen un efecto mínimo en la microestructura ya que como se muestra en la Figura 12b) no se observa crecimiento de grano en la ZAT como ocurren en el caso del acero 316L.

3.2 Microdureza

La distribución de microdureza en la unión soldada AL-6XN/316L se muestra en la Figura 13. Estos perfiles son obtenidos a diferentes profundidades a través del espesor de acuerdo a la Figura 3. Para el caso del acero inoxidable AL-6XN, los resultados

indican que independientemente de la distancia, los valores de microdureza se mantienen aproximadamente constantes 175-185 HV₁ tanto en el metal base AL-6XN como en la ZAT. De acuerdo al análisis microestructural de la Figura 12a) y 12b) el tamaño de grano de la ZAT y el metal base de este acero no cambia significativamente, por lo que, es de entenderse que la dureza no cambie notoriamente. En el metal de soldadura, la microdureza se incrementa hasta valores de 225-240 HV₁ mostrando una mayor dispersión de valores debido a la estructura heterogénea del metal de soldadura. Tanto Padilha y colaboradores, como Kozuh y colaboradores han reportado que el contenido elevado de cromo en el metal aporte de la soldadura, así como la presencia de niobio incrementan la dureza de las soldaduras de aceros inoxidables 316L [8, 26]. Por otra parte, en el lado del acero 316L la microdureza disminuye gradualmente a partir de la línea central del metal de soldadura hasta una distancia de 14 mm, donde se exhibe una microdureza de 165-175 HV₁ correspondiente a la del metal base 316L.

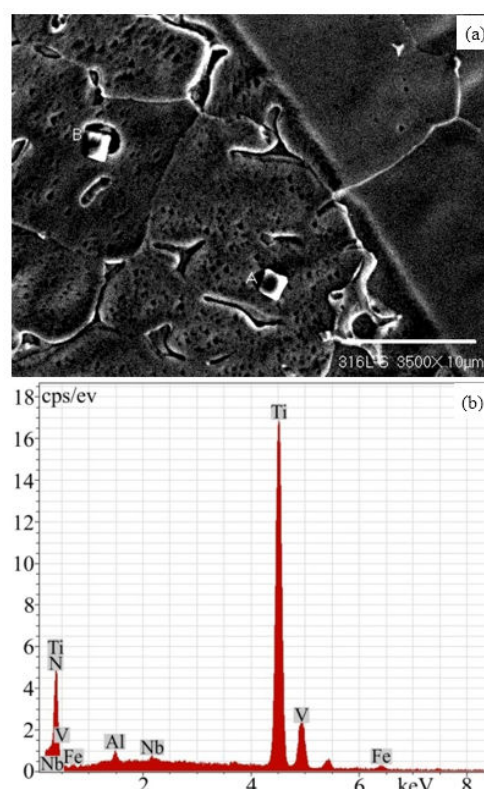


Figura 11. a) Micrografía mostrando dos inclusiones encontradas en la ZAT del acero 316L, b) EDX de la inclusión A.

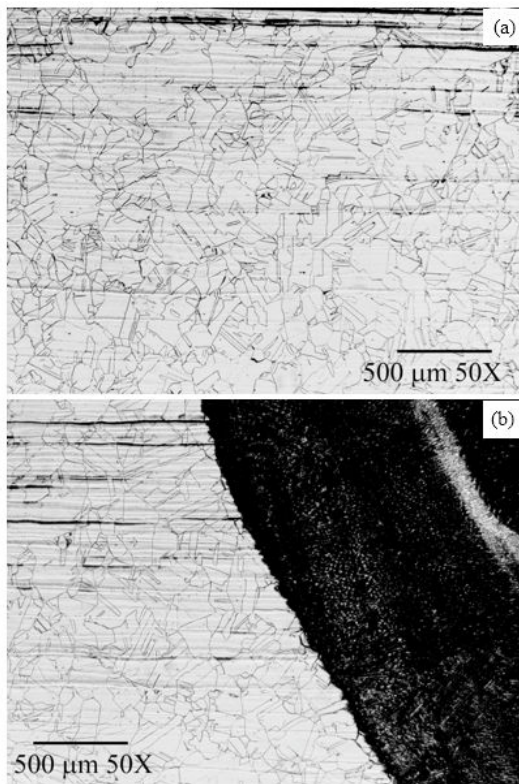


Figura 12. Micrografías metal base AL-6XN región central.

Es importante observar que en el metal base del acero 316L hay cambios importantes en la dureza tanto en la parte superior N1 a una distancia del centro del cordón de 8 a 11 mm; e inferior N3 a una distancia de 14 a 16 mm del centro del cordón; esto puede deberse en gran medida a que las mediciones N1 y N3 están a aproximadamente a 1.2 mm de cada superficie respectivamente y como se mencionó anteriormente, debido al proceso de fabricación, el acero 316L muestra variaciones importantes en el tamaño de grano en las superficies superior e inferior en distancias de hasta aproximadamente 1 mm de cada superficie (ver Fig. 5).

Cabe mencionar que la profundidad en la que varía el tamaño de grano no es constante y puede aumentar o disminuir; por lo que es posible que algunos puntos de dureza estén medidos en esta zona de variación del tamaño de grano. Como puede observarse, existen cambios en microdureza de la ZAT en función de la profundidad en la que es medida, el hecho de que la dureza cambie en función del espesor del tubo, se atribuye a los cambios microestructurales causado por los diferentes aportes térmicos suministrados durante el

depósito de los tres cordones de soldadura. Analizando la dureza N1, se puede apreciar que en promedio la dureza de la ZAT es muy similar a la del metal base del 316L, esto se debe a que esta zona recibe un menor aporte térmico debido a que es mayormente afectada por el calor aportado durante el depósito del último cordón.

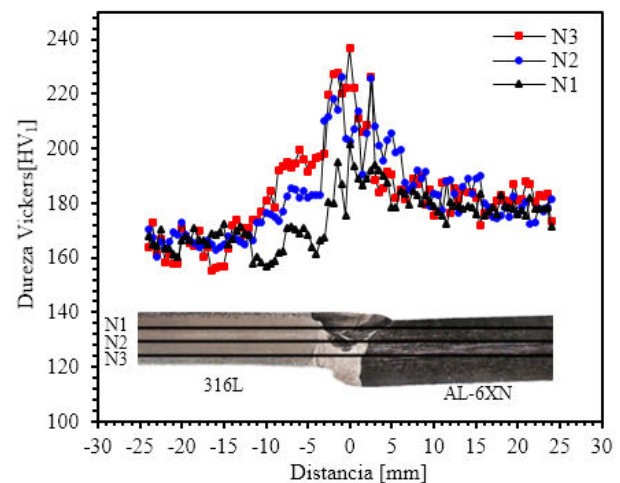


Figura 13. Perfiles de microdureza en tres profundidades a lo largo del espesor de la unión soldada.

Por otra parte, en la ZAT del nivel N3, existe un aumento considerable de dureza, en la zona N3 se presenta un mayor crecimiento de grano producto del efecto del aporte térmico del depósito de los tres cordones de soldadura; pero al mismo tiempo existe la presencia de una mayor cantidad de ferrita δ como se observa en la Figura 6b) la cual es rica en cromo y por lo tanto más dura.

3.3 Resistencia mecánica

Se realizaron ensayos de tensión en tres series de muestras, las primeras dos series fueron obtenidas cortando dos probetas de tensión de la parte central de cada metal base y la tercer serie de probetas fue preparada cortando cuatro probetas de tensión de la parte central de la unión soldada. La Tabla 3, muestra los resultados promedio del valor del módulo de Young axial, la resistencia a la fluencia y a la tensión. La Figura 14, muestra una vista macroscópica de una parte de una probeta de tensión de la unión soldada correspondiente al lado del acero AL-6XN. En ella se enmarca en líneas punteadas el cordón de soldadura. Puede observarse que la probeta fracturó en la ZAT del material base 316L formando un plano perpendicular a la aplicación de la fuerza. De los resultados del ensayo

de tensión puede observarse que en el caso de las probetas de soldadura presentan un incremento en el esfuerzo de fluencia y la resistencia a tensión respecto a los valores del metal base 316L. En todas las probetas correspondientes a la unión soldada, la fractura se presentó preferentemente en la ZAT del acero 316L.

Tabla 3. Propiedades mecánicas de tensión de ambos materiales base y de la unión soldada.

	316L	AL-6XN	Unión Soldada
Módulo de Young [MPa]	196	185	194
Esfuerzo de fluencia [MPa]	410	508	500
Resistencia a tensión [MPa]	675	798	713

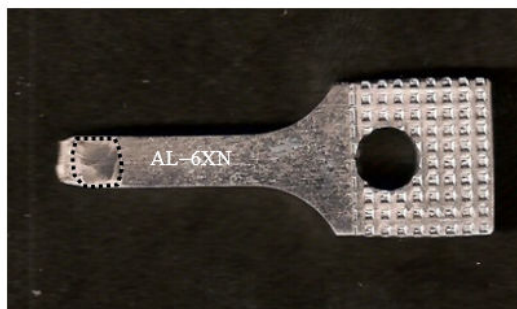


Figura 14. Macrografía probeta fracturada a tensión.

La Figura 15 a 5,000X, muestra la región central de la superficie de fractura de una de las probetas de la unión soldada sometidas al ensayo de tensión, dicha probeta fracturó en la ZAT del material base 316L. La superficie de fractura muestra una estructura formada por microhuecos la cual está relacionada a un modo de fractura dúctil [27]. También se observa una inclusión con superficie facetada encontrada en la superficie de fractura de la ZAT del 316L. Existe evidencia experimental que indica que teniendo en cuenta que una inclusión se rompe debido a la deformación plástica de su alrededor; por lo que, en este punto una micro grieta puede ser tratada como una grieta Griffith y si, el esfuerzo al frente de la micro grieta es suficiente, la grieta se propagará [28]. Utilizando este enfoque, se han hecho cálculos que dan como resultado un diámetro de partícula de 8.8 μm , con lo que se puede concluir que tamaños

relativamente pequeños de partículas pueden generar una micro grieta. En nuestro caso tenemos partículas de aproximadamente 9 μm . De esto se puede concluir que estas partículas son una causa importante en el inicio de la fractura en la ZAT del acero inoxidable 316L y esta fractura se caracteriza por la nucleación, crecimiento y coalescencia de micro huecos.

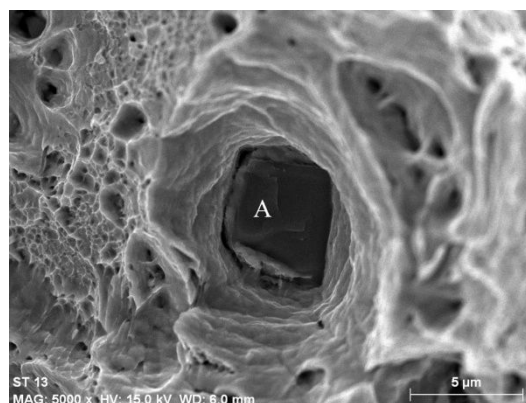


Figura 15. Fractografía obtenida por MEB, ZAT del material base 316L.

4. CONCLUSIONES

Se realizó un estudio de las características microestructurales, de la microdureza y las propiedades mecánicas de una unión disímil de aceros inoxidables grado 316L y AL-6XN. De los resultados de la investigación se tienen las siguientes conclusiones:

Las probetas de soldadura disímil producida exhiben una resistencia a la tensión mayor que la resistencia a la tensión de las probetas de acero inoxidable 316L y similar a la de probetas de acero inoxidable súper-austenítico AL-6XN.

Los resultados de microdureza del metal de soldadura son significativamente superiores a los de los metales base debido a la heterogeneidad de la microestructura. Los valores de dureza en la ZAT del acero inoxidable 316L varían en función del espesor y se ven afectados por los cambios microestructurales que sufre este acero por efecto de los diferentes aportes térmicos.

Los ciclos térmicos promueven el crecimiento de las pequeñas cantidades de la ferrita δ residual en la ZAT del acero 316L, esto afecta considerablemente la microdureza a diferentes profundidades del espesor de la unión soldada.

También se encontró que los ciclos térmicos

promueven el crecimiento de inclusiones presentes en el material base. El análisis de EDX de las inclusiones encontradas en la ZAT del material base 316L muestra contenidos de Ti y N. De acuerdo a un análisis de mecánica de la fractura se infiere que las inclusiones encontradas en la superficie de fractura contribuyen significativamente al proceso de fractura mediante un proceso de nucleación, crecimiento y coalescencia de micro huecos.

5. AGRADECIMIENTOS

Este trabajo fue desarrollado en la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo y CIDESI con financiamiento del CONACYT México bajo el proyecto CB-2010-01-152406. Los autores también desean agradecer al CONACYT México por el apoyo del estudiante Roberto Briones Flores durante sus estudios de doctorado.

6. REFERENCIAS

- [1]. Zhu ML, Xuan FZ. *Mater. Design* 2010; 31:3346-3352.
- [2]. Huang CC, Liu RF. *Int. J. Pres. Ves. Pipi.* 2012; 90-91:77-83.
- [3]. Falat L, Svoboda M, Výrostková A, Petryshynets I, Sopko. M. *Mater. Character.* 2012; 72:15-23.
- [4]. Silva CC, de Miranda HC, de Sant'Ana HB, Farias JP. *Mater. Character.* 2009; 60:346-352.
- [5]. Tomashchuk I, Sallamand P, Andrzejewski H, Grevey D. 2011;19:1466-1473.
- [6]. Puchi-Cabrera ES, Saya-Gamboa RA, La Barbera-Sosa JG, Staia MH, Ignoto-Cardinale V, Berríos-Ortiz JA, Mesmacque G. *Rev.Metal.* 43 (3) 2009; 23:778-788.
- [7]. Nemat-Nasser S, Guo WG, Kihl DP. *J. Mech. Phy. Solids.* 2001; 49:1823-1846.
- [8]. Padilha AF, Rios PR. *ISIJ Inter.* 2002; 42:325-37.
- [9]. Lippold JC, Kotecki DJ. *Welding metallurgy and weldability of stainless steels.* 1ra ed: John Wiley & Sons, Inc. 2005; p. 20, 21, 147,154, 165.
- [10]. Heino S. *METALL MATER TRANS A Metall. Mater. Trans. A.* 2000; 31:1893-1905.
- [11]. Wasnik DN, Dey GK, Kain V, Samajdar I. *Scripta Mater.* 2003; 49:135-141.
- [12]. Lee T-H, Kim SJ, Jung YC. *Metall. Mater. Trans. A.* 2000; 31:1713-1723.
- [13]. Phillips N, Scott Chumbley L, Gleeson B. J. *Mater. Eng. Perform.* 2009; 18:1285-93.
- [14]. Popov A, Bannikova A, Belikov S. *Precipitation of the sigma phase in high-alloy austenitic chromium-nickel-molybdenum alloys.* The Physics of Metals and Metallography. 2009;108:586-92.
- [15]. Li X, Yan Q, Ma R, Wang H, Ge C. *Front. Ener. Power Eng China.* 2009; 3:193-197.
- [16]. Vander Voort GF. *Atlas of Time-Temperature Diagrams for Irons and Steels:* ASM International; 1991.
- [17]. Kim SI, Lee Y, Jang BL. *Mater. Sci. Eng. A.* 2003; 357:235-239.
- [18]. Martínez MA, Ordieres J, Botella J, Sánchez R, Parra R. *Rev. Metal.* 2005; 2005:64-68.
- [19]. Kuo S. *Welding Metallurgy.* 2da Ed.: John Wiley & Sons Inc.; 2003; p. 347-349.
- [20]. Bhamji I, Preuss M, Threadgill PL, Moat RJ, Addison AC, Peel MJ. *Mater. Sci. Eng. A.* 2010; 528:680-690.
- [21]. Daruvala HS, Bube KR. *Mater. Sci. Eng.* 1979; 41:293-295.
- [22]. David SA, Vitek JM. *Inter. Mater. Rev.* 1989; 34:213-245.
- [23]. Anderson TD, Perricone MJ, DuPont JN, Marder AR. *Weld. J.* 2007:281-292.
- [24]. Korinko PS, Malene SH. *Pract. Fail. Anal.* 2001; 1:61-8.
- [25]. Tsai KV, Maksimkin OP, Turubarova LG. *Phys. Metals Metall.* 2007; 103:284-291.
- [26]. Kozuh S, Gojic S, M. Kosec L. *Kov. Mater.* 2009; 47:253-62.
- [27]. Anderson TL. *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications,* 2da Ed. CRC Press INC; 1995.
- [28]. Knott JF. *Fatigue Fract. Eng. Mat. Struct.* 2006; 29:714-724.