



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN
NICOLÁS DE HIDALGO.



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y
MATERIALES.

PROGRAMA DE MAESTRÍA EN METALURGIA Y CIENCIAS DE
LOS MATERIALES.

“MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES MECÁNICAS DE
UNA SOLDADURA DISÍMIL AL6XN-INCONEL 600”

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

Materiales Presenta:

ING. FRANCISCO PAZ ZAVALA.

Asesor de Tesis:

DR. VÍCTOR HUGO LÓPEZ MORELOS.

Co-asesor externo:

DR. MELCHOR SALAZAR MARTINEZ.

Morelia, Michoacán, Febrero de 2019.

AGRADECIMIENTOS.

Agradezco a mi esposa y compañera de vida Chantal Ramos por su comprensión, motivación y apoyo incondicional, a mi futuro hijo que viene en camino por ser un motivo más para sacar este proyecto adelante y a mis padres Francisco y Rosaisela por el apoyo brindado durante esta etapa de mi formación académica, por sus consejos y por creer en mí en todo momento.

A mi asesor, el Dr. Víctor Hugo López Morelos por su paciencia y gran apoyo. Por darme la oportunidad de trabajar con él, así como las herramientas y conocimientos necesarios para poder realizar este proyecto de investigación.

Al Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales por haberme dado la oportunidad de formar parte de su tan prestigiado alumnado, a sus profesores investigadores por los grandes conocimientos impartidos, a los directivos y compañeros estudiantes de igual manera, gracias.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por el apoyo brindando para poder realizar este proyecto y la obtención del grado de maestro en ciencias.

A los grandes amigos y colegas con los que pude compartir esta gran experiencia.

A todos ellos, gracias.

“La fuerza más poderosa del mundo es la fuerza de voluntad”.

Albert Einstein

RESUMEN

En este trabajo se estudiaron los efectos en la microestructura y propiedades mecánicas de la aplicación de campo magnético de baja intensidad de 3 mT durante la unión disímil de placas AL6-XN/IN600 realizada por medio del proceso de soldadura con protección de gas (mezcla de Ar-3% N₂ y Ar-3% N₂-2% N₂) y con electrodo metálico consumible (GMAW, por sus siglas en inglés). Se cortaron placas de 6.35 mm de espesor de los materiales base AL-6XN e Inconel 600, se les dio una preparación en simple V. Se soldaron con polaridad invertida utilizando los electrodos ERNiCrMo3 y ER310 de 1.2 mm de diámetro. Las variables operativas del proceso de soldadura se ajustaron para producir un calor de aporte entre 1.05 a 1.15 kJ/mm en una sola pasada. La caracterización microestructural de las soldaduras reveló un efecto de refinamiento de grano al soldar con la aplicación de campo magnético y contrarrestó el crecimiento de granos columnares. La interacción del campo magnético de baja intensidad no tuvo efecto en la dilución de las uniones soldadas, además la zona de no mezcla en la interfaz entre la zona de soldadura y el material base AL-6XN se redujo para ambos electrodos al grado de no ser completamente visible a lo largo de las líneas de fusión. Al soldar con campo magnético la dureza en la ZAT del lado del IN600 en la unión soldada con el electrodo ERNiCrMo3 con campo magnético se redujo y las de los materiales base aumentaron, mientras con el electrodo ER310 la dureza tanto en los materiales base como en el cordón aumentaron por efecto del campo magnético de baja intensidad. La menor energía absorbida en la prueba de impacto Charpy fue en metal de aporte ERNiCrMo3 debido a la gran cantidad de fases secundarias presentes, mientras que la mayor energía absorbida en el metal de soldadura se registró con el electrodo ER310. La falla mecánica de las soldaduras bajo tensión con y sin campo magnético ocurrieron en el cordón de soldadura al usar el electrodo ER310, mientras que para el electrodo ERNiCrMo-3 con y sin campo, la falla se dio en la ZAT del lado del material base IN600. En general, la soldadura más sana y con mejores propiedades mecánicas fue con el electrodo ERNiCrMo-3 con la interacción de campo magnético de 3 mT.

Palabras clave: disímil, GMAW, ZAT, campo magnético.

A B S T R A C T

In this work was studied the effects of the microstructure and mechanical properties of the application of low intensity magnetic field of 3 mT during the dissimilar welded of plates AL6-XN / IN600 made by means of the welding process with gas protection (mixture of Ar-3% N₂ and Ar-3% N₂-2% N₂) and with consumable metallic electrode (GMAW, for its acronym in English). 6.35 mm thick plates were cut from the base materials AL-6XN and Inconel 600, they were prepared in simple V. They were welded with inverted polarity using the electrodes ERNiCrMo3 and ER310 of 1.2 mm in diameter. The operational variables of the welding process were adjusted to produce a heat of contribution between 1.05 to 1.15 kJ / mm in a single pass. The microstructural characterization of the welds revealed a refining effect of grain when welding with the application of magnetic field and counteracted the growth of columnar grains. The interaction of the low intensity magnetic field had no effect on the dilution of the welded joints, in addition the non-mixing zone at the interface between the welding zone and the base material AL-6XN was reduced for both electrode to the degree of not being completely visible along the fusion lines. When welding with magnetic field the hardness in the ZAT on the side of the IN600 in the welded joint with the ERNiCrMo3 electrode with magnetic field was reduced and those of the base materials increased, while with the ER310 electrode the hardness in both the base materials and in the cord increased due to the effect of the low intensity magnetic field. The lowest energy absorbed in the Charpy impact test was in ERNiCrMo3 filler metal due to the large number of secondary phases present, while the highest energy absorbed in the weld metal was recorded with the ER310 electrode. The mechanical failure of the welds under tension with and without magnetic field occurred in the weld bead when using the ER310 electrode, while for the ERNiCrMo-3 electrode with and without field, the failure occurred in the ZAT on the base material side IN600 In general, the healthiest welding with the best mechanical properties was with the ERNiCrMo-3 electrode with the magnetic field interaction of 3 mT.

ÍNDICE

CAPÍTULO I. INTRODUCCIÓN	13
1.1 Justificación.....	14
1.2 Objetivos.....	15
<i>1.2.1 Objetivo general.....</i>	<i>15</i>
<i>1.2.2 Objetivos específicos.....</i>	<i>15</i>
1.3 Hipótesis.....	16
CAPÍTULO II. ESTADO DEL ARTE	17
2.1 Acero super-austenítico AL-6XN	17
2.2 Aleación base níquel inconel 600	18
2.3 Efectos de los principales elementos aleantes en los materiales base.....	19
2.4 Campos magnéticos	20
2.5 Características de la metalurgia de la soldadura en aceros inoxidable austeníticos..	21
<i>2.5.1 Microestructura</i>	<i>21</i>
<i>2.5.2 Inclusiones no metálicas</i>	<i>22</i>
<i>2.5.3 Precipitación de carburos</i>	<i>22</i>
<i>2.5.4 Formación de fase sigma</i>	<i>23</i>
2.5.5 Zona afectada térmicamente.....	23
<i>2.5.6 Diagrama de Schaeffler.</i>	<i>24</i>
2.6 Caracterización mecánica y microestructural de la unión disímil AL-6XN/316L	25
2.7 Caracterización de una soldadura disímil de un acero inoxidable AL-6XN y AISI 316L.....	28
2.8 Evaluación de los propiedades en una unión disímil entre Inconel 625 y 316L.....	29
2.9 Efecto del campo eléctrico en una aleación envejecida naturalmente.	32
2.10 Refinamiento de grano por agitación electromagnética.....	34
2.11 Efecto de campos magnéticos de baja intensidad en la resistencia a la corrosión.....	35

2.12 Efecto de la interacción electromagnética de baja intensidad en soldadura GMAW	37
2.13 Influencia del campo magnético sobre el comportamiento dinámico en la soldadura por haz láser.	40
CAPÍTULO III. METODOLOGÍA.....	43
3.1 Materiales base y electrodos.	44
3.2 Dimensiones y diseño de la junta.....	45
3.3 Equipo de soldadura y variables operativas.....	45
3.4 Caracterización microestructural de los materiales base y juntas soldadas.	48
3.5 Caracterización mecánica de los materiales base y juntas soldadas.....	50
3.5.1 Medición de microdureza Vickers.	50
3.5.2 Ensayo de tensión.....	51
3.5.3 Ensayo de resistencia al impacto (Charpy).	52
CAPITULO IV. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.	53
4.1 Caracterización microestructural de los materiales base.	53
4.1.1. Microestructura de la aleación AL-6XN.	53
4.1.2 Microestructural de la aleación inconel 600.....	55
4.2 Caracterización mecánica de los materiales base.	59
4.2.1 Ensayo de microdureza Vickers.	59
4.2.2 Resistencia a la tensión.	61
4.2.3 Tenacidad al impacto Charpy de los materiales base.	63
4.3. Macroestructuras de las soldaduras.	64
4.4 Caracterización microestructural de las soldaduras.....	65
4.5. Caracterización mecánica de las juntas.....	80
4.5.1. Perfiles de microdureza.....	80
4.5.2 Resistencia al impacto Charpy de las juntas soldadas.....	85

<i>4.5.3 Ensayo de tensión de las juntas soldadas.....</i>	87
4.6 Fractografía.....	89
CAPÍTULO V. CONCLUSIONES.....	95
CAPÍTULO VI. REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS.....	97

ÍNDICE DE FIGURAS.

Figura 2.1 Campos magnéticos actuando en placas soldadas.....	20
Figura 2.2 Diagrama esquemático de la zona afectada por el calor y las sub-zonas derivadas.....	24
Figura 2.3 Diagrama de Schaeffler.....	25
Figura 2.4 Zonas críticas diagrama Schaeffler.....	25
Figura 2.5 Micrografías metal base 316L.....	27
Figura 2.6 Micrografía de inclusiones encontradas en la ZAT del acero 316L.....	27
Figura 2.7 Micrografías metal base AL-6XN región central.....	27
Figura 2.8 Microestructura del acero inoxidable AISI 316L en interfase del 316L., soldadura, límite de grano y carburos en acero AL6XN.....	28
Figura 2.9 Austenita con carburos interdendríticos en la zona de fusión con el proceso GTAW soldada con electrodo ERNiCrMo-3.....	29
Figura 2.10 Interfaz entre el Inconel 625 y el ERNiCrMo-3 e interfaz entre el material base 316L y el ERNiCrMo-3.....	30
Figura 2.11 Interfaz entre el 316L y el material de aporte ERSS316L e interfaz entre el Inconel 625 y el ERSS316L.....	30
Figura 2.12 Crecimiento epitaxial en la interfaz del material base 316L con el material de aporte ERNiCrMo-3.....	31
Figura 2.13 Zona de no mezcla entre el material base 316L y el ERNiCrMo-3.....	31
Figura 2.14 Variación de resultados de dureza en la sección transversal de las soldaduras.....	32

Figura 2.15 Micrografía MET de los precipitados en un espécimen procesado con campo eléctrico. Se incluyen los patrones de SAED.....	33
Figura 2.16 Micrografía MET de las partículas grandes de forma rectangular de espécimen procesado con campo eléctrico y espécimen sin campo eléctrico.....	33
Figura 2.17 Vista de una micrografía con agitación de la soldadura de una aleación metálica 7020.....	34
Figura 2.18 Esquema de un campo magnético inducido durante la soldadura.....	35
Figura 2.19 Superficie de las muestras después de la polarización en una solución $0.5\text{MH}_2\text{SO}_4 + 0.01\text{MKSCN}$	36
Figura 2.20 Ensamblajes de las micrografías ópticas de los perfiles transversales de las soldaduras del acero AISI 2205 obtenidas bajo diferentes condiciones de campo magnético externo aplicado.....	38
Figura 2.21 Microscopia estereoscópica óptica de las soldaduras después de la polarización potencioestática.....	39
Figura 2.22 Distribución del flujo térmico con diferentes fuerzas magnéticas.....	41
Figura 2.23 Morfología final con diferentes fuerzas magnéticas.....	41
Figura 2.24 Relación entre la penetración y la fuerza magnética durante la soldadura durante el tiempo.....	42
Figura 3.1 Diagrama de bloques de actividades realizadas.....	43
Figura 3.2 Diseño de junta en simple "V".....	45
Figura 3.3 Arreglo experimental para inducir la aplicación de un campo magnético axial durante la soldadura.....	46
Figura 3.4 Distribución de las muestras para los diferentes ensayos.....	48
Figura 3.5 Corte transversal de las soldaduras para metalografía.....	49

Figura 3.6 Niveles en donde se realizaron los perfiles de microdureza en las juntas soldadas.....	50
Figura 3.7 Geometría y dimensiones de la probeta de tensión de acuerdo a la norma ASTM E8/E8M – 09.....	51
Figura 3.8 Dimensiones de probetas para ensayo Charpy.....	52
Figura 3.9 Zonas de donde se cortaron las probetas para el estudio de fractografía.....	52
Figura 4.1 Micrografías del material base AL-6XN mediante MO.....	53
Figura 4.2 Microestructura del material base AL-6XN para análisis por EDS.....	54
Figura 4.3 Espectro típico de análisis de composición química por EDS tomado en el punto 2 de la figura 4.2.....	55
Figura 4.4 Micrografías del material base IN600 mediante MO.....	56
Figura 4.5 Microestructura del material base IN600 mediante MEB.....	57
Figura 4.6 Detalle de la microestructura del material base IN600.....	57
Figura 4.7 Espectro típico de análisis de composición química por EDS tomado en el punto 1 de la figura 4.6.....	58
Figura 4.8 Espectro típico de análisis de composición química por EDS tomado en el punto 2 de la figura 4.6.....	58
Figura 4.9 Barridos de microdureza para el material base AL-6XN.....	60
Figura 4.10 Barridos de microdureza para el material base IN600.....	61
Figura 4.11 Curvas esfuerzo vs porcentaje de deformación de las probetas de los MB sentido de IN600 y AL6XN en sentido transversal y longitudinal.....	62
Figura 4.12 Macrografías de las juntas soldadas.....	64
Figura 4.13 Detalles microestructurales de las juntas soldadas con electrodo ERNiCrMo3 sin y con campo.....	66
Figura 4.14 Detalles microestructurales de las juntas soldadas con electrodo ER310 sin y con campo.....	68

Figura 4.15 Micrografía por MEB en la ZAT del AL-6XN de la junta con ERNiCrMo-3 sin campo.....	69
Figura 4.16 Micrografía por MEB en la ZAT del AL-6XN de la junta con ERNiCrMo-3 con campo.....	70
Figura 4.17 Micrografía por MEB del lado del cordón de la junta con ERNiCrMo-3 sin campo.....	71
Figura 4.18 Micrografía por MEB del lado del cordón de la junta con ERNiCrMo-3 con campo.....	73
Figura 4.19 Micrografía por MEB de la ZAT del IN600 de la junta con ERNiCrMo-3 sin campo.....	74
Figura 4.20 Micrografía por MEB de la ZAT del IN600 de la junta con ERNiCrMo-3 con campo.....	75
Figura 4.21 Micrografía por MEB de la ZAT del AL-6XN de la junta con ER310 sin campo.....	76
Figura 4.22 Micrografía por MEB de la ZAT del AL-6XN de la junta con ER310 con campo.....	76
Figura 4.23 Micrografía por MEB en la línea de fusión de la junta con ER310 sin campo.....	78
Figura 4.24 Micrografía por MEB en la línea de fusión de la junta con ER310 con campo.....	78
Figura 4.25 Micrografía por MEB de la ZAT del IN600 de la junta con ER310 sin campo.....	79
Figura 4.26 Perfiles de microdureza con ERNiCrMo3 sin y con campo magnético.....	81
Figura 4.27 Perfiles de microdureza con ER310 sin y con campo magnético.....	83
Figura 4.28 Curvas fuerza vs tiempo del ensayo de impacto de la junta con ER310 y ERNiCrMo-3 sin y con campo magnético.....	85
Figura 4.29 Curvas esfuerzo vs deformación de la junta con ER310 y ERNiCrMo-3 sin y con campo magnético.....	87

Figura 4.30 Macrografías y fractografías de probetas Charpy con electrodo ER310 sin y con campo magnético.....90

Figura 4.31 Macrografías y fractografías de probetas Charpy con electrodo ERNiCrMo-3 sin y con campo magnético.....92

Figura 4.32 Macrografías y fractografías de probetas de tensión con electrodo ER310 sin y con campo magnético.....93

Figura 4.33 Macrografías y fractografías de probetas de tensión con electrodo ERNiCrMo-3 sin y con campo magnético.....94

ÍNDICE DE TABLAS.

Tabla 2.1	Composición química de la aleación AL-6XN (% peso).....	17
Tabla 2.2	Composición química nominal de la aleación inconel 600 (% peso).....	18
Tabla 3.1	Composición química de los materiales base y electrodos (% peso).....	44
Tabla 3.2	Variables operativas para cada unión soldada.....	47
Tabla 4.1	Composición química del material base AL-6XN obtenida por EDS.....	55
Tabla 4.2	Composición química del precipitado de la figura 4.6 obtenida por EDS.....	58
Tabla 4.3	Composición química del precipitado de la figura 4.6 obtenida por EDS.....	58
Tabla 4.4	Tabla de ensayo de microdureza Vickers HV ₁₀₀ para MB AL-6XN.....	59
Tabla 4.5	Tabla de ensayo de microdureza Vickers HV ₁₀₀ con número de improntas y el sentido del barrido para el IN600.....	60
Tabla 4.6	Valores promedio de los ensayos de tensión de los materiales base.....	63
Tabla 4.7	Resistencia al impacto de los materiales base.....	63
Tabla 4.8	Valores promedio de microdureza para cada perfil de las soldaduras con el electrodo ERNiCrMo3.....	80
Tabla 4.9	Valores promedio de microdureza para cada perfil de las soldaduras con el electrodo ER310.....	84
Tabla 4.10	Valores promedio de energía absorbida para las probetas de cada junta a diferentes condiciones.....	86
Tabla 4.11	Valores promedio de esfuerzos para soldaduras con ER310 y ERNiCrMo3 con ambas condiciones.....	88

CAPÍTULO I. INTRODUCCIÓN

Debido a que las tuberías del sistema de recirculación de los reactores de potencia, así como de otros componentes de la industria nuclear, están constituidos principalmente por aceros inoxidable austeníticos y recientemente por aceros súper-austeníticos, es una prioridad mantener las propiedades de estos materiales en la mejor condición posible debido a que se encuentran operando en ambientes altamente corrosivos y/o erosivos [1] .

En este contexto, es necesario hacer investigación sobre los posibles efectos que pueda tener la aplicación de campos magnéticos de baja intensidad durante la soldadura por fusión de la unión de dos aceros disímiles como es la aleación base níquel inconel 600 y el acero super-austenítico AL-6XN, con el fin de evitar el decremento en las propiedades mecánicas y a la corrosión de estos materiales si se efectúan mal los procesos de soldadura por fusión con arco eléctrico.

Por medio de la revisión bibliográfica presentada en este documento se busca documentar trabajos previos que operaron con condiciones similares al proyecto desarrollado; desde investigaciones donde se emplearon los mismos materiales con los que se trabajó así como estudios donde se usaron campos magnéticos de alta y baja intensidad, esto para conocer los efectos que causa su uso en la microestructura y propiedades de uniones disímiles. Cabe destacar lo limitada que ha sido la investigación previa en este campo de la soldadura, ya que se encontraron pocas investigaciones que aportaron la mayor información posible para este trabajo de investigación. En lo anterior radica la importancia de conocer el efecto del uso de campos magnéticos en este tipo de uniones, tanto para la investigación como para el ámbito industrial.

En este trabajo se llevó a cabo la unión soldada de un acero inoxidable super-austenítico y una aleación base níquel mediante el proceso de soldadura con protección de gas inerte y electrodo metálico consumible (por sus siglas en inglés GMAW), utilizando dos electrodos distintos; ERNiCrMo-3 y ER310. La soldadura se realizó de manera ordinaria, así como con un campo magnético de baja intensidad de 3 mT, y con los gases de protección Ar-3% N₂ y Ar-3% N₂-2% N₂.

En lo que respecta a la parte experimental, se realizó la caracterización microestructural y mecánica tanto de los materiales base como de las juntas soldadas con el fin de estudiar los efectos que puede generar el uso del campo magnético con dos tipos de electrodos en la microestructura de los materiales y por ende en las propiedades de los aceros, así como identificar el efecto en la zona afectada térmicamente (ZAT) que es donde se ven afectadas en muchos materiales las propiedades mecánicas y a la corrosión de las juntas soldadas [2].

1.1 Justificación.

Actualmente, 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, y en muchos casos sometidos a esfuerzos.

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 comúnmente 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 aleaciones 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 evaluar la respuesta mecánica, las características microestructurales, el efecto de esfuerzos residuales y la resistencia a corrosión de soldaduras por fusión [2].

La unión entre aceros austeníticos y aleaciones base níquel, al ser expuestos a ambientes corrosivos o erosivos presenta dificultades operativas en la región de la ZAT, ya que durante el proceso de soldadura por fusión se genera un decremento de las propiedades mecánicas principalmente en esta zona a causa de un crecimiento de grano por el efecto del aporte de calor, disolución de precipitados y precipitación de fases indeseables.

Es por ello la importancia de encontrar alternativas de soldadura que permitan bajo condiciones apropiadas que se genere el menor efecto negativo posible a las propiedades de la unión al estar en operación.

1.2 Objetivos.

1.2.1 *Objetivo general:*

- Estudiar los efectos en la microestructura y propiedades mecánicas al aplicar campos magnéticos de baja intensidad durante la soldadura de placas del acero AL-6XN con inconel 600 por medio del proceso de soldadura GMAW.

1.2.2 *Objetivos específicos:*

- Valorar los efectos de la aplicación de campo magnético durante la soldadura en la microestructura de solidificación del metal de soldadura mediante microscopía óptica y electrónica de barrido.
- Realizar la caracterización de la microdureza a través de la sección transversal de la junta soldada, así como la resistencia mecánica a la tensión e impacto.
- Valorar el uso de los electrodos ERNiCrMo3 y ER310 que, junto con la aplicación de campo magnético de baja intensidad para el proceso de soldadura GMAW en la unión disímil del acero AL-6XN con inconel 600, genere las mejores características microestructurales y de la misma manera presente las mejores propiedades mecánicas de la junta soldada.

1.3 Hipótesis.

Al usar campos magnéticos de baja intensidad, ya sean inducidos o permanentes se obtendrá una microestructura más homogénea en el metal de soldadura, lo cual beneficiará directamente a las propiedades mecánicas de la unión soldada. Esto se debe a que los campos magnéticos pueden interactuar con el arco eléctrico de corriente continua produciendo un campo de fuerzas que puede generar una barrera energética al crecimiento del grano, así como una agitación que interviene en la solidificación de la soldadura y una perturbación en la estructura cristalina que altera los procesos difusivos de la ZAT.

CAPÍTULO II. ESTADO DEL ARTE.

2.1 Acero super-austenítico AL-6XN.

Las tuberías del sistema de recirculación de los reactores de potencia, así como de otros componentes de la industria nuclear, están constituidos principalmente por aceros inoxidables austeníticos y recientemente por aceros súper austeníticos como el AL-6XN. La selección de estos tipos de aleaciones se basa principalmente en las propiedades mecánicas que presentan y la alta resistencia a la corrosión en procesos de periodos largos y continuos.

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 súper-austenítico AL-6XN es un acero inoxidable relativamente nuevo, de alta pureza, con bajo contenido de carbono y endurecido por nitrógeno. La diferencia clave entre el acero 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 al ataque intergranular, superior a los aceros inoxidables 304L y 306L, cuando se sensibilizan; y aproximadamente dos veces el esfuerzo de fluencia al 0.2% de los tipos 304 y 316, mientras que mantiene una excelente ductilidad y tenacidad, posee además mayor resistencia a temperaturas elevadas que los aceros inoxidables estándar de la serie 300.

El acero AL-6XN resulta ser eficaz en el retraso de la formación y el cambio de la morfología y la distribución de fases secundarias [1]. Además, es metalúrgicamente estable a 515 °C, y a altas temperaturas puede precipitar el intermetálico llamado fase sigma en los límites de grano [2,3].

Su nomenclatura es UNS N08367 y su composición química nominal se lista en la tabla 2.1:

Tabla 2.1 Composición química de la aleación AL-6XN (% peso).

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	Cu	Fe
0.03	2.00	1.00	0.03	0.04	21.00	24.50	6.50	0.75	Bal.

La resistencia a la corrosión que presenta el acero AL-6XN se puede dividir en:

- *Corrosión por picaduras*: la resistencia de la aleación AL-6XN a corrosión por picaduras y hendiduras causado por cloruros es excelente, debido a sus altos niveles de cromo, molibdeno y nitrógeno.
- *Corrosión bajo tensión*: para este tipo de acero depende de su contenido de níquel. El nivel de resistencia de las aleaciones aumenta a medida que el nivel de níquel supera el 12% [4].

2.2 Aleación base níquel inconel 600.

El inconel 600 es usualmente necesario para: altas temperaturas, fabricación de hornos, reactores, evaporadores de ácido fosfórico y equipo para decapado. También para altas temperaturas y ambientes con sulfuro, expuestos a oxidación, carburización o nitruración, ampliamente recomendado para uniones disímiles entre aceros al carbono, acero inoxidable, inconel, incoloy y monel [1].

Esta aleación de níquel fue diseñada para ser usada desde temperaturas criogénicas hasta temperaturas elevadas de 1100°C. No es magnética, tiene excelentes propiedades mecánicas y muestra una combinación deseable de alta resistencia y buena soldabilidad bajo un amplio rango de temperaturas [5]. El alto contenido de níquel en el inconel 600 le permite mantener la resistencia bajo condiciones de reducción, haciéndolo resistente a la corrosión en muchos componentes orgánicos e inorgánicos, tiene una resistencia excelente al agrietamiento por corrosión bajo esfuerzos causada por el ion cloruro y también provee una excelente resistencia a soluciones alcalinas. Las aplicaciones de esta aleación de níquel son típicamente en las industrias químicas, de pulpa de papel, aeroespacial, nuclear e industrias de tratamiento térmico.

En este tipo de aleación suelen formarse precipitados como la presencia de pequeñas cantidades de carburos de Cr y nitruros de Ti a ciertas temperaturas.

Su nomenclatura es UNS: N06040 y su composición química se presenta en la tabla 2.2 [6].

Tabla 2.2 Composición química nominal de la aleación inconel 600 (% peso)

C	Mn	Si	Co	Ti	Cr	Ni	Mo	Cu	Fe
0.03	0.10	0.20	0.3	0.3	12.60	76.00	-	0.06	6.0-10.0

2.3 Efectos de los principales elementos aleantes en los materiales base.

Como se pudo observar anteriormente en la composición química de los materiales, tanto la aleación inconel 600 y el acero AL-6XN tienen en mayor porcentaje la presencia de níquel, cromo y hierro. Cada uno de ellos ejerce los siguientes efectos:

Níquel: posee una estructura cúbica centrada en las caras (fcc) debajo de la temperatura de fusión de 1454 °C. Cuando se encuentra en las cantidades suficientes, estabiliza la estructura austenítica, aumentando las propiedades mecánicas del material, así como la resistencia a la corrosión. Además, la interacción entre el cromo y el níquel promueve la formación de austenita estable en aceros con 0.1% de carbono, y de igual forma, la presencia de este elemento retrasa la formación de fases intermetálicas perjudiciales [7].

Cromo: tiene una estructura cúbica centrada en el cuerpo (bcc) por debajo de la temperatura de fusión 1900 °C. Al estar disuelto el cromo en hierro, se forma una solución sólida continua con estructura bcc, por arriba de los 1000 °C. El principal efecto de adicionar este elemento a una aleación es que disminuye el intervalo de temperatura de 910 a 1400 °C donde la fase austenítica es estable. Además, su presencia mejora la resistencia a la corrosión en los materiales, debido a que junto con el níquel forman una película pasiva de óxido-hidróxido de Cr. Aunque existe un límite en el uso de este elemento ya que promueve la formación de fases intermetálicas como la fase sigma (σ), la cual reduce la ductilidad, tenacidad y resistencia a la corrosión de las aleaciones y aceros [8].

Hierro: a temperaturas entre 1400 y 1540 °C existe hierro puro con una estructura cúbica centrada en el cuerpo (bcc) llamada ferrita delta (δ). Entre 910 y 1400 °C el hierro se encuentra con una estructura cúbica centrada en las caras (fcc) llamada la fase austenita (γ). Ya por debajo de la temperatura de 910 °C el hierro vuelve a tener una estructura bcc y a dicha estructura se le denomina ferrita alfa (α). Los aceros y aleaciones de hierro con fase primaria austenítica estable poseen una estructura cúbica centrada en las caras (fcc), la cual se es posible alcanzar con la presencia de elementos estabilizadores de la austenita como son el manganeso, níquel, cobre, cobalto; los cuales son átomos sustitucionales o intersticiales [7].

2.4 Campos magnéticos.

Los campos magnéticos, ya sean inducidos o permanentes, pueden interactuar con el arco eléctrico de corriente continua produciendo un campo de fuerzas que causan deflexión o soplo magnético del arco, afectando la transferencia metálica como se ilustra en la Figura 2.1.

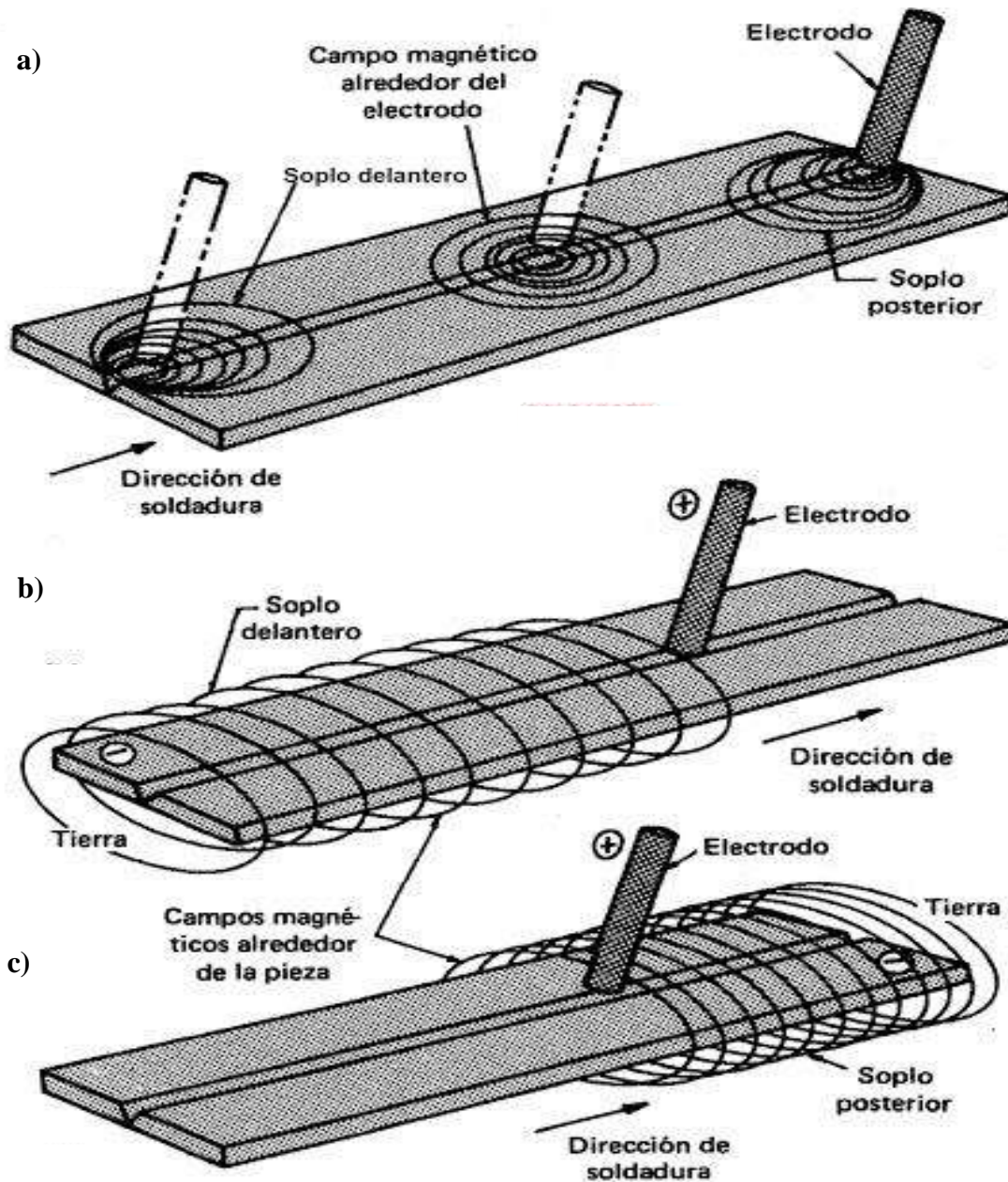


Figura 2.1. Campos magnéticos actuando en placas soldadas: a) alrededor del electrodo, b) y c) alrededor de la pieza [11]

Estos campos son el resultado del flujo de corriente a través de los conductores o los dispositivos eléctricos y es directamente proporcional a la corriente; a más corriente más intensidad del campo magnético. Las unidades del campo magnético son Gauss (G) o Tesla (T) [9].

Un dispositivo eléctrico que se conecta a una fuente de electricidad tiene un campo eléctrico aun cuando el aparato este apagado. Para producir un campo magnético, el aparato debe estar conectado y encendido de forma que fluya por él una corriente eléctrica [10].

Los campos magnéticos externos, en el orden de las decenas de los mili teslas, se han utilizado durante la soldadura por fusión de los aceros inoxidables, buscando la modificación de la estructura del grano del metal de soldadura [11,12].

Los campos magnéticos de alta intensidad se han empleado para modificar la transformación de fase en estado sólido ya que la interacción de dicho campo actúa como una fuerza externa que impulsa la nucleación de martensita en los sitios preferenciales y la cual modifica la cinética de transformación del proceso, lo cual se le podría atribuir a los procesos difusivos [13,14,15].

2.5 Características de la metalurgia de la soldadura en aceros inoxidables austeníticos.

Cuando algunos aceros inoxidables son expuestos a temperaturas de servicio entre 425 y 815° C, se genera precipitación de carburos en los bordes de grano, resultando en una reducción de la resistencia a la corrosión. Otro problema es la formación de fase sigma, dura y frágil, la cual depende del tiempo de exposición, de la temperatura de servicio y de la composición química del acero. En general el grado 304 es prácticamente inmune a la formación de fase sigma, pero no aquellos grados con mayores contenidos de carbono, molibdeno y silicio.

2.5.1 Microestructura: La microestructura final del metal de soldadura de aceros inoxidables dependerá de interacciones complejas entre muchas variables importantes como:

- El contenido de aleación total.
- Concentración, composición química y distribución de tamaños de las inclusiones no metálicas.
- Microestructura de solidificación.
- Tamaño de grano austenítico primario.
- El ciclo térmico.

En este sentido la evolución microestructural estará influenciada por fenómenos como las reacciones metal-gas o metal-escoria, el proceso de solidificación, la formación de inclusiones y las transformaciones de fase en estado sólido, siendo las variables operativas del proceso controlantes de dichos fenómenos [16].

2.5.2 Inclusiones no metálicas: Una característica muy relevante en la soldadura por arco eléctrico de aceros es la presencia de inclusiones no metálicas en el metal de soldadura. Estas inclusiones tienen un marcado efecto en el desarrollo microestructural y consecuentemente en las propiedades mecánicas del material [17].

El metal líquido antes y durante la solidificación interactúa con el medio que lo rodea disolviendo gases (oxígeno, nitrógeno e hidrógeno). Las reacciones que se producen entre estos elementos disueltos y los que se encontraban disueltos previamente (Mn, Si, C, Fe, Al, Ti, etc.) dan origen a las inclusiones no metálicas, siendo estas los productos de dichas reacciones. La mayoría de las inclusiones no metálicas son óxidos formados durante el enfriamiento entre 2200 K y 1500 K. Bajo ciertas condiciones también pueden formarse nitruros y sulfuros durante la solidificación o en el posterior enfriamiento en estado sólido. Por esto es que en la literatura se utiliza el término “inclusiones no metálicas” más general para describir el amplio rango de inclusiones que se forman en la soldadura de aceros [18].

Aquellas inclusiones formadas en forma externa a la pileta de soldadura, por ejemplo en el proceso de transferencia metálica desde el arco eléctrico, se denominan primarias o exógenas.

Estas inclusiones relativamente grandes no se remueven por flotación o procesos de absorción, generando atrapes de escoria. Por otra parte, a partir del proceso de solidificación, ya sea como resultado de las reacciones de desoxidación en la pileta o por inestabilidad del frente de solidificación, pueden formarse nuevas fases (óxidos, nitruros y sulfuros) en las zonas interdendríticas si se dan las condiciones termodinámicas y cinéticas adecuadas [19].

2.5.3 Precipitación de carburos: Es la causa más común de corrosión en la zona de la soldadura. Se produce preferentemente en los aceros inoxidable austeníticos y típicamente en las zonas del metal base adyacente al cordón de soldadura. Usualmente, la soldadura en si no resulta afectada. Cuando a los aceros inoxidable se les somete a temperaturas comprendidas entre los 450°C y 900°C durante un tiempo suficiente, o cuando se les enfría lentamente en dicho intervalo de temperatura, se origina en ellos una precipitación, fundamentalmente de carburos de hierro y

romo. Esta precipitación es más intensa en el intervalo de 600 a 850°C. Generalmente, estos carburos precipitan en los límites de grano, disminuyendo la cohesión de los mismos y generando que las zonas anexas queden empobrecidas en cromo, con lo cual pierden su característica de inoxidable en dichas zonas, y por consiguiente su resistencia a la corrosión. Se dice entonces que la aleación está sensibilizada a la corrosión (se ha formado una red de carburos de cromo en los límites de grano). Luego, en ciertos medios corrosivos, se puede producir un ataque intergranular de la aleación, cuya intensidad dependerá de la temperatura a la cual ha estado expuesta, del tiempo transcurrido, de la composición química y del tratamiento previo al cual ha sido sometida. La tendencia a la precipitación de carburos variará entonces con el tiempo de exposición a la temperatura crítica y con la composición de la aleación, especialmente la cantidad de carbono [20].

2.5.4 Formación de fase sigma: La fase sigma es un compuesto intermetálico de hierro y cromo, su composición es alrededor de un 45%Cr – 55%Fe. Se caracteriza por una alta dureza, superior a 900 Vickers y una gran fragilidad. Su influencia es notable en características mecánicas, resistencia a la corrosión y en las propiedades de la soldadura [21].

Una de las razones de la formación de fase sigma en los aceros inoxidables es la presencia de ferrita. Si se les mantiene durante un largo periodo a temperaturas entre 550 y 900°C, la ferrita se transforma en la fase sigma. La fase sigma no sólo se origina en aceros de alto cromo, sino que también puede formarse en aceros ferríticos con contenidos de cromo desde 14%, en aceros austeníticos y austeno-ferríticos especialmente en presencia de una fase alfa rica en cromo. Los elementos aleantes modifican la velocidad y la temperatura de formación de fase sigma. Elementos como silicio, molibdeno y titanio, al favorecer la formación de fase alfa, favorecen la formación de fase sigma [22].

2.5.5 Zona afectada térmicamente: Cuando partes estructurales son soldadas por fusión, en la junta, el material de ambos componentes es calentado hasta su punto de fusión bajo condiciones de restricción impuestas por la geometría del sistema. Debido a este severo ciclo térmico la estructura original del material y sus propiedades son modificadas en una región cercana a la soldadura. Este volumen de material afectado térmicamente se le denomina usualmente como zona afectada térmicamente (ZAT). Esta zona es convenientemente dividida en sub-zonas, las que se pueden observar en la figura 2.2 para el caso de un acero.

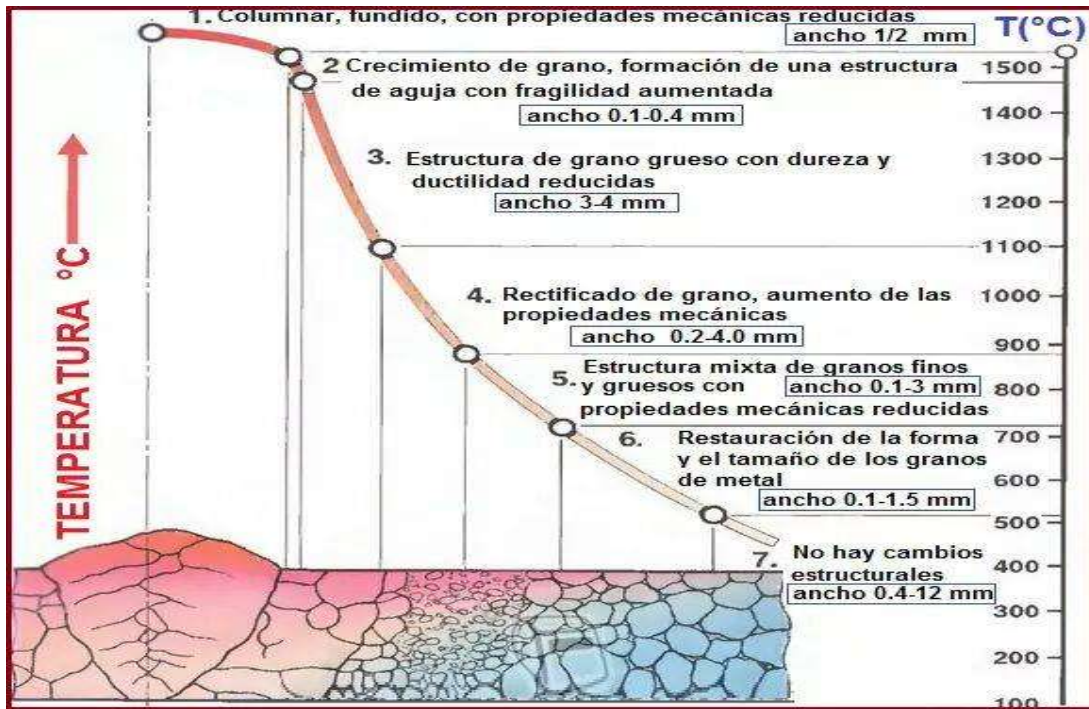


Figura 2.2 Diagrama esquemático de la zona afectada por el calor y las sub-zonas derivadas [33].

La microestructura del metal base reacciona al ciclo térmico completo aplicado, es decir el ciclo de calentamiento, el tiempo de mantenimiento a temperatura y el ciclo de enfriamiento. Junto con esto deben tenerse en cuenta los efectos de dicho ciclo térmico en las transformaciones de fase y en las reacciones de precipitación. Ahora bien, desde un punto de vista metalúrgico la zona afectada por el calor de una soldadura por fusión en los aceros puede ser dividida en tres zonas: supercrítica, intercrítica y subcrítica. La zona supercrítica puede, a su vez, ser dividida en otras dos: la zona recristalizada de grano grueso (ZRG), cercana a la línea de fusión y la zona recristalizada de grano fino (ZRF), que corresponde al material que no alcanzó temperaturas demasiado elevadas ($<1100^{\circ}\text{C}$) [16].

2.5.6 Diagrama de Schaeffler.

Procede de su antecesor, el diagrama de Maurer, el cual presenta las estructuras que va a presentar un acero al Cr-Ni de acuerdo a los porcentajes de estos elementos en el acero. Antón Schaeffler lo mejoró, incorporando la influencia de distintos elementos de aleación en la formación de ferrita y austenita. Se definió así el concepto de cromo equivalente y níquel equivalente. El cromo equivalente incorpora los elementos alfa genos (formadores de ferrita) y el

níquel equivalente los elementos gammagenos (formadores de austenita). Cada elemento va multiplicado por un factor que depende de su grado de influencia en la formación de ferrita o austenita respectivamente como se observa en la figura 2.3.

$$\text{Cromo equivalente: } \%Cr + \%Mo + (1,5 \times \%Si) + (0,5 \times \%Nb).$$

$$\text{Níquel Equivalente: } \%Ni + (30 \times \%C) + (0,5 \times \%Mn).$$

El diagrama de Schaeffler muestra la presencia de las fases austenítica, ferrítica y martensítica propias de los aceros inoxidable cuando son enfriados a las velocidades normales de soldadura. Además presenta las zonas de fragilización en frío debido a la presencia de martensita, la zona de fragilidad en caliente originada por la presencia de austenita, la zona de fragilidad por presencia de fase sigma y la zona de crecimiento de grano ferrítico como se muestra en la Figura 2.4.

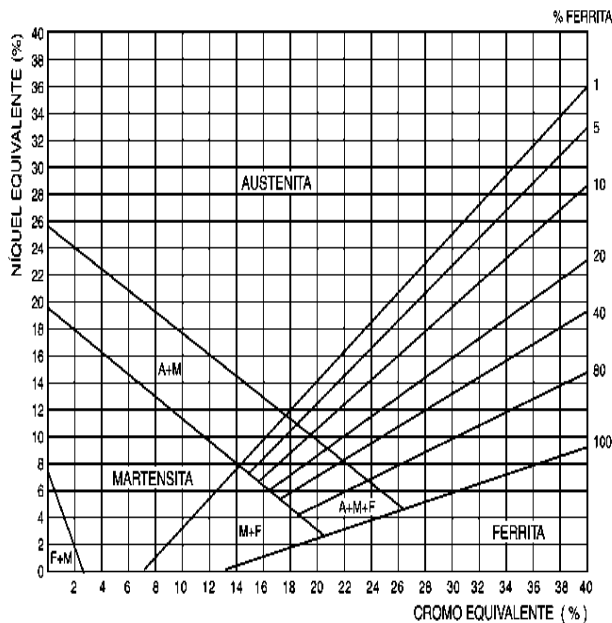


Figura 2.3 Diagrama de Schaeffler

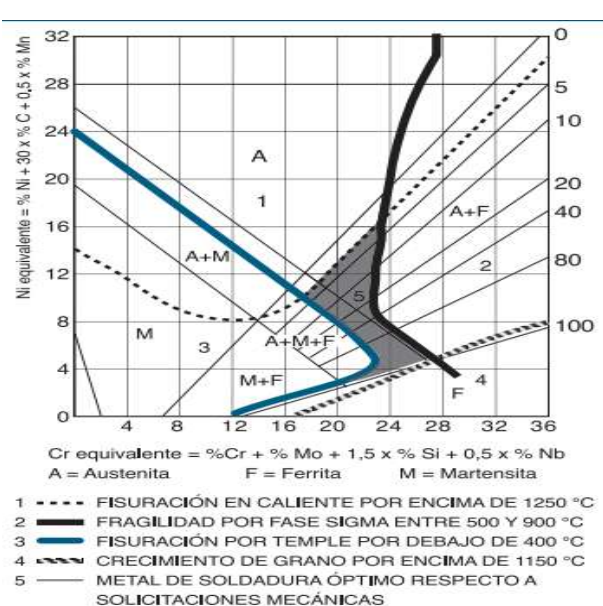


Figura 2.4 Zonas críticas diagrama Schaeffler

2.6 Caracterización mecánica y microestructural de la unión disímil AL-6XN/316L.

Briones y colaboradores [23] trabajaron sobre la microestructura y propiedades mecánicas de una unión disímil de aceros inoxidable AL-6XN y 316L los cuales fueron unidos con el proceso de arco de tungsteno con gas (GTAW) utilizando microscopía óptica (MO) y microscopía

electrónica de barrido (MEB), así como ensayo de tensión, análisis de energía dispersiva de rayos X (EDX, por sus siglas en inglés) y mediciones de microdureza.

De los resultados de este trabajo, se puede destacar aportaciones como la observación de resistencia a la tensión del metal de soldadura, la cual es mayor a la resistencia a la tensión del acero inoxidable 316L y similar a la del acero inoxidable súper-auténtico AL-6XN.

De los resultados de la microdureza del metal de soldadura se notaron valores significativamente superiores a los de los metales base. Mientras de los valores de dureza en la ZAT del acero inoxidable 316L se pudo concluir que estos varían en función del espesor y mostraron valores similares a los del metal base en la superficie superior.

Así mismo, del ciclo térmico se observó que promueve la formación de pequeñas cantidades de ferrita δ y la precipitación de partículas de segundas fases en la interface de la ZAT del acero 316L y el metal de como se muestra en la figura 2.6, las cuales afectan considerablemente la microdureza a diferentes profundidades del espesor de la unión soldada.

En la figura 2.6 se pueden ver reflejadas en las micrografías dos inclusiones encontradas en la ZAT del acero 316L, observando la formación de las segundas fases antes mencionadas, así mismo se tiene el análisis por EDX donde en la gráfica se tiene el pico máximo en el titanio, llegando a la conclusión que las inclusiones encontradas son carburos de titanio.

En la figura 2.7 se tiene la micrografía del acero super-austenítico AL-6XN en la región central, observando la morfología y características de los granos que se formaron bajo las condiciones en las que operaron, así como la formación de pequeños precipitados o segundas fases en la matriz austenítica del material.

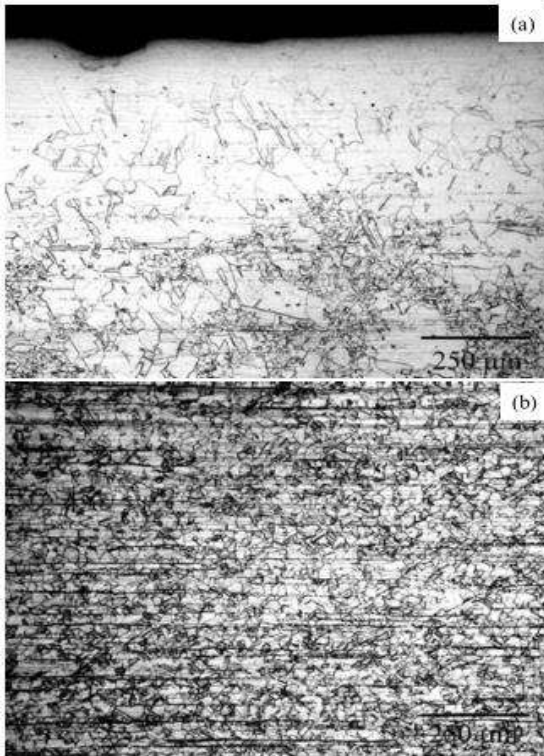


Figura 2.5 Micrografías metal base 316L
(a) región superficial, (b) región central
[23].

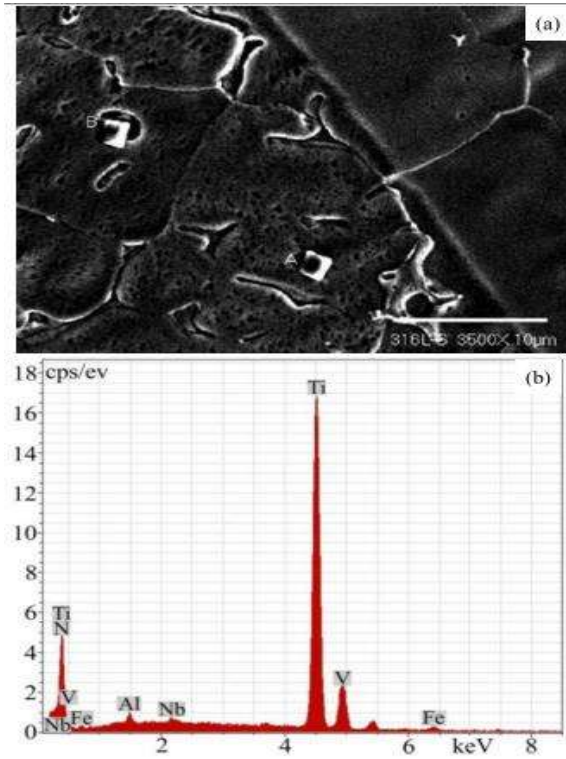


Figura 2.6 a) Micrografía mostrando dos inclusiones encontradas en la ZAT del acero 316L, (b) EDX de las inclusiones [23].

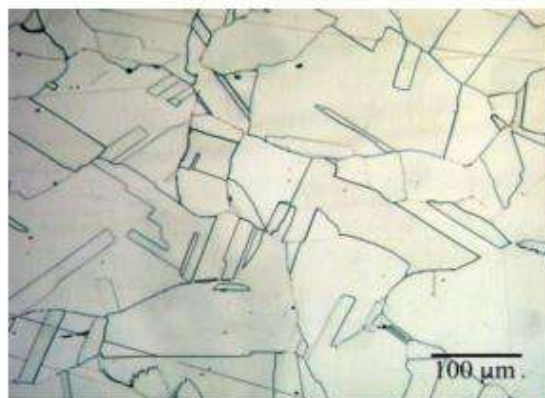


Figura 2.7 Micrografías metal base AL-6XN
región central [23].

Estos resultados son de utilidad con respecto a lo obtenido de la unión disímil realizada en este proyecto.

2.7 Caracterización de una soldadura disímil de un acero inoxidable AL-6XN y AISI 316L.

En otro trabajo previo, Zamora y colaboradores [24] también realizaron la evaluación de una soldadura disímil de un acero inoxidable AL-6XN y AISI 316L, con un electrodo ER- NiCrMo3 mediante el proceso de soldadura por arco de tungsteno protegido con gas, el cual se realizó conforme al código ASME Sección XI.

La evaluación consistió en la caracterización microestructural del material base, de la ZAT y de la soldadura, obtención de propiedades mecánicas tales como la dureza y la tensión. Los resultados obtenidos mostraron que en las condiciones de soldadura propuestas, con un aporte de calor de 0.5-0.75 kJ/mm las uniones soldadas son satisfactorias.

Además, se comprobó que utilizando un electrodo ER- NiCrMo3 resulta satisfactoria la unión cuando se utilizan procesos de soldadura MIG, con una temperatura máxima entre pasos de 90°C. Las micrografías de esta investigación se muestran en la figura 2.8, en donde se puede visualizar la microestructura del acero inoxidable AISI 316L y del acero AL-6XN, la interfaz de la ZAT y soldadura. Se puede observar la formación de precipitados en los límites de grano, los cuales son carburos y la posible presencia de otras fases intermetálicas generadas por la precipitación a causa de la aplicación de calor, los cuales pueden tener un efecto negativo en la soldabilidad de los materiales.

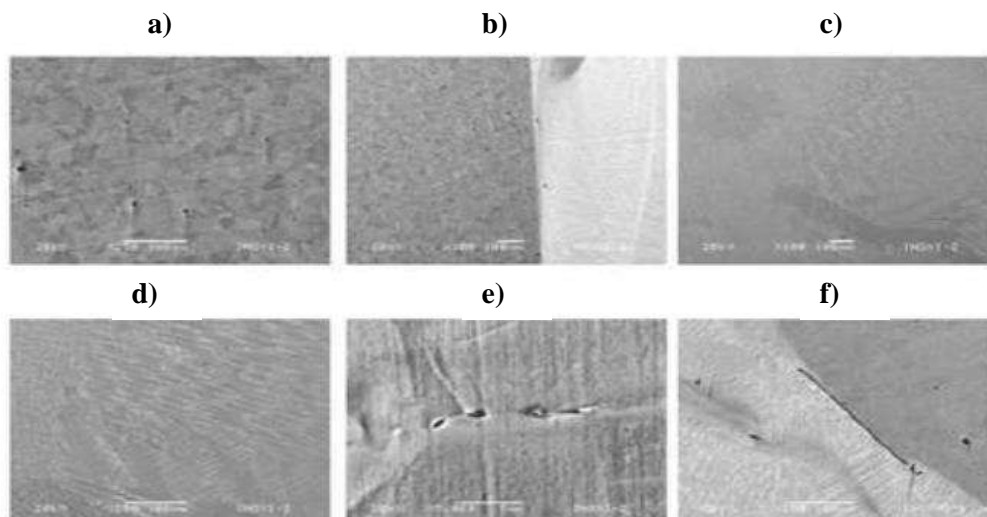


Figura 2.8 a) Microestructura del acero inoxidable AISI 316L. b) interfase del acero 316L., ZAT y soldadura, c y d) zona de la soldadura. e) límite de grano y carburos en acero AL6XN, f) interfase soldadura, ZAT y acero AL-6XN [24].

2.8 Evaluación de las propiedades en una unión disímil entre Inconel 625 y 316L.

Kourdani y colaboradores [25] evaluaron las diferentes propiedades mecánicas y microestructurales entre un acero inoxidable 316L y un Inconel 625, utilizando para ello dos materiales de relleno distintos (ERNiCrMo-3 y ER316L) y un electrodo ERNiCrMo-3, utilizando el proceso de soldadura SMAW y GTAW.

En lo que respecta a la microestructura de la soldadura se observaron regiones interdendríticas ricas en Mo y Nb. Con el uso del proceso GTAW con el material de relleno ER316L hubo formación de dendritas columnares, así como ferrita delta en las zonas interdendríticas. Mientras que usando el material de relleno ERNiCrMo-3 con el mismo proceso de soldadura SMAW hubo formación de fases de Laves, donde predominan elementos como el Nb, Mo, Ni y Cr.

El proceso GTAW en comparación con el SMAW produjo menor calor de aporte, además en el GTAW la microestructura de la soldadura fue más fina con pequeños brazos de dendritas mejor distribuidas como se aprecia en la figura 2.9.

Se pudo observar que la segregación es dependiente del tiempo que es influida por la velocidad de enfriamiento y el calor de aporte, así que una velocidad alta de enfriamiento reduce la segregación del Nb y la formación de fases de laves en regiones interdendríticas.

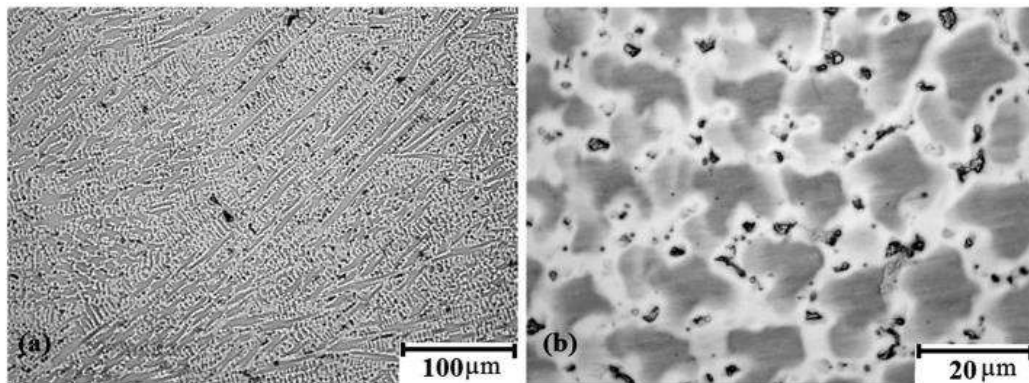


Figura 2.9 a) Austenita con carburos interdendríticos en la zona de fusión con el proceso GTAW soldada con electrodo ERNiCrMo-3. b) Microestructura del metal de soldadura con el proceso GTAW con ERNiCrMo-3 a alta magnificación [25].

La figura 2.10 revela que no se formó zona de no mezcla en la interfaz entre el Inconel 625 y el ERNiCrMo-3, mientras que entre el material base 316L y el ERNiCrMo-3 sí se observa una zona de no mezcla. Por otro, las micrografías de la Figura 2.11 muestran que en la interfaz entre el 316L y el material de aporte ERSS316L no se presenta una zona de no mezcla pero en la interfaz

entre el Inconel 625 y el ERSS316L sí está presente una zona de no mezcla. Además, hubo un crecimiento epitaxial en la interfaz del 316L con ERNiCrMo-3 como se observa en la figura 2.12. La zona de no mezcla entre el 316L y el metal de aporte ErNiCrMo-3 fue más estrecha con el proceso GTAW que con el SMAW como se parecía en la Figura 2.13.

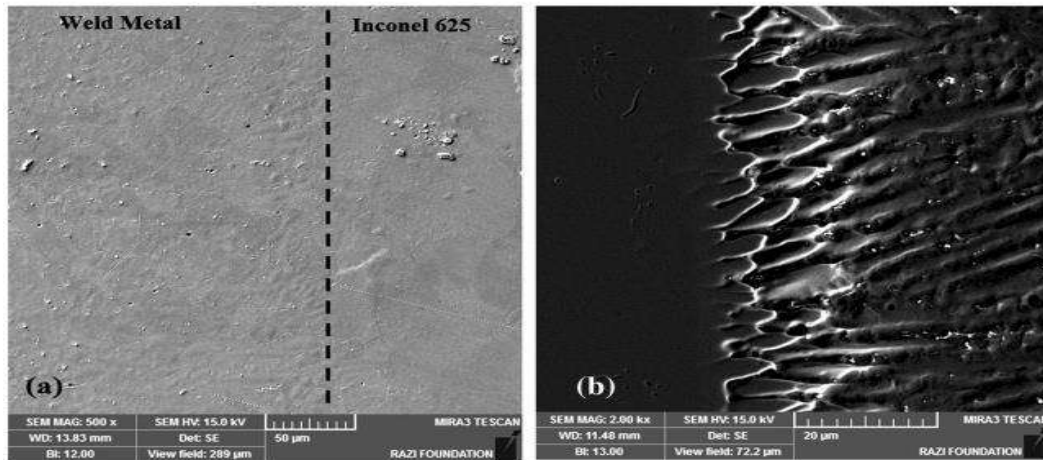


Figura. 2.10 a) Interfaz entre el Inconel 625 y el ERNiCrMo-3, b) interfaz entre el material base 316L y el ERNiCrMo-3 [25].

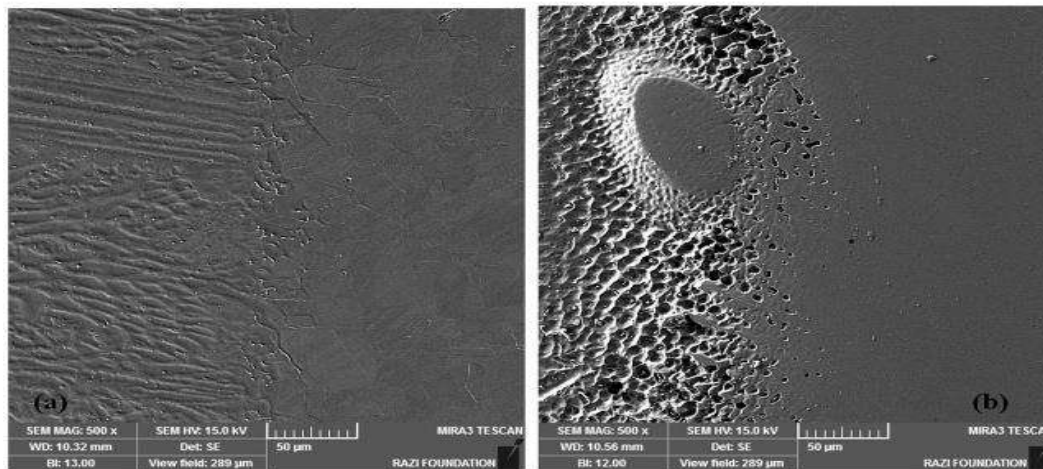


Figura. 2.11 a) Interfaz entre el 316L y el material de aporte ERSS316L, b) interfaz entre el Inconel 625 y el ERSS316L [25].

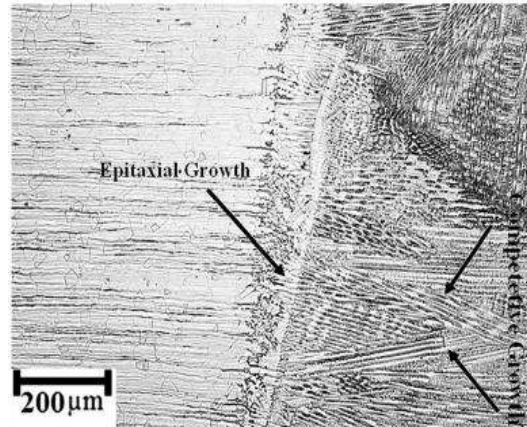


Figura. 2.12 Crecimiento epitaxial en la interfaz del material base 316L con el material de aporte ERNiCrMo-3 [25]

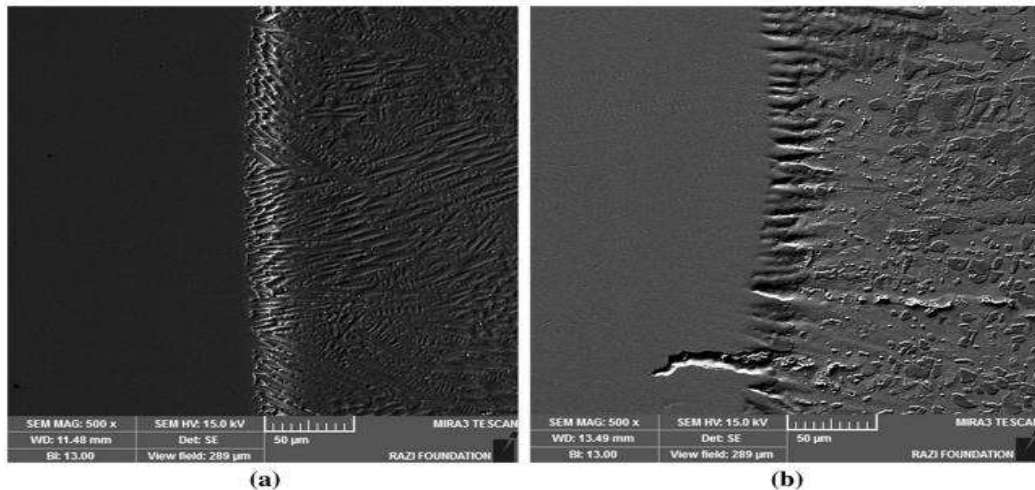


Figura. 2.13 Zona de no mezcla entre el material base 316L y el metal de aporte ErNiCrMo-3 con a) GTAW y con b) SMAW [25].

En lo que respecta a las propiedades mecánicas, en los ensayos de tensión que se llevaron a cabo en la soldadura con GTAW y material de aporte ERNiCrMo-3 la fractura ocurrió en la ZAT de la parte del acero 316L donde hubo un crecimiento de grano considerable.

Para la soldadura con GTAW y material de aporte ER316L la falla se dio en el cordón de soldadura. Siendo que hay mayor valor de esfuerzo último en el proceso de soldadura GTAW con ERNiCrMo-3 que con el SMAW usando el mismo material de aporte.

En los ensayos de microdureza la condición de soldadura GTAW con ERNiCrMo-3 presentó mayor valor de dureza que las otras condiciones, principalmente en el cordón y la ZAT del

Inconel 625. La ZAT de ambos materiales base presentó mayores valores de dureza con el proceso de soldadura GTAW como se observa en la figura 2.14.

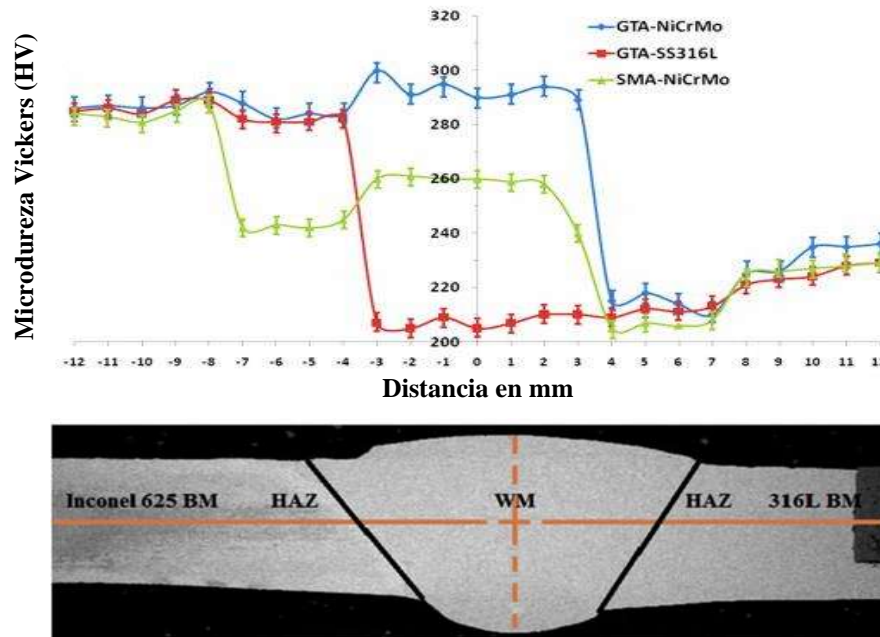


Figura 2.14 Variación de resultados de dureza en la sección transversal de las soldaduras [25].

2.9 Efecto del campo eléctrico en una aleación envejecida naturalmente.

En lo que refiere al uso de campos eléctricos para estudiar su comportamiento microestructural, Conrad y colaboradores [26] estudiaron el efecto de un campo eléctrico ($E=5 \text{ kV/cm}$) sobre la microestructura de la aleación Al-Mg-Si AA6022 envejecida naturalmente por un largo periodo de 2 a 3 años, empleando microscopía electrónica de transmisión (MET) y difracción de electrones de un área seleccionada (SAED por sus siglas en inglés).

De los resultados a destacar en este trabajo se pudo observar que los precipitados formados en este largo tiempo de envejecido natural fueron con morfología esférica en el intervalo de 2 nm a 40 nm, con un promedio de 7,9 nm. Su tamaño promedio fue mayor que en un espécimen procesado sin campo y su distribución de tamaños tenía un mayor número de precipitados con $dp > \sim 3 \text{ nm}$ como se presenta en la figura 2.15. Además, su estructura cristalina difiere de la de los especímenes procesados sin un campo, donde hay formación de partículas grandes de forma

rectangular, como la observada en la figura 2.16. Así también, el aumento en la tensión eléctrica ocurrió con la presencia del campo eléctrico.

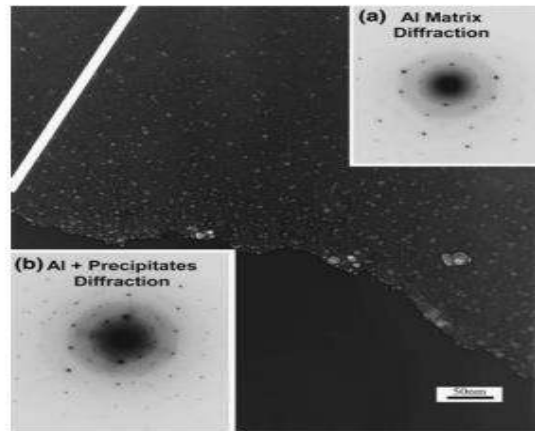


Figura 2.15 Micrografía MET de los precipitados en un espécimen procesado con campo eléctrico. Se incluyen los patrones de SAED de a) la matriz y b) los pequeños precipitados extras en la matriz [26].

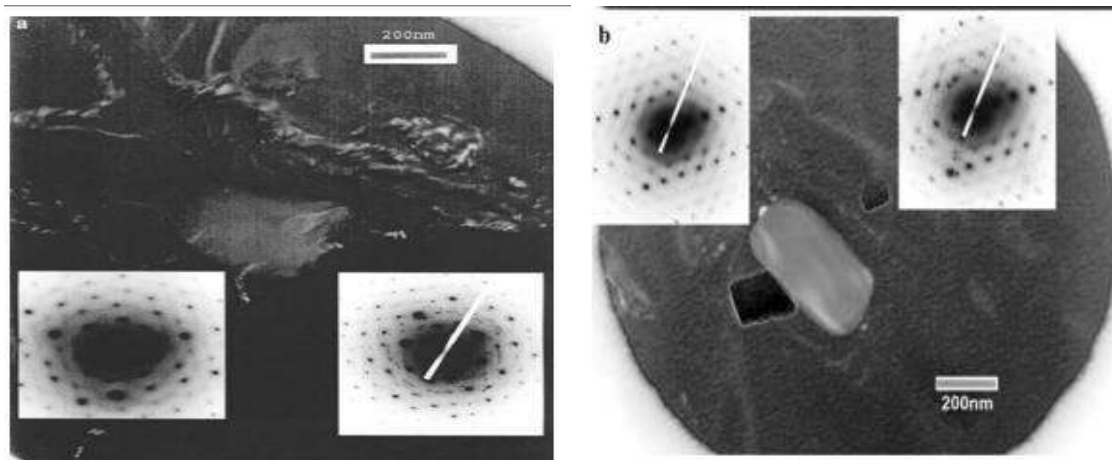


Figura 2.16 Micrografía MET de las partículas grandes de forma rectangular: a) espécimen procesado con campo eléctrico y b) espécimen sin campo eléctrico [26].

Estos resultados permiten identificar los posibles efectos del uso de campos eléctricos y magnéticos en procesos metalúrgicos donde hay variaciones de temperatura como son la soldadura y en este caso los tratamientos térmicos.

2.10 Refinamiento de grano por agitación electromagnética.

Mousavi y colaboradores [27] estudiaron el refinamiento de grano en soldaduras de aleaciones de aluminio AA7020 con agitación electromagnética (AEM), empleando un proceso de soldadura convencional de arco de tungsteno con gas. Los parámetros principales usados para la AEM fueron 2 Hz de frecuencia y densidad de flujo magnético de 20 mT.

Los resultados mostraron que la morfología de solidificación y su patrón de crecimiento son debido a las condiciones térmicas de la piscina de soldadura, que a su vez, dependen de los parámetros de soldadura seleccionados. La agitación electromagnética altera principalmente las condiciones térmicas en la piscina de soldadura y por lo tanto la tasa de crecimiento y la morfología de solidificación como se muestra en la figura 2.17a). Además, en la región donde dominan las condiciones térmicas impuestas por la agitación, de acuerdo con el EDS de la figura 2.17b), los granos actúan como sitios de nucleación activos para la solidificación de la microestructura por la agitación de la soldadura.

Así pues, en términos generales la aplicación de una AEM que, junto con la nucleación heterogénea mejorada, también contribuyó al refinamiento de grano en la solidificación durante la soldadura en ciertas aleaciones de aluminio. Esto se observa en las micrografías de las figura 2.17.

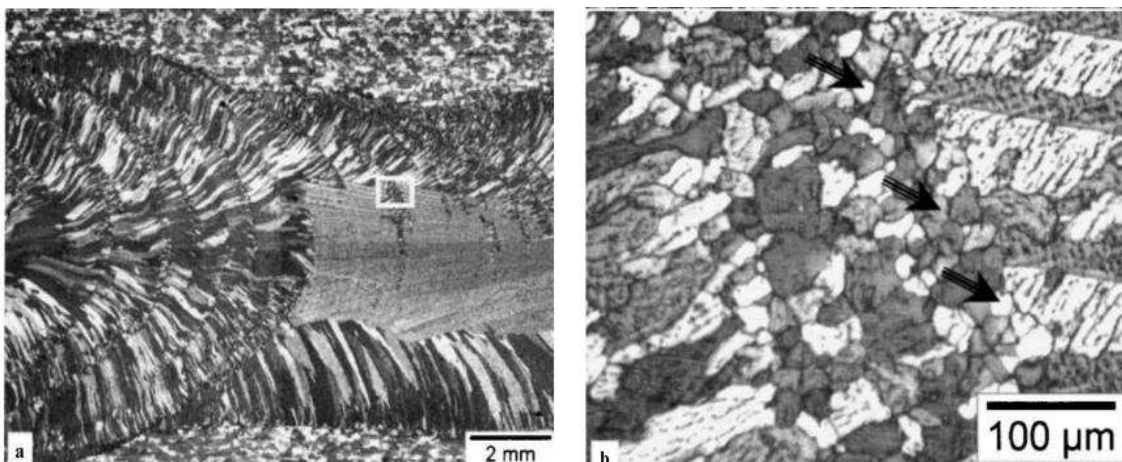


Figura 2.17 Vista de una micrografía (en profundidad de 1.5 mm) con agitación de la soldadura de una aleación metálica 7020; a) donde se muestra en el rectángulo blanco la región encerrada, b) las flechas en negro indican los granos que se analizaron por medio de EDS [27].

2.11 Efecto de campos magnéticos de baja intensidad en la resistencia a la corrosión.

En otro trabajo en el cual se usaron campos magnéticos de baja intensidad, Curiel y colaboradores [28] trabajaron con un acero inoxidable AISI 304 deformado previamente en frío, usando campos magnéticos de forma axial mediante el uso del proceso semiautomático GMAW para analizar su efecto en la resistencia a la corrosión por picadura en una solución de 3.5% de NaCl. Para ello usaron aplicación de campos magnéticos de 0–15 mT, donde la dirección de las líneas de campo magnético fue paralela al electrodo, como se muestra en la figura 2.18.

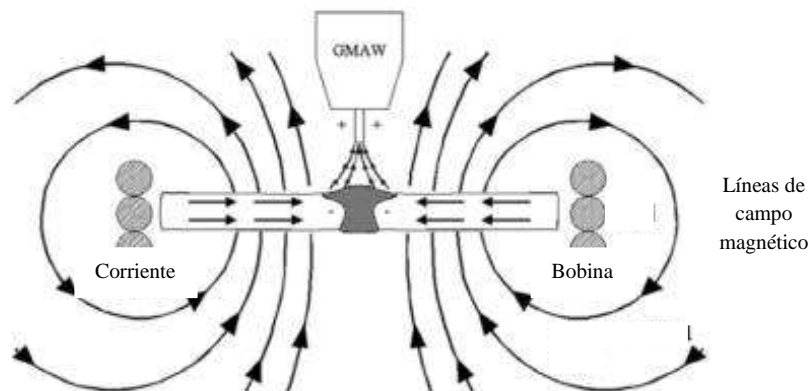


Figura 2.18 Esquema de un campo magnético inducido durante la soldadura [28].

Los autores concluyeron que al aplicar campos magnéticos de baja intensidad de forma axial durante la soldadura aumenta la resistencia a la corrosión por picadura y la corrosión intergranular. Lo anterior se atribuye a deformación previa en frío que genera carburos de cromo dentro de los granos y de los límites de grano en el acero, y a consecuencia del aporte de calor por la soldadura en la ZAT hay mayor crecimiento y se generan picaduras de mayor tamaño como se observa en la figura 2.19. Al aplicar los campos durante la soldadura se observa un cambio de estos precipitados de carburo de cromo dentro de la matriz austenítica, lo cual genera una mejora en la resistencia a la corrosión en la ZAT, dando los mejores resultados con un campo de 14.7 mT. Se puede observar estos comportamientos microestructurales en las micrografías de la figura 2.19.

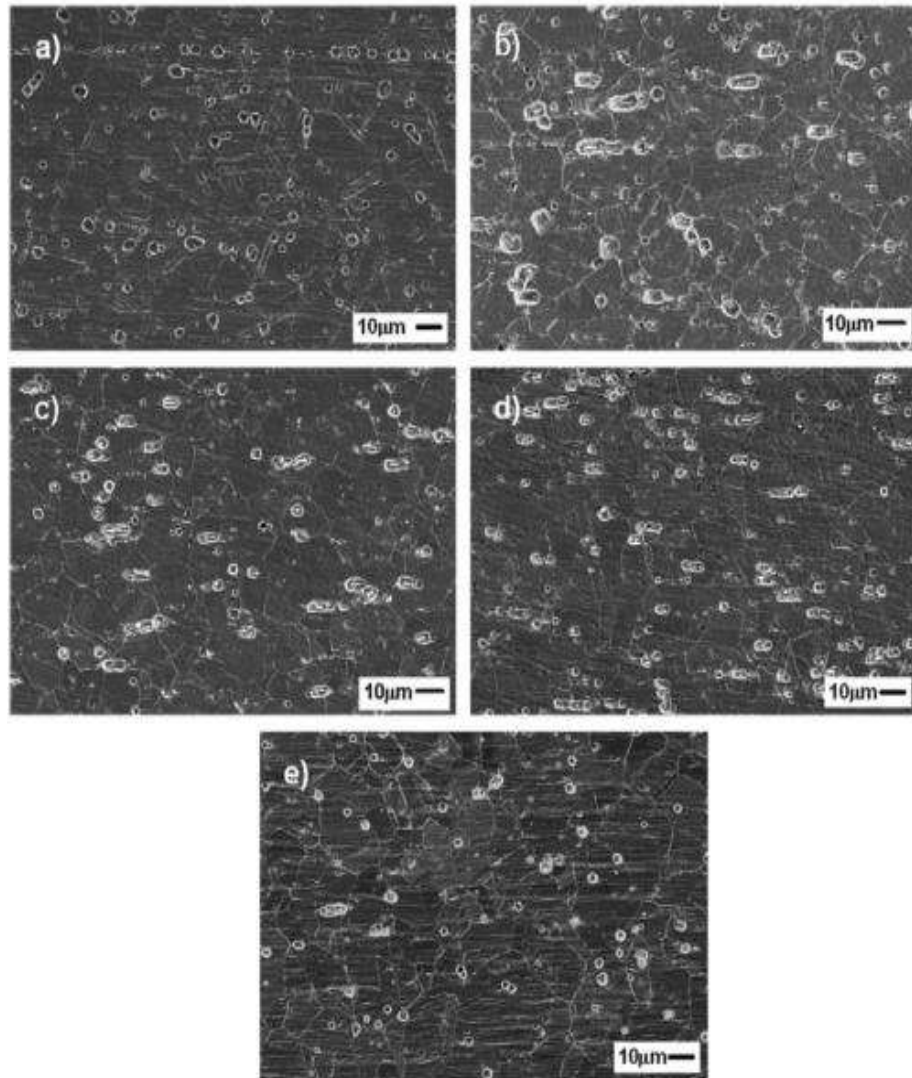


Figura 2.19 Superficie de las muestras después de la polarización en una solución $0.5\text{MH}_2\text{SO}_4 + 0.01\text{MKSCN}$ en; a) condición en la que se recibió el acero, soldado bajo campo magnético de intensidad: b) 0.0 mT, c) 1.5 mT, d) 3.2 mT y e) 14.7 mT [28].

El acero AISI 304 presenta una fase primaria estable al ser un acero austenítico, pero presenta segundas fases o precipitados, esto aunado a que se usaron campos magnéticos de baja intensidad, lo cual genera un panorama más claro (por la similitud al presente proyecto) de los efectos que causa el uso de campos magnéticos en la unión de soldadura de aceros inoxidable.

2.12 Efecto de la interacción electromagnética de baja intensidad en soldadura GMAW.

García-Rentería y colaboradores [29] trabajaron sobre un acero inoxidable dúplex AISI 2205, para conocer el efecto de la interacción electromagnética de baja intensidad (EMILI por sus siglas en inglés) aplicada durante la soldadura por fusión GMAW e identificar las consecuencias que tiene en la resistencia a la corrosión localizada en agua de mar natural. Este trabajo se hizo con parámetros de soldadura de 1.4 kJ/mm de calor de aporte y aplicación de campos magnéticos axiales para inducir la EMILI durante la soldadura de 0, 3, 6, 9, 12 y 15 mT.

De los resultados más trascendentes de este trabajo destaca el hecho de que la zona afectada térmicamente (ZAT) de las muestras que se soldaron bajo la EMILI mostró una temperatura más alta al iniciar la corrosión por picadura, además de una menor disolución bajo la polarización anódica en las soluciones que contenían cloruros, esto en comparación a las muestras que sin condiciones de EMILI. En general, la aplicación de EMILI en la soldadura mejoró la resistencia a la corrosión localizada debido a una modificación de la microestructura en la ZAT, al igual que en la zona de fusión durante el ciclo térmico implicado durante la soldadura por fusión. En la figura 2.20 se muestra los perfiles transversales de las soldaduras. Se aprecian los cambios en la geometría del cordón de soldadura, tamaño de ZAT y estructura de grano en el metal de la soldadura.

La explicación del cambio en la microestructura se debe a que la EMILI redujo el tamaño de la ZAT y limitó el engrosamiento de los granos de ferrita existentes en este acero. Así, se promovió la regeneración de la austenita en esta zona, homogenizando la fase matriz de austenita en la superficie.

Particularmente, se concluye también que las soldaduras realizadas con 3, 12 y 15 mT presentaron una pérdida de masa por la polarización anódica en comparación con la muestra sin aplicación de EMILI. En las figuras 2.20 y 2.21 se aprecia el daño generado en este ensayo a las diferentes soldaduras.

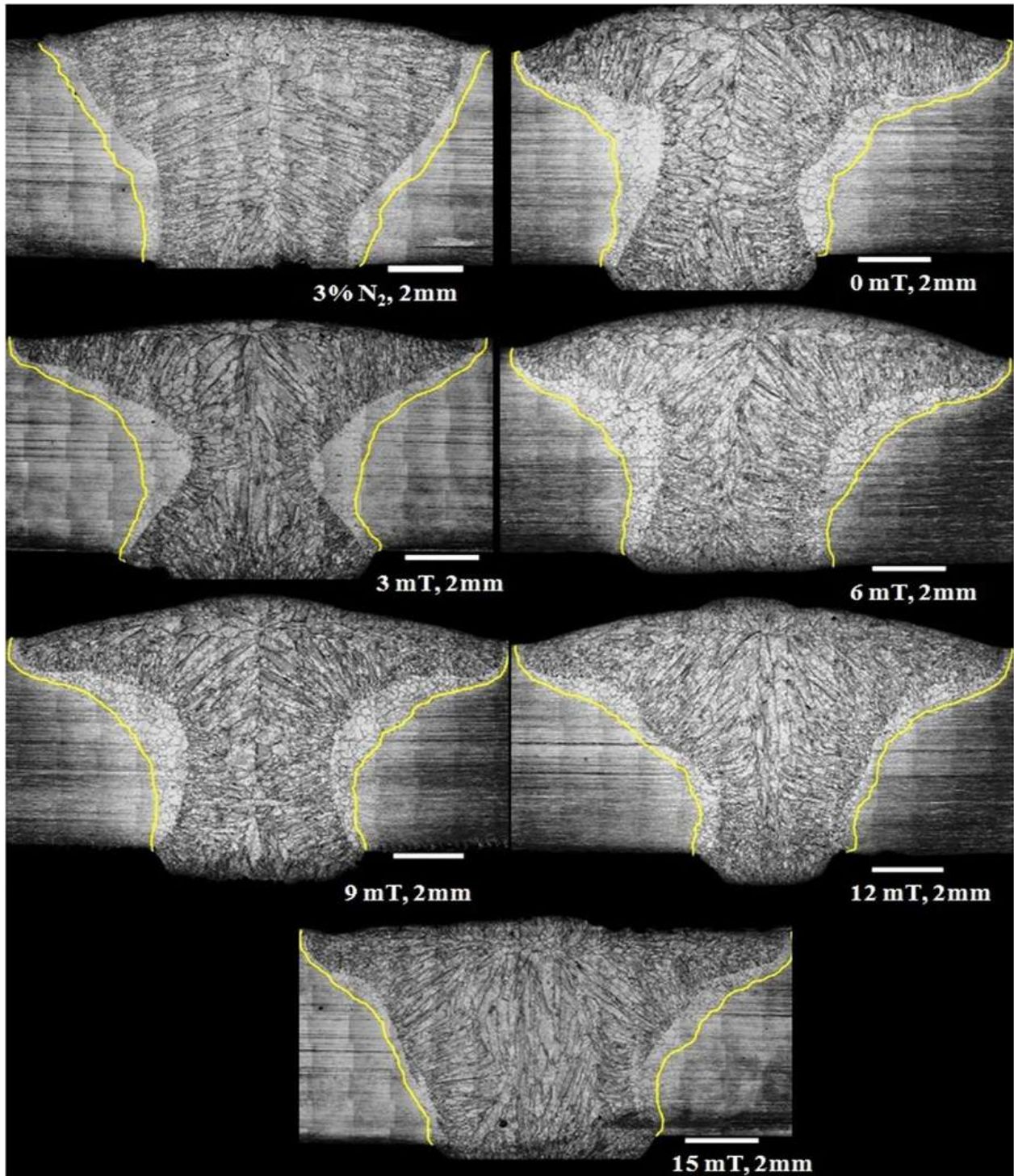


Figura 2.20 Ensamblajes de las micrografías ópticas de los perfiles transversales de las soldaduras del acero AISI 2205 obtenidas bajo diferentes condiciones de campo magnético externo aplicado [29].

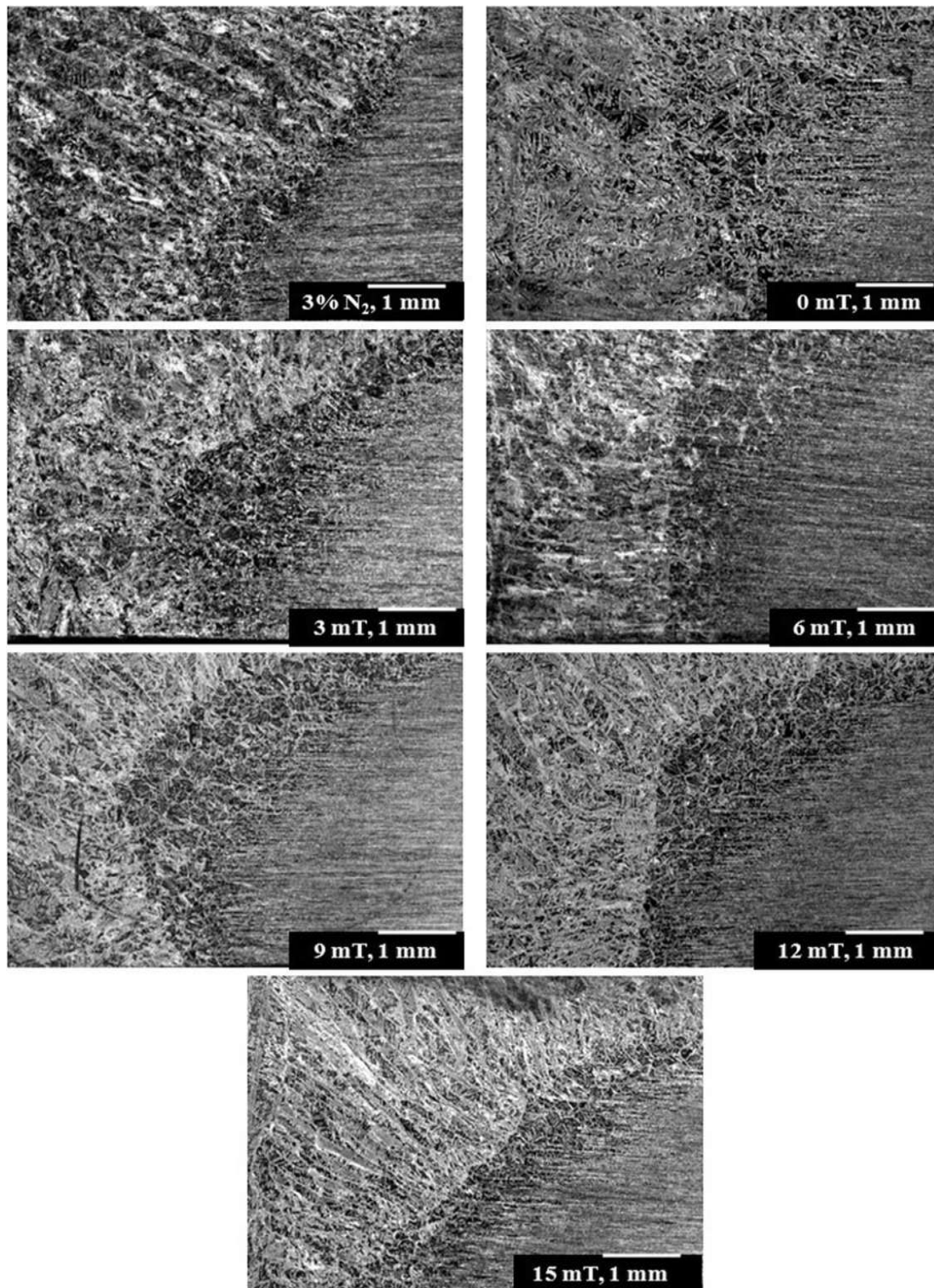


Figura 2.21 Microscopia estereoscópica óptica de las soldaduras después de la polarización potencioestática en la solución 2 mol/L H₂SO₄ + 1 mol/L HCl at 30 ± 1°C [29].

Aunque en este trabajo se usó un acero dúplex, ayuda en gran medida a identificar los beneficios de usar campos magnéticos inducidos de baja intensidad para la mejora de propiedades en los aceros inoxidable.

2.13 Influencia del campo magnético sobre el comportamiento dinámico en la soldadura por haz láser.

Rong y colaboradores [30] se enfocaron a estudiar la influencia del campo magnético constante sobre el mecanismo del comportamiento dinámico en la soldadura por haz láser de penetración total. Para ello se usó un acero EH36, y cuatro diferentes fuerzas magnéticas (0 mT, 15 mT, 25 mT y 30 mT) posteriormente se capturaron series de imágenes de alta velocidad de penetración completa por soldadura láser a través de un vidrio de cuarzo.

De lo más destacable de este trabajo se pudo concluir que: la parte de la energía de soldadura láser se compacta en el fondo de la piscina de soldadura para aumentar la penetración y la anchura inferior de la geometría del cordón; que el ciclo de erupción y la intensidad (altura 2,125 mm, ancho 1,75 mm) de la columna de vapor están debilitados por las condiciones empleadas, además la des-homogeneidad y la fluctuación de la distribución de energía se desprendió de forma prominente y que el período de enfriamiento se retrasó para reducir el gradiente térmico, el área de depresión del perfil final también se redujo como se observa en la serie de imágenes de la figura 2.22.

En términos más generales se puede concluir de este trabajo que el campo magnético externo constante influye en el mecanismo de comportamiento dinámico (piscina de soldadura, penacho de vapor, homogeneidad de energía, tiempo de enfriamiento) e incluso la morfología final, 15 mT fue el valor óptimo de la fuerza magnética de los cuatro casos. El seleccionar una fuerza de campo magnético apropiada es útil para estabilizar el proceso del láser y mejorar la calidad de la soldadura, en base a este trabajo. Se puede apreciar en las figuras 2.22 y 2.23 la distribución del flujo térmico y la morfología de las soldaduras, respectivamente, con respecto a la variación de la intensidad de la fuerza magnética para los cuatro casos.

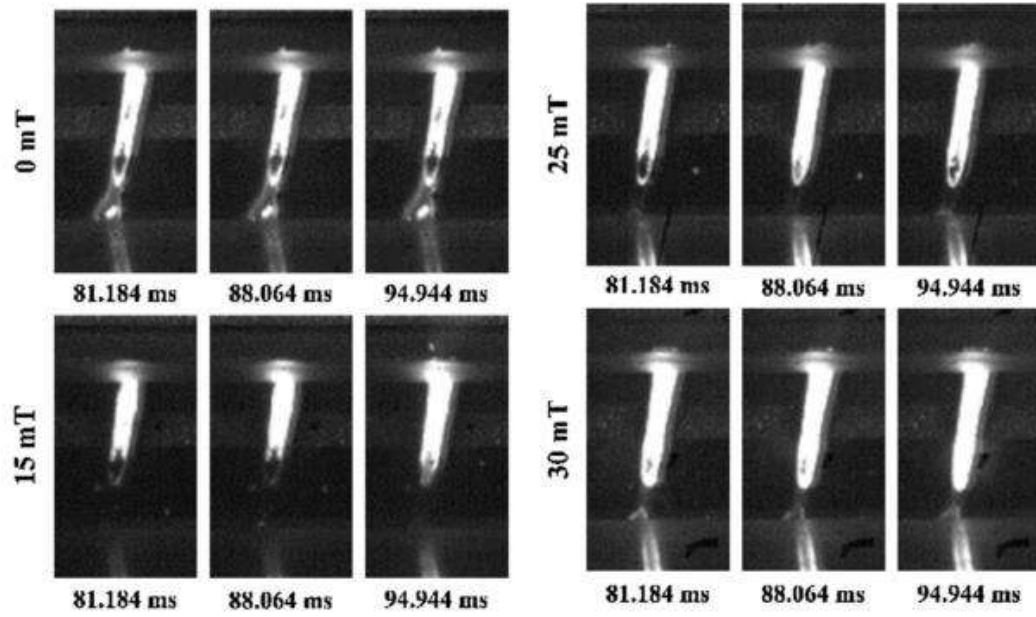


Figura 2.22 Distribución del flujo térmico con diferentes fuerzas magnéticas [30].

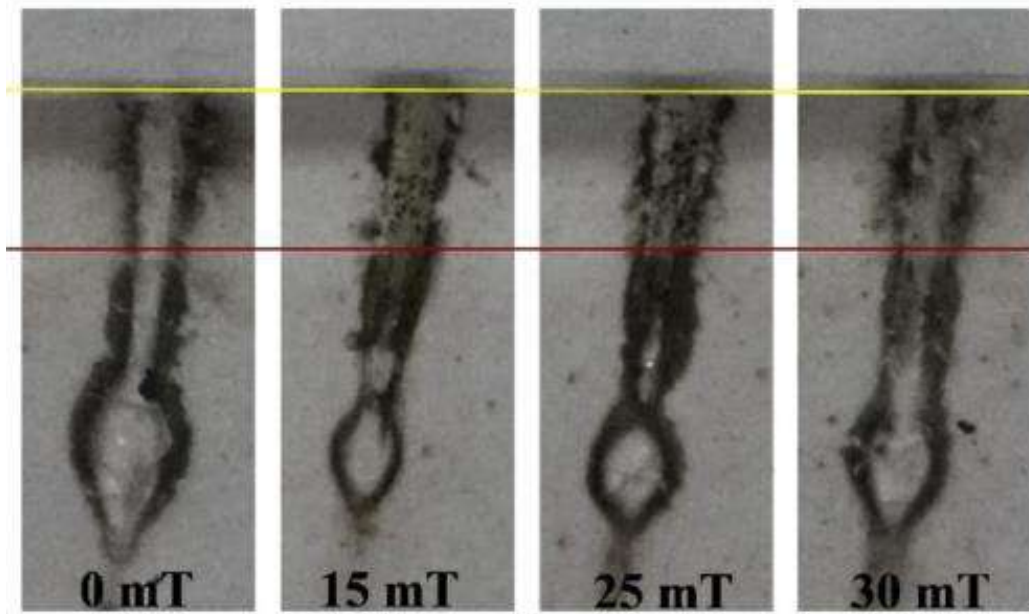


Figura 2.23 Morfología final con diferentes fuerzas magnéticas [30].

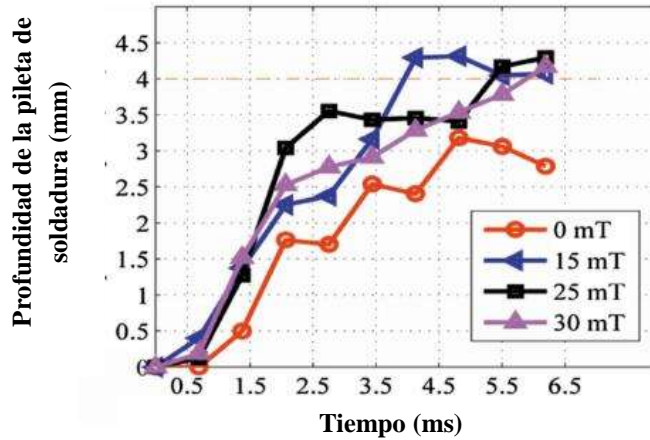


Figura 2.24 Relación entre la penetración y la fuerza magnética durante la soldadura durante el tiempo [30].

En la figura 2.24 se muestra la gráfica de la relación entre las fuerzas magnéticas usadas y la penetración de la soldadura en función del tiempo, y se puede observar que usando las fuerzas magnéticas se tiene una mayor penetración que sin la aplicación de estas.

Dicho trabajo de investigación ayudó a comparar las consecuencias de usar campos magnéticos con otro tipo de soldadura como es la soldadura láser en comparación a la soldadura GMAW la cual se usó en el presente proyecto.

CAPÍTULO III. METODOLOGÍA.

De manera general el diagrama de bloques de la figura 3.1 muestra en resumen las actividades realizadas en cada etapa del proceso del proyecto.

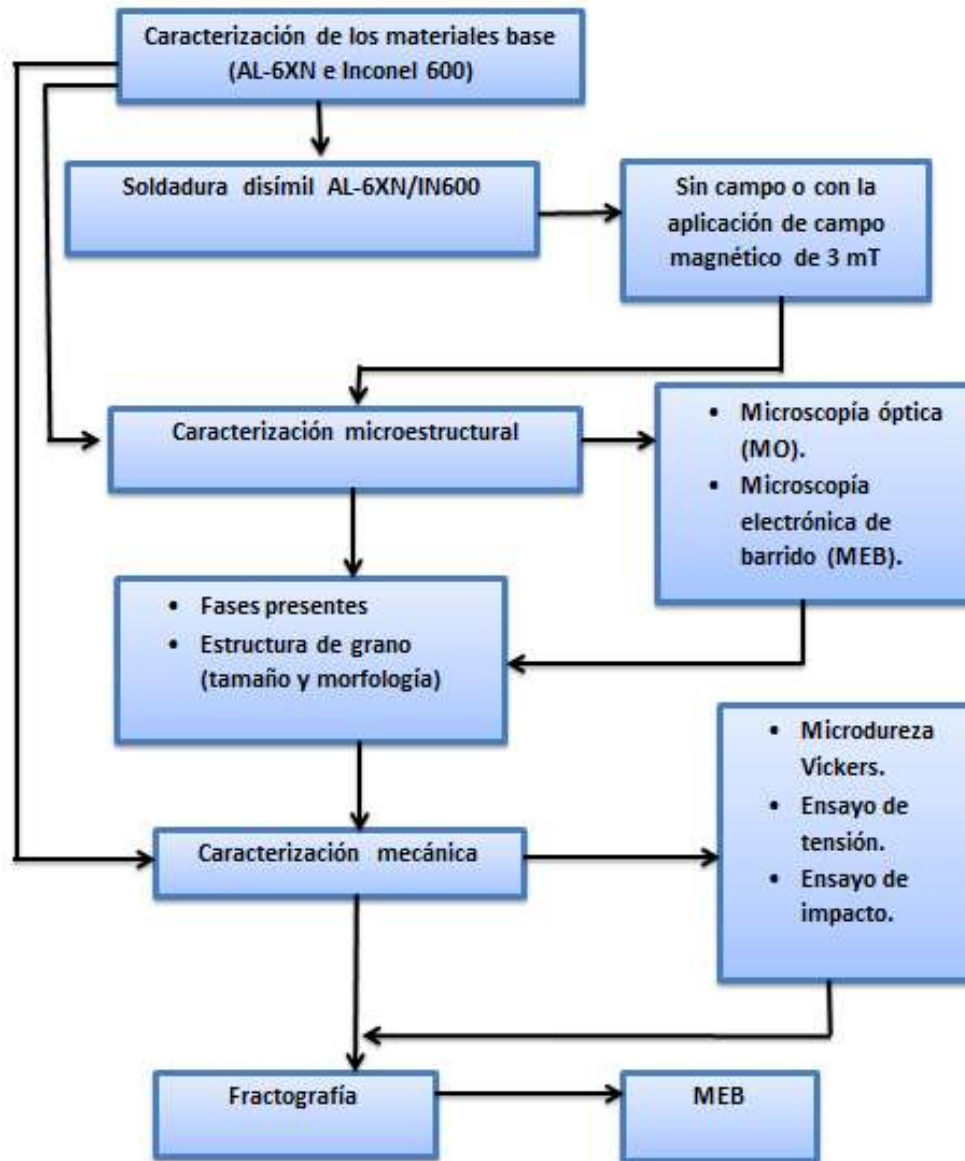


Figura 3.1 Diagrama de bloques de actividades realizadas.

3.1 Materiales base y electrodos.

Se utilizaron placas de los siguientes materiales:

- Placa de 6.35 mm de espesor de acero super-austenítico AL-6XN
- Placa de 6.35 mm de espesor de aleación inconel 600.

Se utilizaron los siguientes electrodos:

- ERNiCrMo3
- ER310.

La composición química de los materiales utilizados en este trabajo de investigación se presenta en la tabla 3.1

Tabla 3.1 Composición química de los materiales base y electrodos (% peso).

Material	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	Cu	Fe
INCONEL 600	0.03	0.10	0.20	-	-	12.60	76.00	-	0.06	6.0-10.0
AL-6XN	0.03	2.00	1.00	0.03	0.04	21.00	24.50	6.50	0.75	Bal
ER310	0.1	1.7	0.45	0.01	0.02	26	20.5	0.1	0.1	Bal
ERNiCrMo3	0.01	0.1	0.15	0.01	0.02	22	58	8.7	-	0.3

3.2 Dimensiones y diseño de la junta.

Para la preparación de la junta se cortaron placas de 75 mm de ancho x 150 mm de longitud por 6.3 mm de espesor con una sierra mecánica con sistema de enfriamiento. Las placas se maquinaron en una fresadora vertical con un bisel de 60° en simple "V" como se muestra en la figura 3.2.

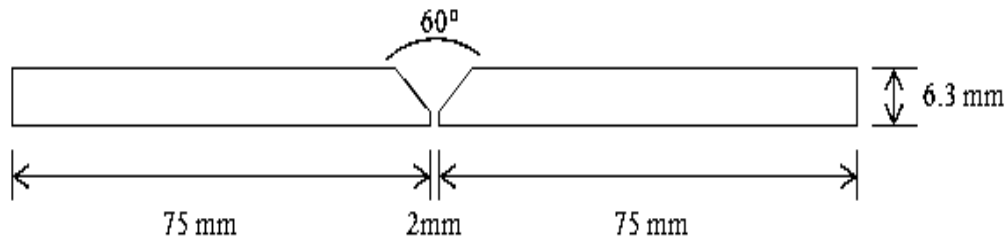


Figura 3.2 Diseño de junta en simple "V".

Al comienzo y al final del arco se adaptaron las placas en el proceso de soldadura con el fin de estabilizar al arco para obtener un cordón uniforme a lo largo de toda la junta soldada; así mismo se utilizó una placa de respaldo de acero al carbono para evitar que el metal depositado escurriera.

3.3 Equipo de soldadura y variables operativas.

Proceso de soldadura: soldadura con protección de gas inerte y electrodo metálico consumible (por sus siglas en inglés GMAW), con una máquina de soldar modelo CP-650 marca Miller con capacidad de 300 A, voltaje a circuito abierto de 50 V y con una eficiencia del 75%.

Variables operativas del proceso: ajustadas para producir una transferencia de metal por rocío.

Se utilizaron los metales de aporte ERNiCrMo-3 y ER310 con diámetro de 1.2 mm, el método de aplicación se realizó de forma semiautomática, con una sola pasada, las características eléctricas del proceso consisten en corriente directa y polaridad directa.

Gas de protección: Ar-3%N₂+2%O₂ para ambos electrodos en la condición sin campo, y con Ar-3%N₂ también para ambos electrodos pero bajo interacción del campo magnético. En la soldadura ordinaria (sin campo magnético) la alta viscosidad del IN600 y el electrodo ERNiCrMo-3 frecuentemente genera problemas de falta de penetración. La presencia de O₂ en la

mezcla del gas de protección ayuda a prevenir este problema. Por otro lado el uso del campo magnético durante la soldadura, ayuda en la penetración por lo que el uso del O_2 en la mezcla de gases se emitió.

Las soldaduras se realizaron sin la aplicación de campo magnético y con la aplicación de campo de 3 mT. El arreglo experimental para estas soldaduras se muestra en la figura 3.3.



Figura 3.3 Arreglo experimental para inducir la aplicación de un campo magnético axial durante la soldadura.

El arreglo axial del embobinado fue de 3 espiras para la aplicación del campo magnético inducido por una fuente externa y medido por un gauss-metro digital marca FW BELL con rango de medición de 0-20 mT, donde el campo magnético estuvo orientado en dirección paralela al arco eléctrico.

La soldadura de las placas de los materiales base se realizaron sin y con la aplicación de campo magnético de 3mT [33,34] (la más idónea según trabajos previos para este tipo de materiales base y electrodos) así mismo usando dos tipos de electrodos ya anteriormente mencionados, las variables operativas de las cinco soldaduras llevadas a cabo se muestran en la tabla 3.2.

Tabla 3.2 Variables operativas para cada unión soldada.

PRUEBAS	S1	S2	S3	S4	S5
Metal de aporte	ER 310	ER NiCrMo3	ER 310	ER NiCrMo3	ER NiCrMo3
Voltaje (V)	22	22	22	22	22
Amperaje (A)	242	250	229	244	247
Velocidad de avance (mm/s)	3.6	3.6	3.6	3.6	3.6
Velocidad de alimentación (mm/s)	100	100	100	100	100
Mezcla de gases	Ar-3%N ₂ - 2%O ₂	Ar-3%N ₂ - 2%O ₂	Ar-3%N ₂	Ar-3%N ₂	Ar-3%N ₂
Flujo de gas (L/min)	16.52	16.52	16.52	16.52	16.52
Distancia libre	11	11	11	11	11
Separación entre placas	2 mm	2 mm	2.5 mm al inicio y 3 mm al final	2 mm al inicio y 2.5 mm al final	2.5 mm al inicio y 3 mm al final
Calor de aporte (kJ/mm)	1.11	1.14	1.05	1.05	1.15
Aplicación de campo (SC/CC)	SC	SC	CC	CC	CC

SC = Sin Campo, CC = Con Campo.

Así mismo, con el fin de conocer los cambios provocados por el efecto del campo magnético axial a una intensidad de 3mT, se seccionaron las juntas soldadas para su posterior caracterización tanto microestructural como mecánica, centrándose en tres zonas de interés específicas: material base, zona afectada térmicamente (ZAT) y el cordón de la soldadura de tal manera que las uniones soldadas fueron seccionadas como se muestra en la figura 3.4 para cada caracterización.

ENSAYO	PROBETA
Tracción uniaxial	2,8,10
Microdureza Vickers y metalografía	5
Impacto Charpy	3,6,9



Figura 3.4 Distribución de las muestras para los diferentes ensayos.

3.4 Caracterización microestructural de los materiales base y juntas soldadas.

Primeramente se prepararon muestras de los materiales base con probetas de 2 cm x 2.5 cm x 0.6 cm, se caracterizaron previa preparación metalográfica convencional usando lijas de carburo de silicio para un desbaste y posteriormente ser pulidas a espejo con pasta de diamante de 6, 3 y 1 μm para las caras transversales y longitudinales de cada material. Luego de ser pulidas, las muestras se atacaron de la siguiente forma:

- Para el inconel 600: se usó un electro-ataque con una solución de 50 mL de agua destilada y 4 mL de H_2SO_4 con 3 V por 8 segundos.
- Para el AL-6XN: se utilizó una solución de 15 mL de HCl + 5 mL de HNO_3 por 50 segundos.

Posterior al taque químico de las muestras, se procedió a observarlas por microscopia óptica en un banco metalográfico NIKON EPIPHOT 300, con la finalidad de analizar diferentes zonas de interés, así mismo las muestras fueron también analizadas mediante microscopia electrónica de barrido con el equipo JEOL JSM-6400. Se capturaron varias imágenes a distintas magnificaciones para cada muestra al igual que diferentes análisis químicos en diferentes zonas de las muestras.

De las placas soldadas se cortaron probetas de las soldaduras en forma transversal al cordón como se muestra en la figura 3.5 y con una preparación metalográfica convencional para posteriormente ser sometidas a ataque químico de la siguiente manera:

- Para el inconel 600 y el cordón: electro-ataque con una solución de 50 mL de agua destilada y 4 mL de H_2SO_4 con 3 V por 8 segundos.
- Para el AL6XN: solución de 15 mL de HCl + 5 mL de HNO_3 + glicerina por 3 minutos.



Figura 3.5 Corte transversal de las soldaduras para metalografía.

Se reveló la estructura de grano y fases presentes, morfología resultante y se capturaron imágenes digitales en el microscopio óptico con los ataques correspondientes. De la misma manera con el mismo ataque se llevaron las muestras a microscopia electrónica de barrido para así revelar además de la estructura de grano y fases, la morfología y composición química aproximada de los precipitados presentes en algunas zonas de interés.

3.5 Caracterización mecánica de los materiales base y juntas soldadas.

Se realizó de la siguiente manera:

- Mediciones de microdureza Vickers.
- Ensayo de tensión
- Ensayo de impacto Charpy.

Los ensayos mencionados se realizaron como se describe a continuación;

3.5.1 Medición de microdureza Vickers.

Para esta caracterización se tomaron las muestras previamente preparadas para metalografía en la caracterización tanto de los materiales base como de las juntas soldadas. Los barridos se realizaron tanto de manera transversal como longitudinal de las muestras. Se aplicó una carga de 100 g durante 15 segundos. La distancia entre indentaciones fue cada 200 μm y se utilizó un indentador con punta de diamante piramidal Vickers. Se realizaron tres barridos longitudinales y uno transversal para cada material base, usándose un microdurometro marca Mitutoyo HM200 con capacidad de carga de 0.001-2000 g.

Para las probetas de las juntas soldadas en algunas zonas la distancia entre indentaciones fue menor de 200 μm (zona de no mezcla y línea de fusión). El barrido de microdureza se realizó desde el centro del cordón de soldadura hasta los materiales base de la soldadura como se muestra en la figura 3.6.

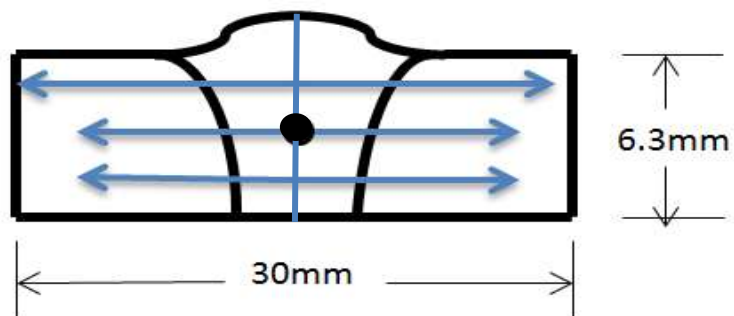


Figura 3.6 Niveles en donde se realizaron los perfiles de microdureza en las juntas soldadas.

3.5.2 Ensayo de tensión.

Se maquinaron probetas de los materiales base AL-6XN e IN600 en corte transversal y longitudinal, las cuales fueron maquinadas de acuerdo a la norma ASTM E8/E8M – 09 [31]. La forma y el tamaño de las probetas de tensión se ilustran en la figura 3.7. Se utilizó una maquina universal Zwick/Roell Z100 que tiene una capacidad de carga máxima de 100 kN con una velocidad constante de desplazamiento del cabezal de 1 mm/min para ensayar las probetas del material base AL-6XN. Mientras que para las probetas de IN600 se utilizó el equipo MTS con una velocidad de desplazamiento del cabezal de 0.005 mm/s.

Para las juntas soldadas, se maquinaron tres probetas de tensión por cada unión disímil con la misma norma que las de los materiales base y se realizaron con el equipo MTS con la misma velocidad de desplazamiento que las probetas ensayadas del IN600 (0.005 mm/s). El cordón de soldadura quedó justo a la mitad de la sección reducida en cada probeta de tensión.

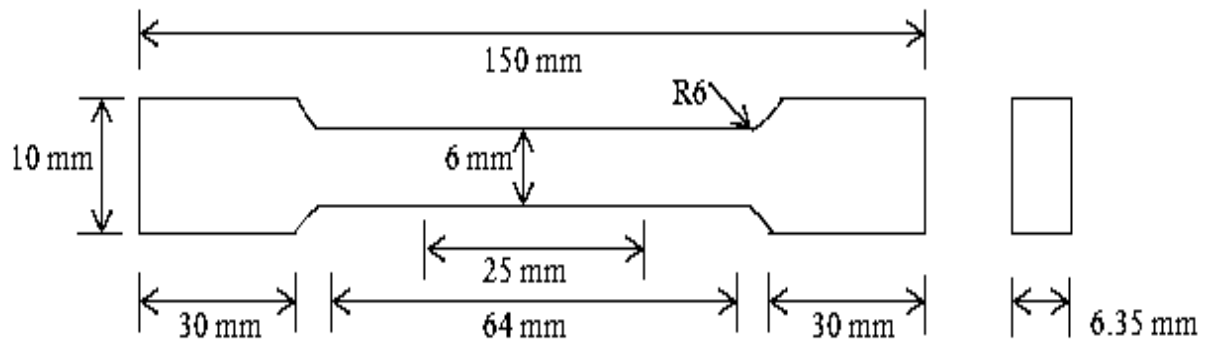


Figura 3.7 Geometría y dimensiones de la probeta de tensión de acuerdo a la norma ASTM E8/E8M – 09 [31]

3.5.3 Ensayo de resistencia al impacto (Charpy).

Para llevar a cabo este ensayo se prepararon 3 probetas de cada metal base y 3 probetas de cada junta soldada con el fin de evaluar la cantidad de energía absorbida en cada material base y en las juntas soldadas sin y con campo magnético para ser comparadas. Las probetas fueron maquinadas conforme a la norma ASTM E-23 [32] como se muestra en la figura 3.8. La muesca de las probetas se realizó en un costado de la soldadura en la parte central.

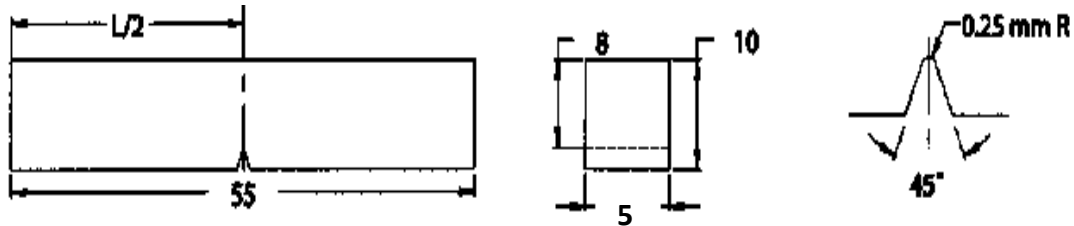


Figura 3.8 Dimensiones de probetas para ensayo Charpy.

3.6 Estudio de fractografía.

Después de realizarse los ensayos de tensión y de impacto de las soldaduras, se seleccionó una probeta ensayada de cada condición de soldadura en base a los resultados obtenidos, con el fin de realizar un análisis para verificar el tipo de fractura que presentaron los especímenes. Este estudio se realizó mediante macrografías tomadas de cada probeta seleccionada (fig. 3.9) así como de diferentes micrografías a diferentes magnificaciones usando el microscopio electrónico de barrido (MEB).

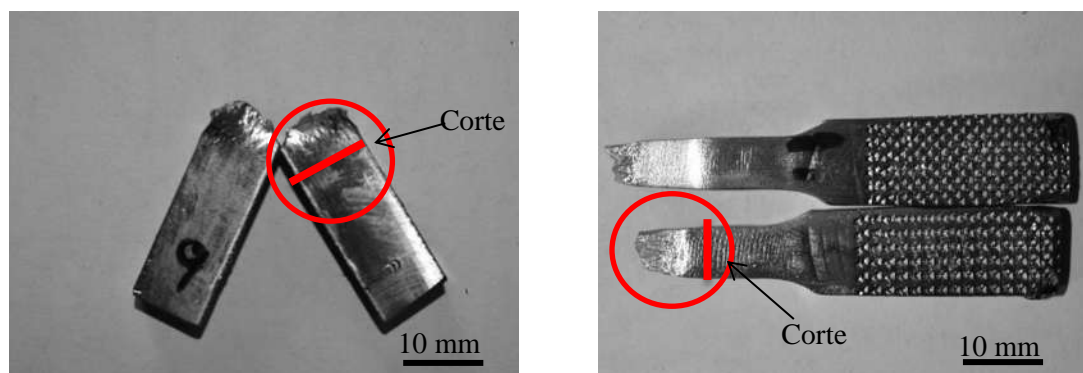


Figura 3.9 Zonas de donde se cortaron las probetas para el estudio de fractografía.

CAPITULO IV. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

4.1 Caracterización microestructural de los materiales base.

4.1.1. Microestructura de la aleación AL-6XN.

Las imágenes de la figura 4.1 muestran la microestructura típica como se observa en el microscopio óptico de la aleación AL-6XN en sentido longitudinal y transversal a la dirección de laminación. En estas micrografías se puede observar que la microestructura está totalmente formada por granos equiaxiales de austenita con un tamaño de grano promedio de $42 \pm 22 \mu\text{m}$ y en el sentido longitudinal $44 \pm 17 \mu\text{m}$. Así mismo, se observa la presencia de maclas en la matriz.

Para esta aleación no es notable la diferencia entre los tamaños de grano y la morfología del mismo en las dos secciones observadas con respecto a la dirección de laminación debido a que las condiciones a la que fue fabricado no genera anisotropía notable.

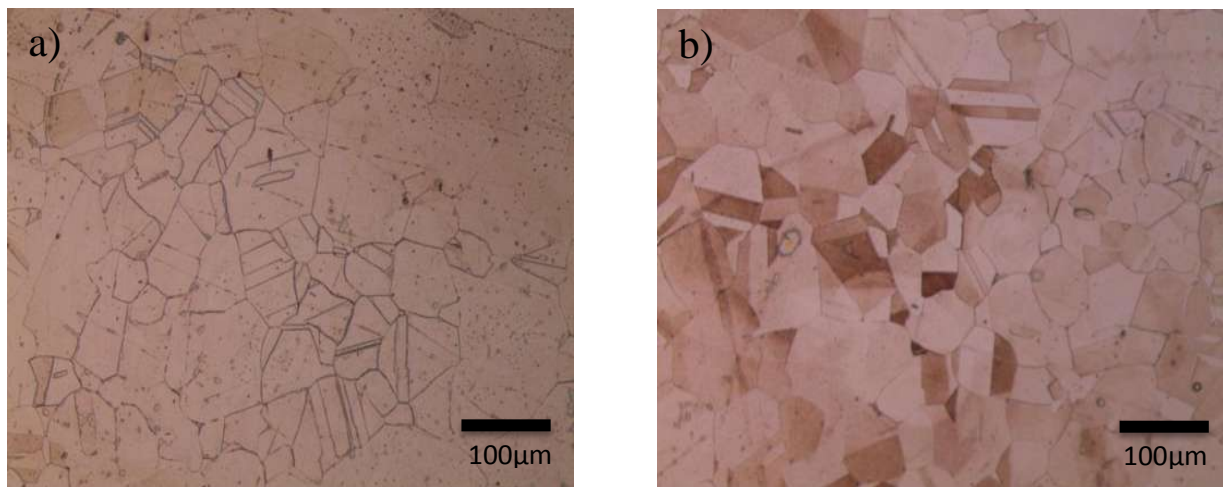


Figura 4.1 Micrografías del material base AL-6XN mediante MO: a) vista transversal a la dirección de laminación y b) vista paralela al sentido de laminación.

En las imágenes obtenidas por microscopía electrónica de barrido se puede observar en la figura 4.2 una partícula en el punto 1 y la matriz en el punto número 3. El punto 1 por su espectro y composición obtenidas por EDS presentó un alto contenido de silicio en la composición química, se puede concluir que se trata de algún elemento adherido desde la preparación metalográfica ya que las lijas para el desbaste contienen carburo de silicio.

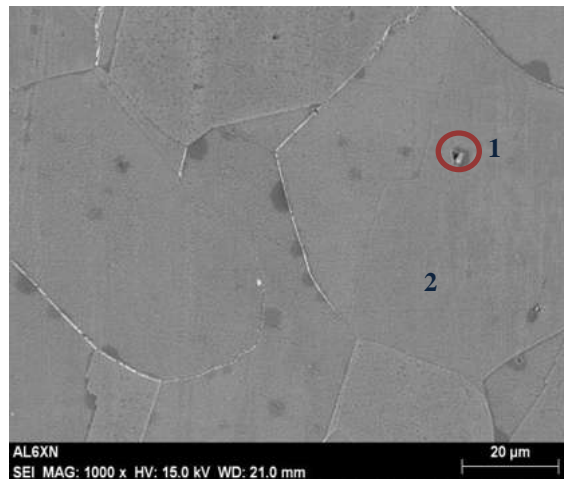


Figura 4.2 Microestructura del material base AL-6XN para análisis por EDS.

La figura 4.3 se muestra el EDS de la matriz del material base AL-6XN, donde por su composición química presentada en la tabla 4.1 se puede observar el alto contenido de níquel, cromo y molibdeno lo cual corrobora su microestructura de matriz austenítica estable (níquel) y la propiedad de la resistencia a la corrosión de esta aleación por los elementos cromo y molibdeno.

Comparando las composiciones químicas en peso proporcionadas por el EDS en la tabla 4.1 y la composición de la tabla 3.1 se observa que el análisis semi-cuantitativo por EDS presenta una muy buena aproximación del contenido de los aleantes en mayor proporción en la aleación.

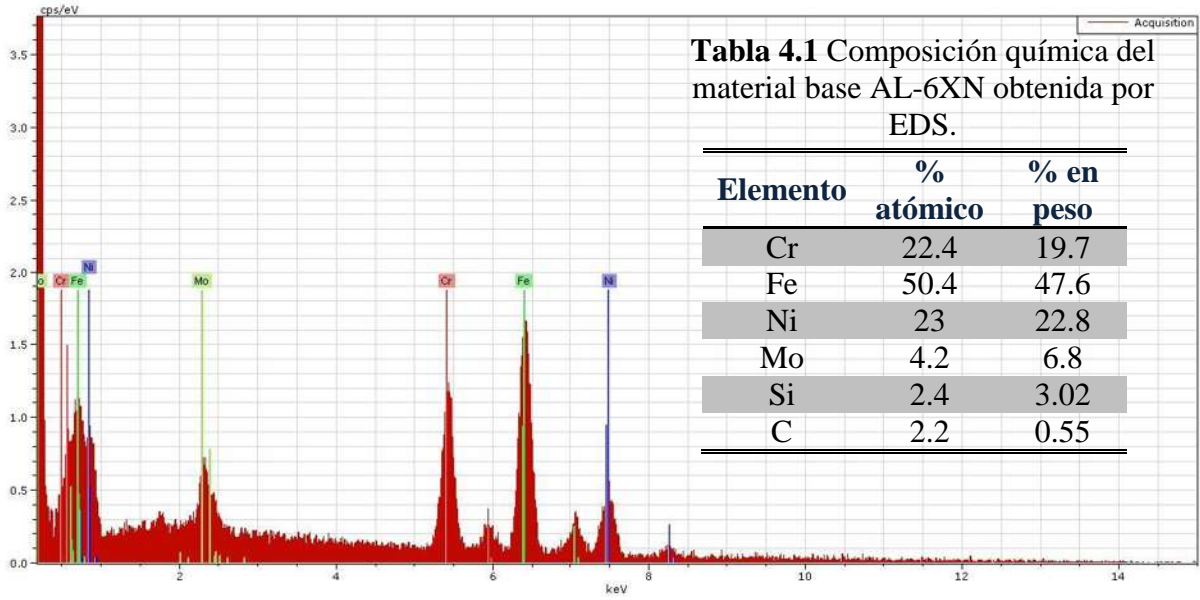


Figura 4.3 Espectro típico de análisis de composición química por EDS tomado en el punto 2 de la figura 4.2

4.1.2 Microestructura de la aleación inconel 600.

Al igual que la aleación AL-6XN, por medio del microscopio óptico se capturaron las micrografías mostradas en la figura 4.4 donde se muestra la microestructura de la aleación IN600 en sentido longitudinal y en sentido transversal. En estas imágenes se puede observar que la microestructura está totalmente formada por granos equiaxiales de austenita con un tamaño de grano promedio de $48 \pm 19 \mu\text{m}$ en el sentido transversal a la laminación y $46 \pm 24 \mu\text{m}$ en el sentido longitudinal. La presencia de maclas en la matriz austenítica es evidente en la microestructura, muy parecido al material base AL-6XN. De la misma manera que la aleación AL-6XN, no es considerable la diferencia entre los tamaños de grano y la morfología del mismo en la sección transversal y longitudinal.

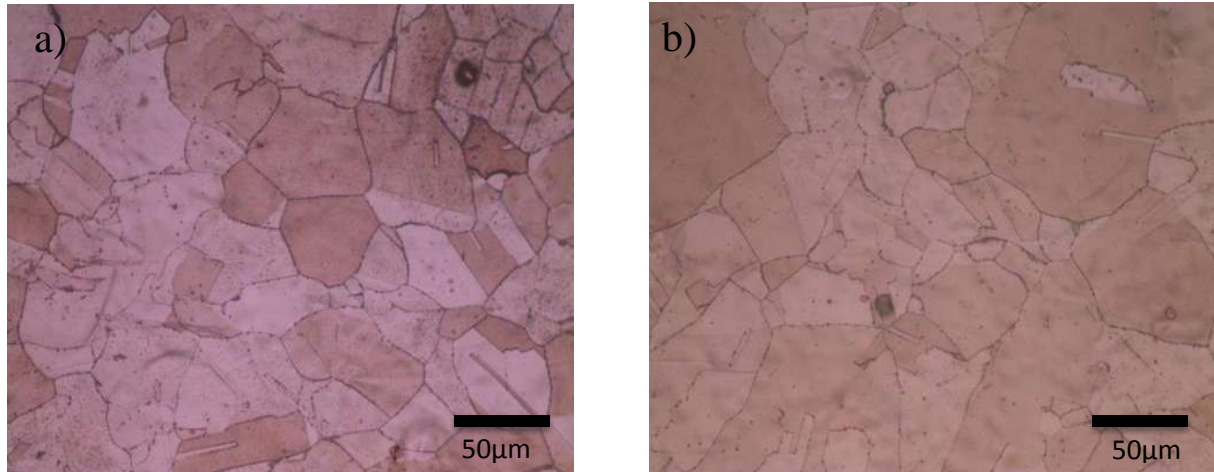


Figura 4.4 Micrografías del material base IN600 mediante MO: a) vista transversal y b) vista paralela a la dirección de laminación.

Por medio de microscopía electrónica de barrido se puede observar en la figura 4.4 de nuevo que tanto para sentido transversal como longitudinal, las maclas están muy marcadas en varios de los granos austeníticos. En la micrografía de la figura 4.6 se realizaron análisis químicos puntuales como se especifica en la imagen, esto para conocer la naturaleza de las dos partículas.

El punto 1 corresponde al EDS de un punto pequeño que por su composición química (tabla 4.2) con alto contenido de nitrógeno y titanio indica que la naturaleza de la partícula es de una fase secundaria, concretamente de un nitruro de titanio alojado en el límite de grano austenítico el cual está directamente relacionado a las propiedades mecánicas de la aleación, formado a consecuencia del proceso de fabricación del material y los tratamientos termo-mecánicos a los que fue sometido en su fabricación y procesamiento secundario.

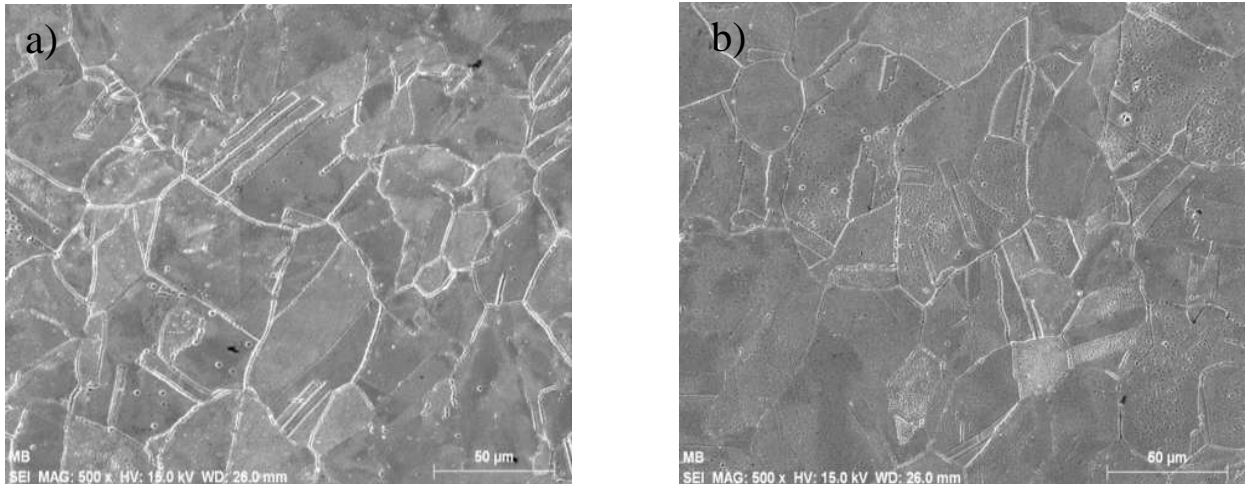


Figura 4.5 Microestructura del material base IN600 mediante MEB; a) sentido transversal y b) sentido longitudinal.



Figura 4.6 Detalle de la microestructura del material base IN600.

La partícula formada en el punto 2 de la figura 4.6, por su espectro de composición y cuantificación presentado en la figura 4.8 se deduce que se trata de una inclusión no metálica por el alto contenido de magnesio, la cual es común que se genere desde el proceso de fabricación de la aleación [6,35], ya que los hornos refractarios en los cuales son llevadas a cabo algunas etapas del proceso de fabricación de estas aleaciones suelen tener en gran presencia este elemento químico.

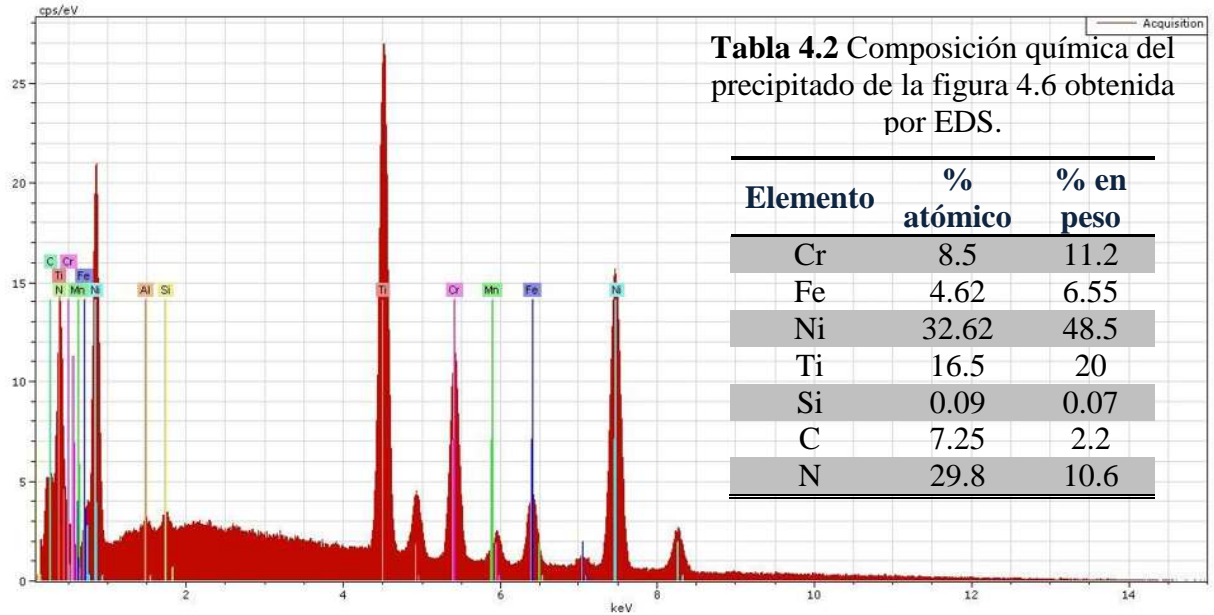


Figura 4.7 Espectro típico de análisis de composición química por EDS tomado en el punto 1 de la figura 4.6.

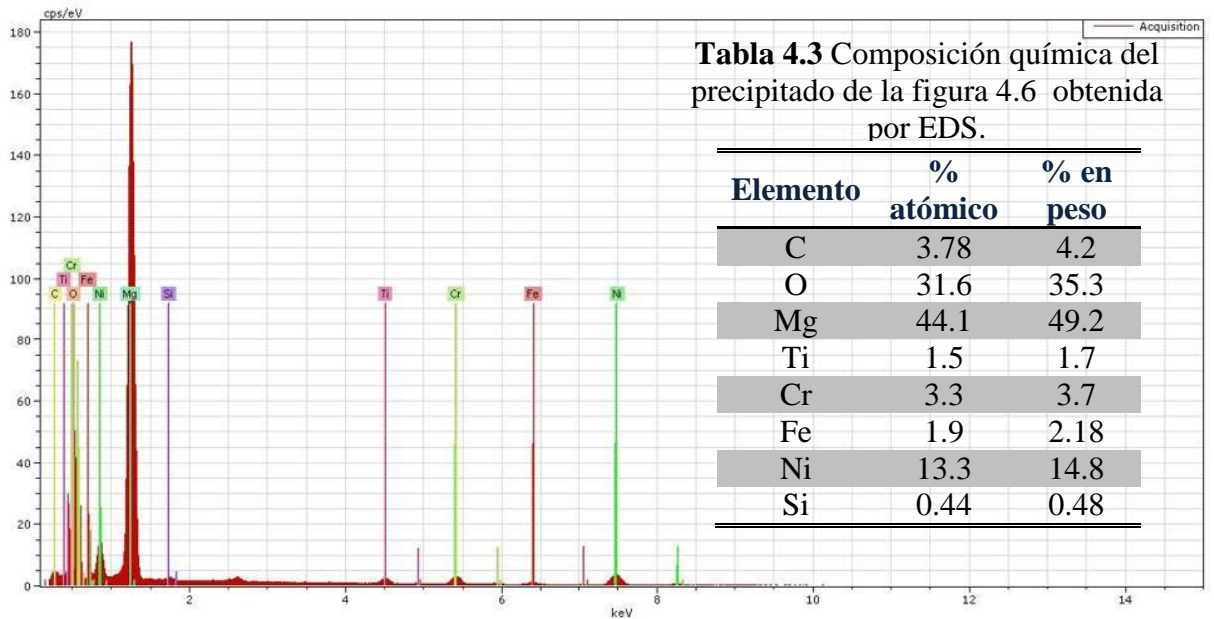


Figura 4.8 Espectro típico de análisis de composición química por EDS tomado en el punto 2 de la figura 4.6.

4.2 Caracterización mecánica de los materiales base.

4.2.1 Ensayo de microdureza Vickers.

El valor de la microdureza promedio que presenta cada material base en los barridos longitudinales y transversales se muestran al final de las tablas 4.4 y 4.5, así mismo en la gráficas de la figuras 4.9 (AL-6XN) y 4.10 (IN600) se presentan los valores medidos, donde no hay un cambio trascendental según el sentido en el que se realizó el barrido de las mediciones realizadas cada 100 μm .

En base a los barridos obtenidos, se puede apreciar que tanto en sentido longitudinal como transversal el valor de la microdureza Vickers HV_{100} es mayor en el material base AL-6XN.

Briones y colaboradores [36] presentan un valor de microdureza de $240 \pm 5 HV_{100}$ para el material base AL-6XN, similares a los obtenidos en este trabajo de investigación.

Tabla 4.4 Tabla de ensayo de microdureza Vickers HV_{100} con número de improntas y el sentido del barrido para el MB AL-6XN.

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	Promedio
L. Nivel 1	289.8	277.6	260.3	274.8	263.4	271.1	288.8	286.3	281.7	277 ± 3
L. Nivel 2	273.8	264.4	272.3	274.1	274.1	262.4	296.9	274.2	256.9	269 ± 2
L. Nivel 3	269.1	262.2	263.8	267.5	276.2	262.6	274.4	294.4	263.6	270 ± 3
Transversal	262	258.1	268.2	284.5	267.5	271.5	272	262.6	259.1	267 ± 4

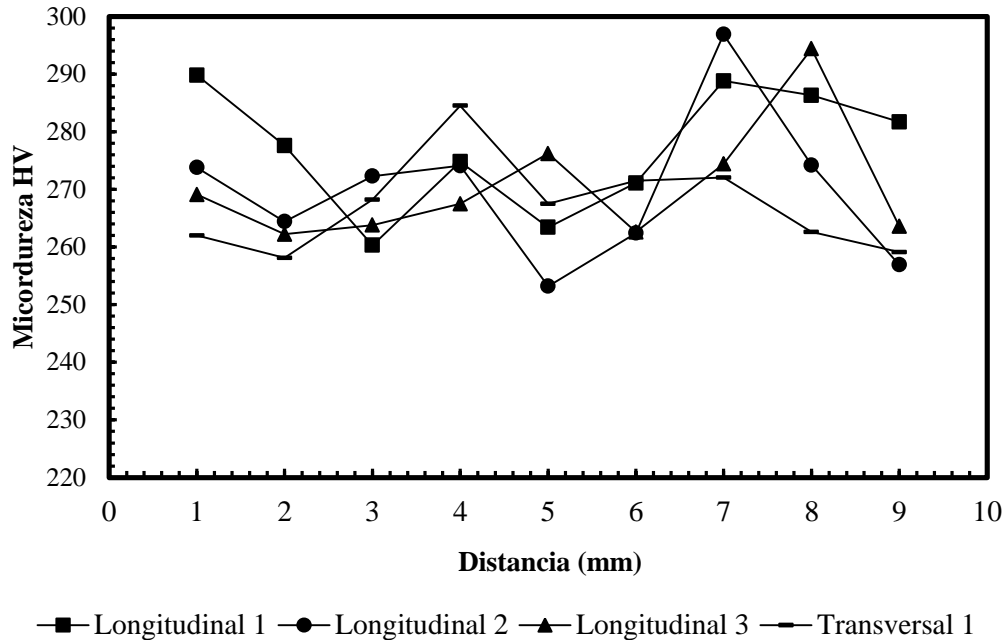


Figura 4.9 Barridos de microdureza para el material base AL-6XN.

En la figura 4.9 se observa como los barridos longitudinales tienen un valor promedio similar de microdureza mientras el barrido transversal tiene cierta variación con respecto a los longitudinales, pero la variación es mínima para el material base AL-6XN.

Tabla 4.5 Tabla de ensayo de microdureza Vickers HV₁₀₀ con número de improntas y el sentido del barrido para el IN600.

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	Promedio
L. Nivel 1	270.8	252.6	253.8	249.7	256.9	266.9	276.9	247.4	248.5	258 ± 5
L. Nivel 2	238.4	238.4	257.5	261.8	256.2	241.1	253.2	256.8	266.9	253 ± 3
L. Nivel 3	249.1	242.2	253.8	257.5	270.2	252.6	254.4	254.4	253.6	254 ± 3
Transver sal	252	258.1	268.2	257.5	244.5	271.5	254.4	249.1	256.4	256 ± 2

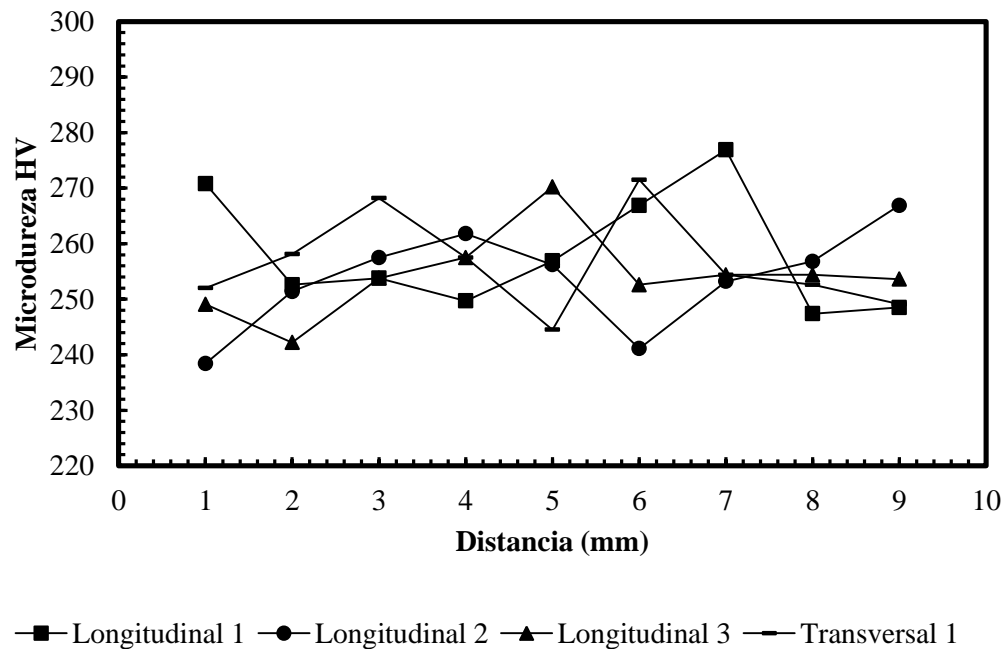


Figura 4.10 Barridos de microdureza para el material base IN600.

En la figura 4.10 se observa una variación más marcada en los barridos longitudinales y el transversal de microdureza con respecto al acero super-austenítico, donde los valores de microdureza para las distintas improntas tienen mayor diferencia en el IN600 lo cual está relacionado con una mayor heterogeneidad en su microestructura.

4.2.2 Resistencia a la tensión.

Los resultados obtenidos de la pruebas de tensión realizados para cada material base en sentido transversal y longitudinal se muestran en las gráficas de la figuras 4.11. Para el inconel 600, se obtuvieron valores promedio en resistencia máxima de 723 ± 4 MPa para el sentido longitudinal y 698 ± 2 MPa para el transversal. Lo cual es una diferencia no tan considerable, sin embargo, no se puede asegurar que sea un material isotrópico.

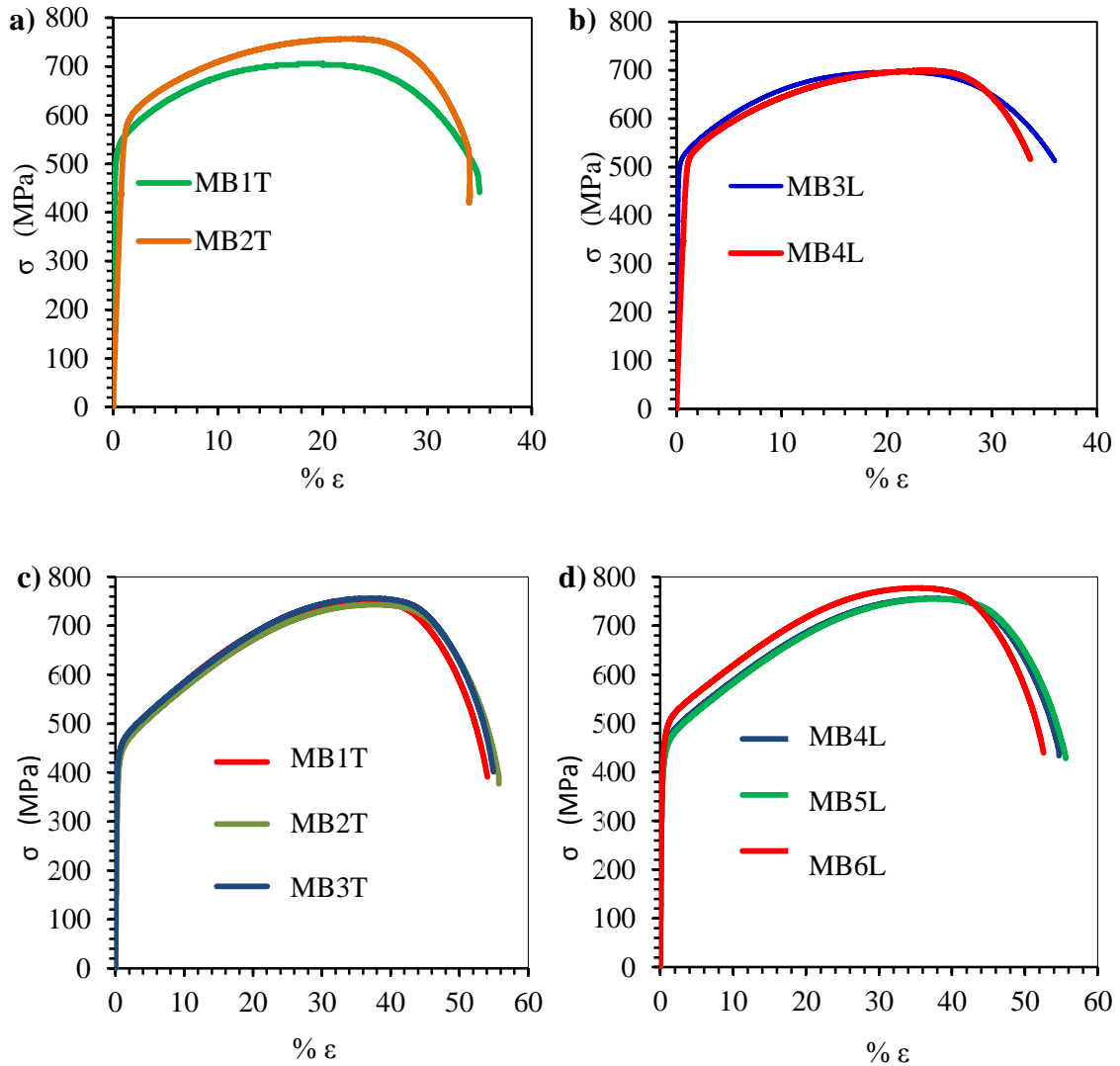


Figura 4.11 Curvas esfuerzo vs porcentaje de deformación de las probetas de los MB sentido: a) IN600 transversal e b) IN600 longitudinal; c) AL6XN transversal y d) AL6XN longitudinal.

Para la aleación AL-6XN se muestran valores promedio en resistencia máxima de 756 ± 2 MPa en sentido longitudinal y 749 ± 6 MPa para el sentido transversal, lo cual indica que no hay una diferencia significativa entre las propiedades mecánicas y microestructura sea cual sea el sentido analizado. Por tanto, el MB AL-6XN es una aleación con propiedades isotrópicas.

En la tabla 4.6 se muestran los valores promedios obtenidos de las probetas de ambos materiales base en los dos sentidos, así como la comparación con los valores obtenidos por Briones y

colaboradores [36] para el material base AL-6XN y los valores establecidos en la referencia [37] para el inconel 600. Siendo así mayores los valores de los esfuerzos obtenidos en el presente proyecto para ambos materiales base.

Tabla 4.6 Valores promedio de los ensayos de tensión de los materiales base.

	Sentido	$\sigma_{cedencia}$ (MPa)	$\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa)	$\sigma_{fractura}$ (MPa)	% ϵ
AL-6XN	Longitudinal	425	756	416	48
	Transversal	412	749	336	49
INCONEL 600	Longitudinal	449	723	511	35
	Transversal	436	698	446	36
BRIONES [36]	AL-6XN	439	713	-	-
ASM HANBOOK [37]	IN600	423	695	468	35

4.2.3 Tenacidad al impacto Charpy de los materiales base.

En la tabla 4.7 se muestran los resultados realizados a -40°C de las pruebas de impacto Charpy para ambos materiales base para las 3 probetas realizadas de cada uno. Para el acero AL-6XN la energía absorbida promedio es de 130 ± 4 J mientras para la aleación inconel 600 es de 43 ± 2 J. De tal forma que el AL-6XN es el material con mayor capacidad de absorción de energía al impacto de los materiales base siendo casi tres veces mayor al del inconel 600, lo cual coincide con el porcentaje de elongación obtenidos en los ensayos de tensión, que confirma que el acero super-austenítico AL-6XN tiene una mayor ductilidad y mayor resistencia el impacto.

Tabla 4.7 Resistencia al impacto de los materiales base.

MATERIAL BASE	AL-6XN			IN600		
	Prob.1	Prob.2	Prob.3	Prob.1	Prob.2	Prob.3
Energía absorbida (J)	133	125	132	43	42	45

**Energía absorbida
promedio (J)**

130 ± 4

43 ± 2

4.3 Macroestructuras de las soldaduras.

En la figura 4.12 se muestran las macrográficas de las cuatro juntas soldadas con los electrodos ER310 y ERNiCrMo3 sin y con el uso de campo magnético. Se observa que para los cuatro casos presentaron una buena penetración y un aspecto visual en general aceptable. Las líneas de fusión con el electrodo ERNiCrMo3 tienen un aspecto similar, pero la sobremonta es más grande y geoméricamente más uniforme con el uso de campo magnético de 3mT, mientras que con el electrodo ER310 no hay mucha diferencia macrográficamente hablando entre ambas condiciones.

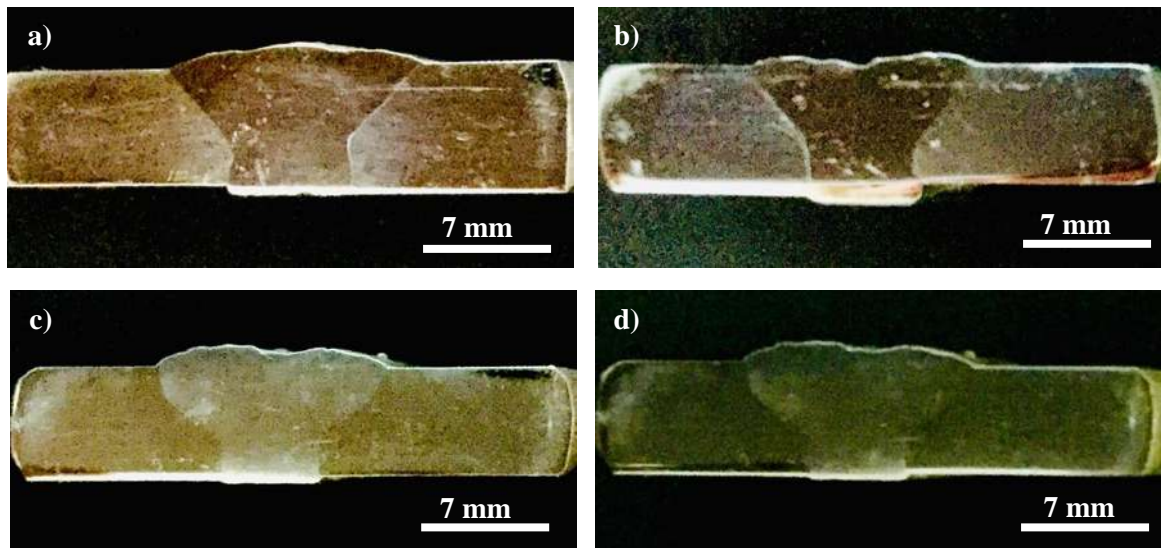


Figura 4.12 Macrográficas de las juntas soldadas con; a) ERNiCrMo3 con campo magnético, b) ERNiCrMo3 sin campo magnético, c) ER310 con campo magnético y d) ER310 sin campo magnético.

4.4 Caracterización microestructural de las soldaduras.

Por medio del ataque selectivo para cada junta soldada disímil en las diferentes condiciones se pudieron observar las interfaces de cada una de las juntas así como el tamaño de grano promedio de la ZAT en los materiales base, esto por medio de la captura de las microestructuras observadas en el microscopio óptico. Para las soldaduras con el uso del electrodo ERNiCrMo-3 se compararon las micrografías de las ZAT del AL-6XN, el centro del cordón y la ZAT del inconel respectivamente sin y con la aplicación de un campo magnético de 3 mT, durante la soldadura.

En las micrografías de la figura 4.13 se aprecia que el tamaño de grano de la ZAT del lado del IN600 se redujo con la aplicación del campo magnético de baja intensidad; la ZAT del AL6XN con el electrodo ERNiCrMo-3 sin el uso de campo presenta un tamaño de grano promedio de $71 \pm 5 \mu\text{m}$, mientras que con el uso campo se presentó un tamaño de grano promedio de $58 \pm 3 \mu\text{m}$, siendo que el tamaño de grano inicial del material tal como se recibió es de $42 \mu\text{m}$, lo cual quiere decir que con el uso de campo magnético hubo el menor porcentaje de crecimiento de grano respecto al tamaño inicial, de un 27.5%. Mientras en la ZAT del IN600 sin el uso de campo se obtuvo un tamaño de grano promedio de $88 \pm 2 \mu\text{m}$, y usando campo magnético el tamaño de grano promedio fue de $69 \pm 4 \mu\text{m}$, respecto al tamaño de grano inicial del material el cual fue en promedio de $46 \mu\text{m}$, teniendo un porcentaje de crecimiento de grano del 33.3% usando campo magnético. Así mismo, la extensión de la ZAT en ambos materiales base se redujo ligeramente, con el uso del campo magnético.

En las figuras 4.13e) y f) se puede observar la morfología del cordón de soldadura en el centro del mismo sin y con la aplicación de campo, respectivamente. Los granos columnares están muy marcados en el cordón de la soldadura sin campo magnético como se muestra en la figura 4.13f), y con el uso de campo magnético existió un refinamiento de grano, como se aprecia claramente en la figura 4.13e). Este efecto se debe a la agitación electromagnética que se genera en la pileta líquida de soldadura la cual rompe brazos dendríticos solidificados y los incorpora en el líquido nuevamente y si sobreviven en estado sólido, actúan como agentes nucleantes de mas granos.

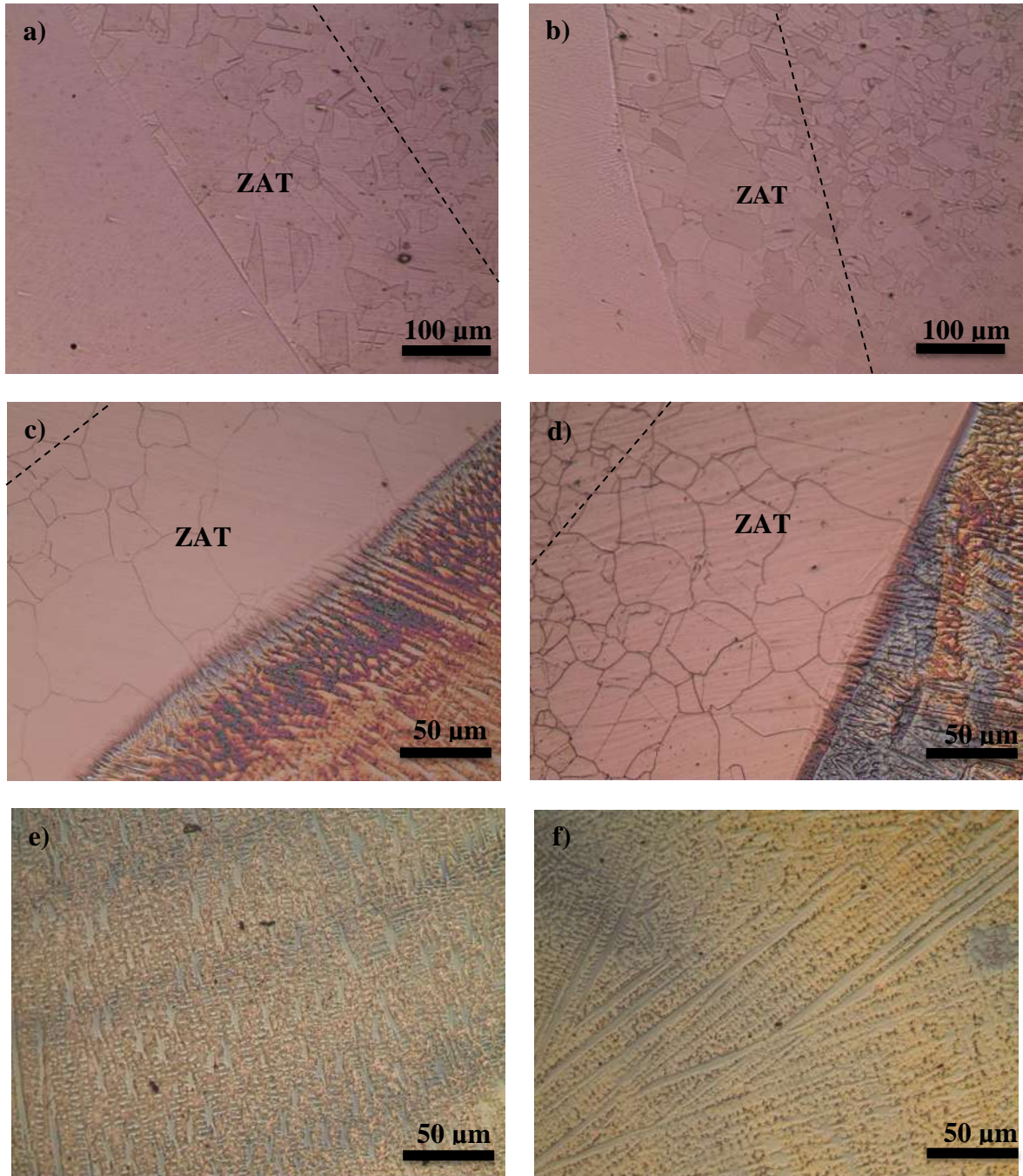


Figura 4.13 Detalles microestructurales de las juntas soldadas con electrodo ERNiCrMo3; a) y b) ZAT del AL6XN, c) y d) ZAT del IN600 y e) y f) centro del cordón. Derecha; con campo, izquierda; sin campo.

Con el uso del electrodo ER310 se obtuvieron las metalografías mostradas en la figuras 4.14 de las cuales el tamaño de grano de la ZAT del lado de ambos materiales base disminuyó al igual que con el electrodo ERNiCrMo-3, esto con la aplicación del campo magnético de baja intensidad; así mismo la ZAT del AL6XN con el electrodo ER310 sin el uso de campo presentó un tamaño de grano promedio de $84 \pm 3 \mu\text{m}$, mientras que con el uso campo se presentó un tamaño de grano promedio de $67 \pm 6 \mu\text{m}$. Mientras en la ZAT del IN600 sin el uso de campo se obtuvo un tamaño de grano promedio de $89 \pm 3 \mu\text{m}$, y usando campo magnético el tamaño de grano promedio se redujo a $71 \pm 4 \mu\text{m}$. Así mismo, el ancho de la ZAT en ambos materiales base se redujo ligeramente al igual que con el electrodo ERNiCrMo-3.

La zona de no mezcla (ZNM) también se observa más marcada en las líneas de fusión entre el IN600 y el material de aporte en comparación con el AL6XN, debido a las diferencias en propiedades termo-físicas por las diferencias en composición química entre el electrodo y el material base.

En las figuras 4.14e) y f) se puede observar la microestructura del cordón de soldadura en el centro del mismo sin y con la aplicación de campo magnético. En este caso los granos columnares dendríticos típicos en la solidificación del metal de soldadura [38] presentaron un refinamiento de grano con el uso de campo magnético igualmente notorio como el electrodo base níquel (ERNiCrMo-3)

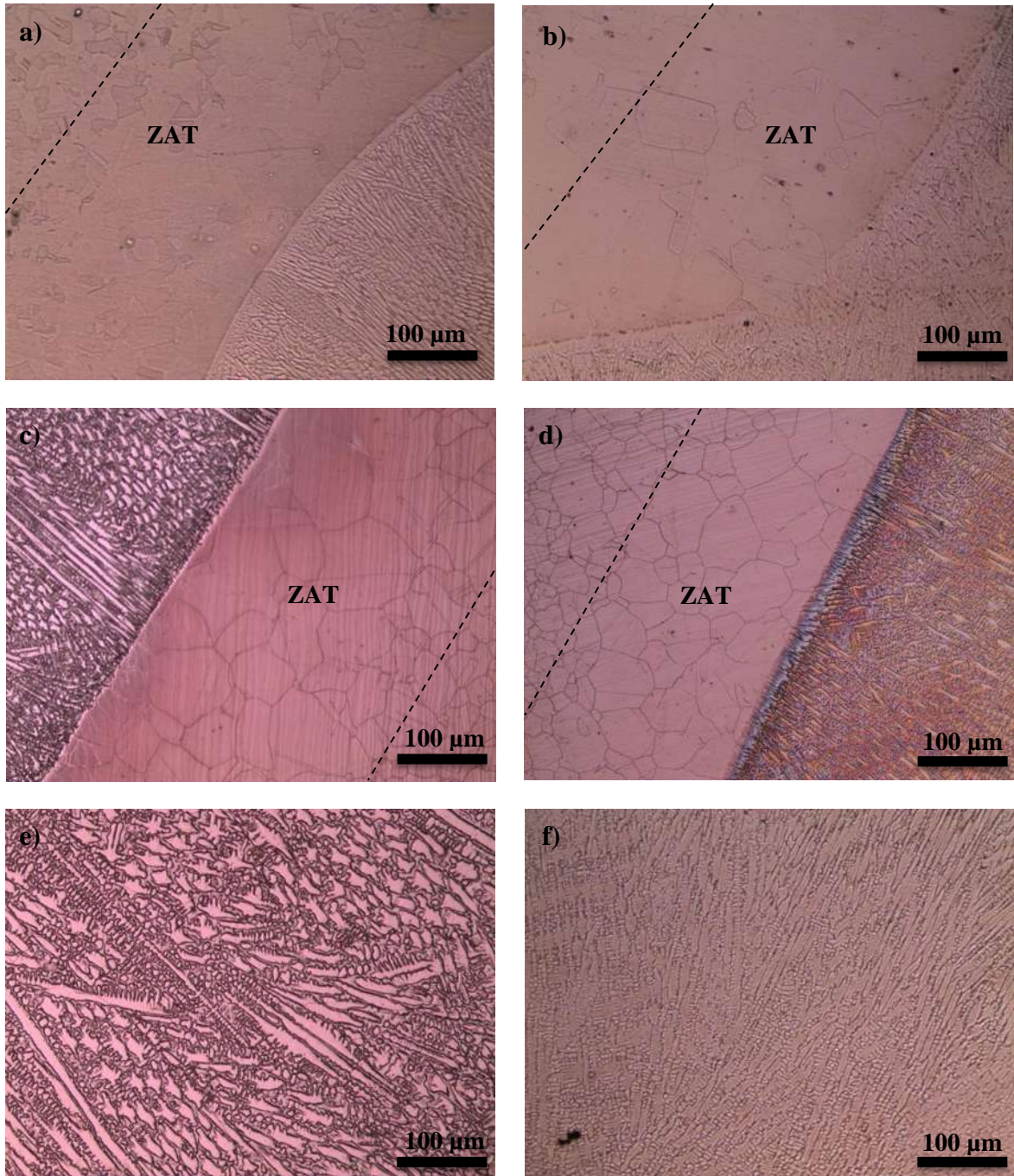


Figura 4.14 Detalles microestructurales de las juntas soldadas con electrodo ER310; a) y b) ZAT del AL6XN, c) y d) ZAT del IN600 y e) y f) centro del cordón. Derecha; con campo, izquierda; sin campo.

Con el uso del microscopio electrónico de barrido (MEB) se obtuvieron imágenes de las muestras metalográficas de cada junta tanto en la ZAT de ambos materiales base y en el centro del cordón. En la figura 4.15a) se presenta una imagen tomada por MEB de la ZAT del lado del AL-6XN de la junta con ERNiCrMo-3 sin campo de la cual se analizaron por medio de EDS (figura 4.15) la composición química de cuatro partículas presentes cerca del límite de grano austenítico, donde dos de ellas presentan la misma naturaleza química y se representan en la figura 4.15b). Tres de estas partículas presentan un alto contenido de titanio, y por su morfología, se deduce que se tratan de partículas de carbo-nitruros de titanio [39] las cuales son características de este tipo de aceros en estas condiciones. La partícula enumerada con el 3 de la imagen 4.15a) presentó una composición química muy similar al de la matriz austenítica del material base AL-6XN

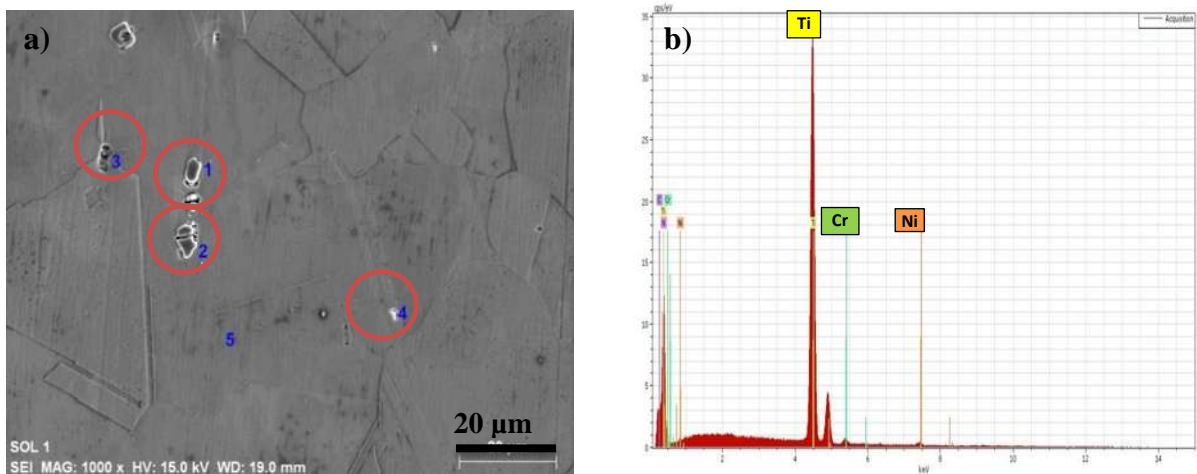


Figura 4.15 a) Micrografía por MEB en la ZAT del AL-6XN de la junta con ERNiCrMo-3 sin campo y b) EDS del punto 1 en imagen del MEB.

En la figura 4.16 se observa la ZAT del AL-6XN de la junta usando el electrodo ERNiCrMo-3 con campo magnético de baja intensidad. Se analizaron también por EDS la composición química de tres partículas presentes dentro del grano austenítico con la misma naturaleza química. Dichas partículas presentaron un alto contenido de titanio, con morfología similar a las presentes en condición sin campo, tratándose también de partículas de carbo-nitruros de titanio, pero a diferencia de las partículas presentes en la condición sin campo, las cuales se alojaban cerca del límite de grano, las partículas formadas en la ZAT del AL6XN en la condición con

campo se encuentran dentro del grano austenítico, por efecto de la vibración en la red cristalina causada por la interacción electromagnética [29, 38].

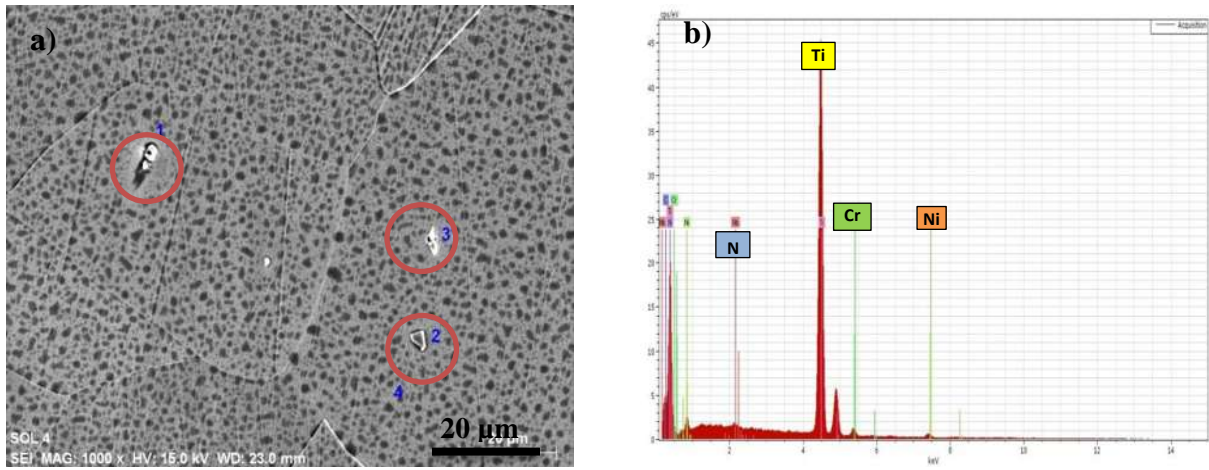


Figura 4.16 a) Micrografía por MEB en la ZAT del AL-6XN de la junta con ERNiCrMo-3 con campo, b) EDS con composición química del punto 1 de la imagen del MEB.

También se analizó por MEB el cordón con electrodo ERNiCrMo-3 sin campo y se puede observar en la figura 4.17 la presencia de pequeñas partículas con morfología similar que por sus EDS presentan un alto contenido de niobio y molibdeno, los cuales son elementos sustitucionales con un valor alto del coeficiente de partición, k , altamente segregantes y por ende son carburos de niobio, los cuales consumen el carbono y evitan que el cromo forme carburos previniendo así la sensibilización [40].

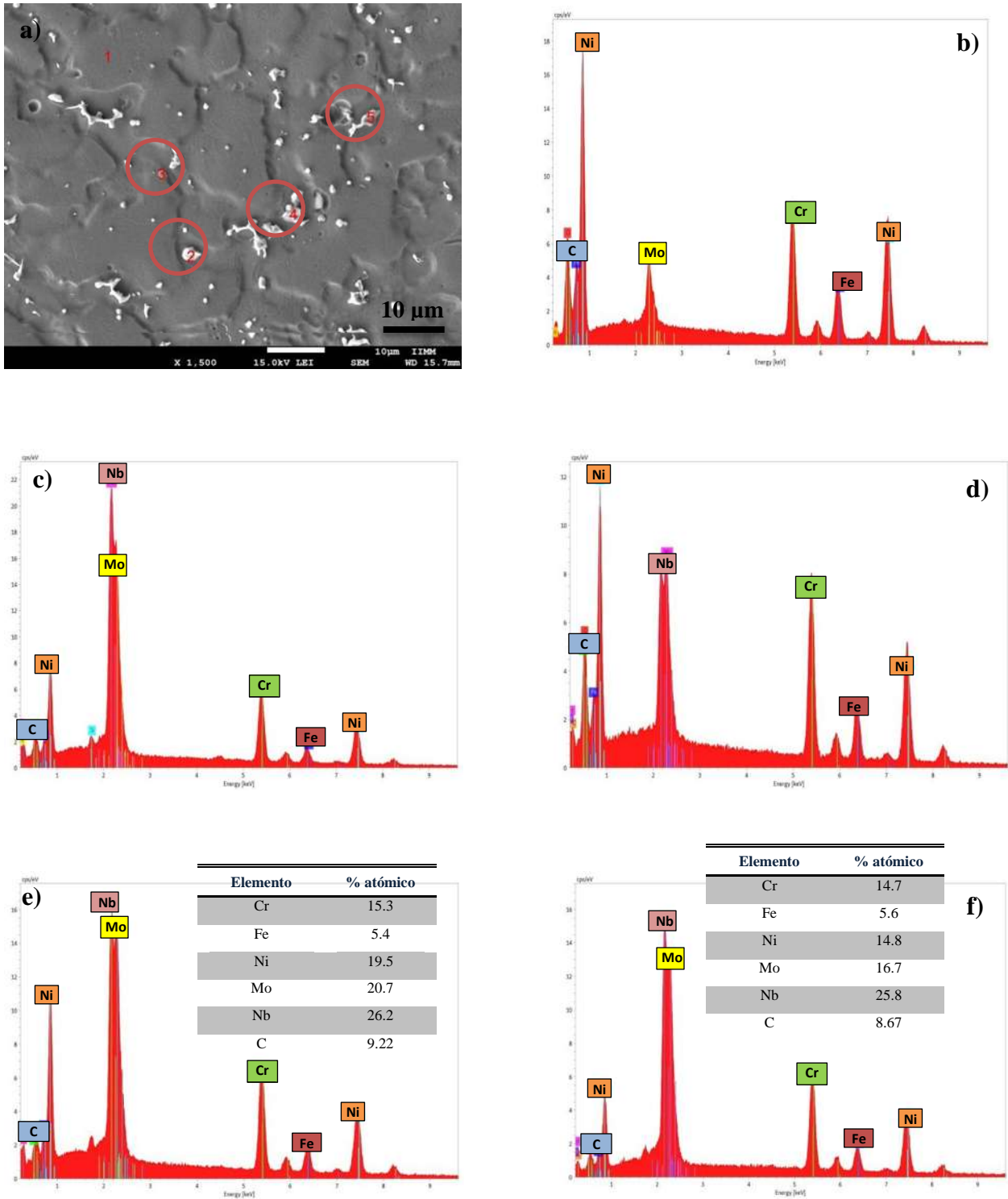


Figura 4.17 a) Micrografía por MEB del lado del cordón de la junta con ERNiCrMo-3 sin campo, b) EDS del punto 1 de la imagen del MEB, c) EDS del punto 2, d) EDS del punto 3, e) EDS del punto 4 y f) EDS del punto 5.

Analizando el cordón con electrodo ERNiCrMo-3 con campo se observa en la figura 4.18 la presencia de pequeñas partículas con morfología en forma de agujas y similares en composición química en comparación con las presentes en la condición sin campo, que por sus EDS se tratan también de carburos de niobio y la presencia de partículas en menor cantidad con formas más regulares (cúbicas y esféricas), con contenido de titanio, lo cual indica que corresponden a carburos de titanio.

En la figura 4.19 se presenta una micrografía por MEB de la ZAT del IN600 de la junta usando el electrodo ERNiCrMo-3 sin campo magnético de baja intensidad, de la cual se analizaron también por EDS la composición química de las partículas presentes cerca del límite de grano, una dentro del límite del grano austenítico y una con mayor tamaño dentro del grano. Estas partículas presentaron un alto contenido de titanio, con morfología similar a las presentes en el material base AL6XN, tratándose también de partículas de nitruro de titanio con distintos tamaños.

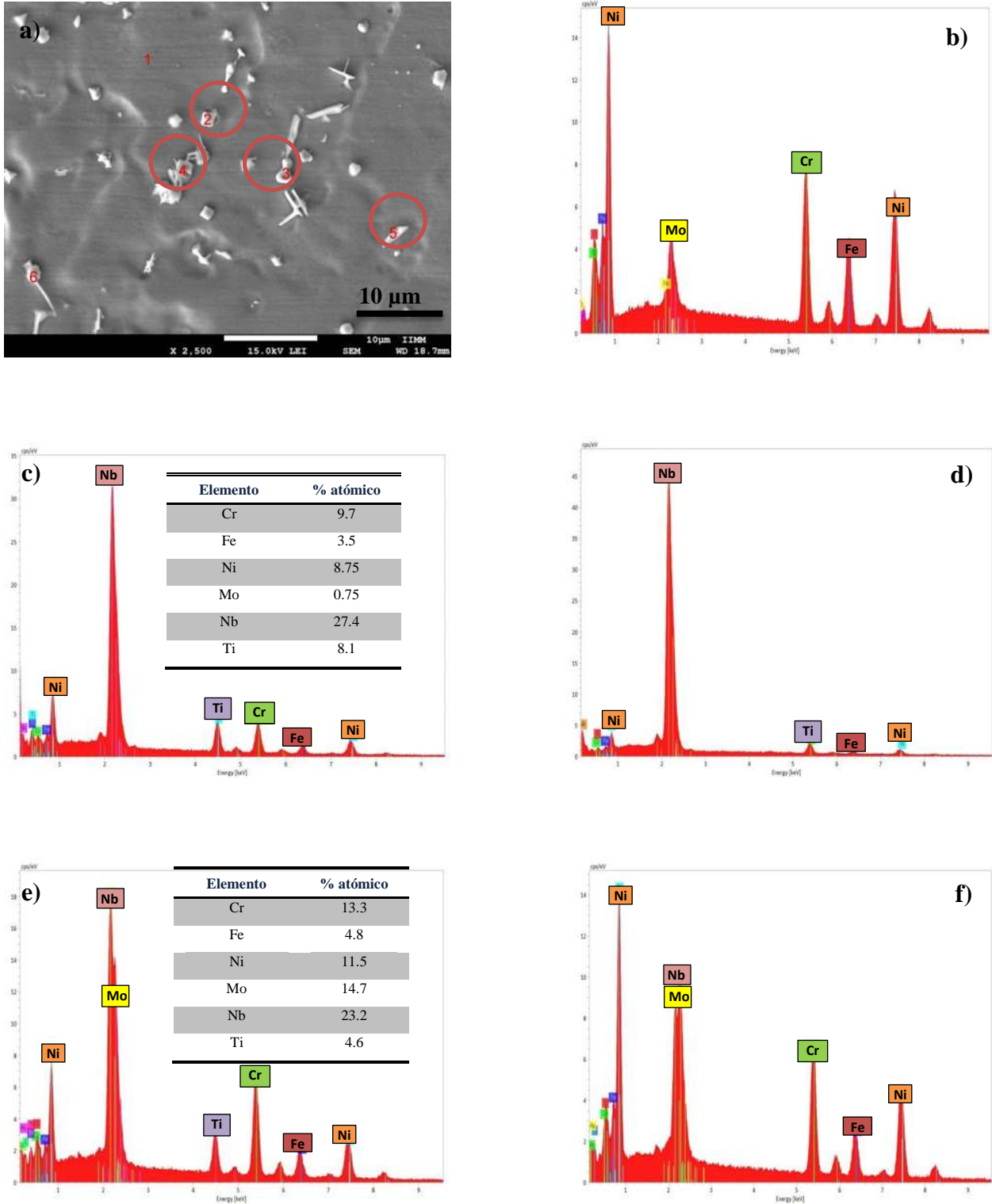


Figura 4.18 a) Micrografía por MEB del lado del cordón de la junta con ERNiCrMo-3 con campo, b) EDS del punto 1 de la imagen del MEB, c) EDS del punto 2, d) EDS del punto 3, e) EDS del punto 4 y f) EDS del punto 5.

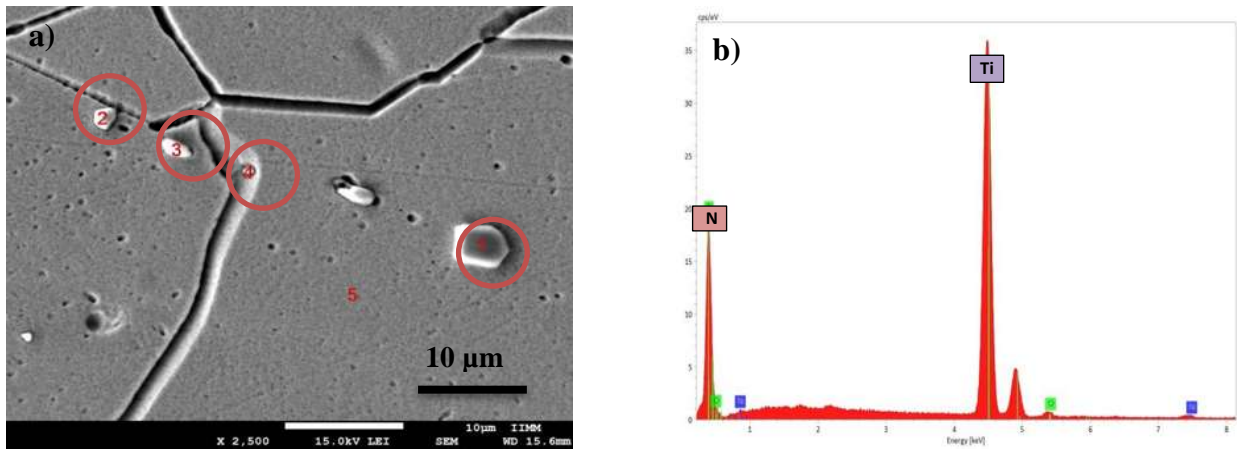


Figura 4.19 a) Micrografía por MEB de la ZAT del IN600 de la junta con ERNiCrMo-3 sin campo y b) EDS del punto 1 de la imagen del MEB.

De igual manera en la figura 4.20 se observa la ZAT del lado del IN600 de la junta usando el mismo electrodo ERNiCrMo-3 pero con campo magnético de baja intensidad, de la cual se analizaron también por EDS la composición química de dos partículas presentes: una cerca del límite dentro de grano austenítico y una dentro de una macla. Por el alto contenido de titanio y la morfología similar a las presentes en condición sin campo, se trata también de partículas de nitruro de titanio, las cuales no presentan una diferencia significativa ni en distribución ni en forma en comparación a la condición sin campo para este material base.

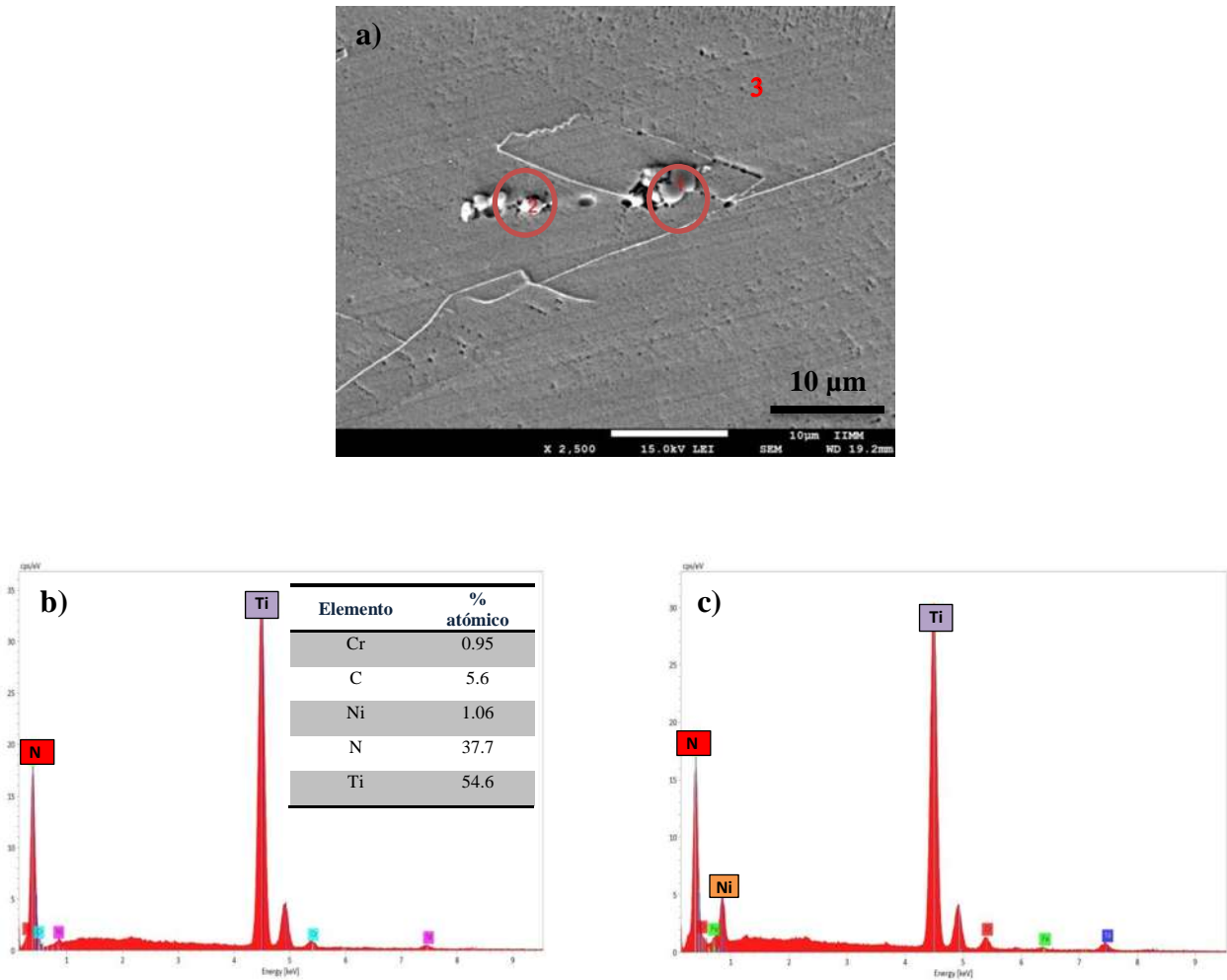


Figura 4.20 a) Micrografía por MEB de la ZAT del IN600 de la junta con ERNiCrMo-3 con campo, b) EDS del punto 1 de la imagen del MEB y c) EDS del punto 2.

En la figura 4.21 se observa la ZAT del lado del AL-6XN de la junta usando el electrodo ER310 sin el uso de campo magnético de baja intensidad, de la cual se analizaron también por EDS la composición química de una partícula localizada dentro del grano austenítico. Esta partícula tiene un alto contenido de titanio, con morfología similar a las partículas presentes en la ZAT de este mismo material base pero con el electrodo ERNiCrMo-3, tratándose también de carbo-nitruros de titanio, en este caso la partícula es muy pequeña, por lo que el espectro presenta los picos correspondientes al Fe y al Ni de la matriz por el volumen de interacción del haz con la muestra.

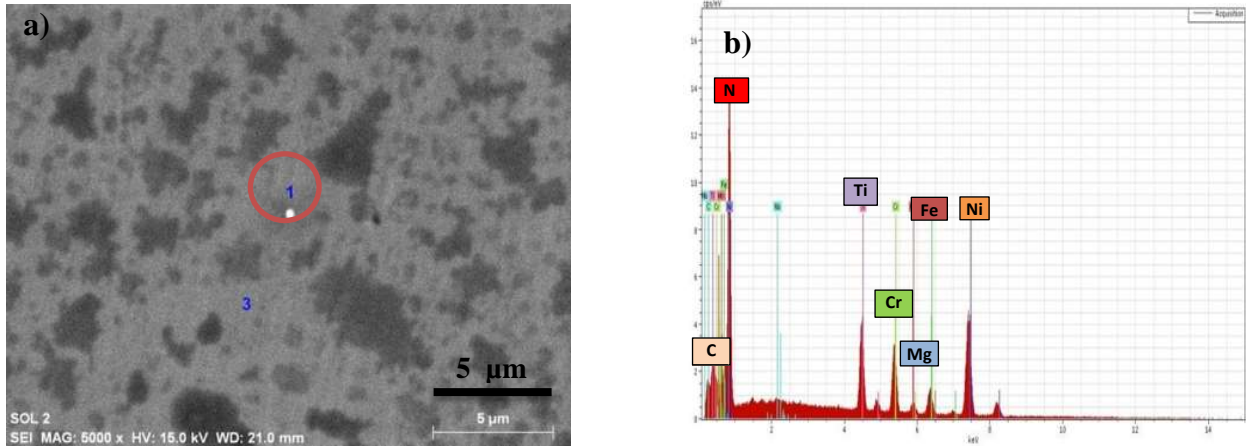


Figura 4.21 a) Micrografía por MEB de la ZAT del AL-6XN de la junta con ER310 sin campo y b) EDS del punto 1 de la imagen del MEB.

En la figura 4.22 se presenta también la ZAT del lado del AL-6XN de la junta usando el mismo electrodo ER310 pero con el uso de campo magnético de baja intensidad, donde se presentan los respectivos EDS. Se localizaron dos partículas precipitadas muy cerca del límite de grano austenítico. Estas partículas tienen un alto contenido de titanio, como se observa en el espectro con morfología similar a las partículas presentes en la ZAT de este mismo material base con el mismo electrodo, siendo estas partículas también de nitruros de titanio con pequeñas cantidades de niobio.

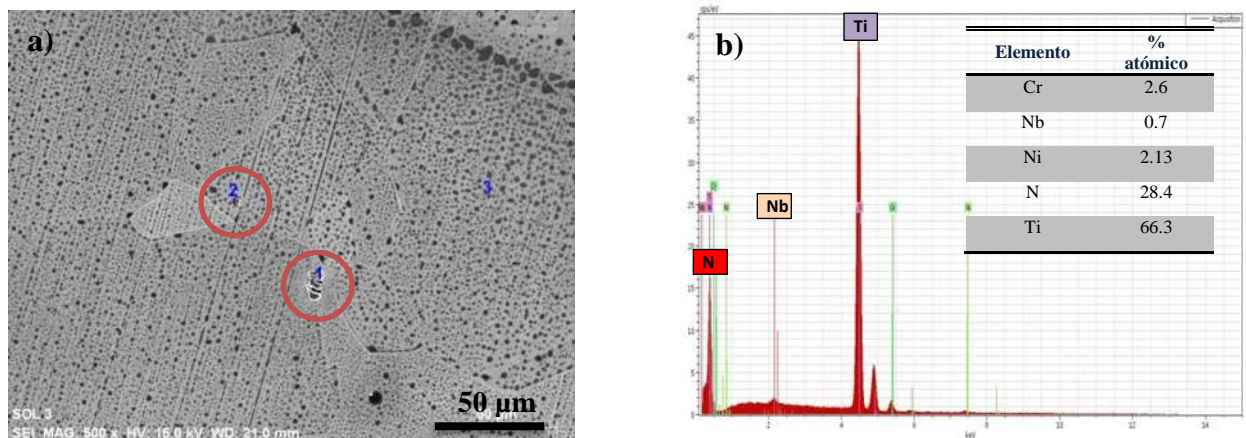


Figura 4.22 a) Micrografía por MEB de la ZAT del AL-6XN de la junta con ER310 con campo, b) EDS del punto 1 de la imagen del MEB.

La interfase entre el metal de soldadura y el material base AL-6XN con el electrodo ER310 sin campo se presenta en la figura 4.23 con la presencia de pequeñas partículas con morfologías cúbicas y esféricas. La caracterización de estas partículas por medio de microanálisis puntuales por EDS revelaron un alto contenido de titanio por lo que estas partículas muy probablemente corresponden a partículas de carburos o nitruros de titanio.

Mientras tanto, en el cordón con el electrodo ER310 pero con campo (fig. 4.24) se observa también la presencia de pequeñas partículas con morfologías esféricas y angulares. Por sus EDS se tratan también de carbo-nitruros de titanio, pero con una distribución más homogénea y con un mayor porcentaje de titanio en comparación con los precipitados presentes en la condición con campo de este mismo electrodo. La presencia de Nb también se detecta en estas partículas lo que las hace muy complejas. El microanálisis realizado en la matriz reveló la presencia de Nb.

En la figura 4.25 se presenta la micrografía obtenida por MEB en la ZAT del IN600 y de la zona de no mezcla (ZNM) de la junta con electrodo ER310 sin el uso de campo magnético. Donde se muestra el EDS (fig. 4.25b)) de una partícula precipitada que por su alto contenido en titanio y en nitrógeno por lo que se trata de un nitruro de titanio igualmente presente en las muestras antes analizadas. La partícula indicada con el número 2 en la micrografía resultó ser una inclusión Mg-O cuyo EDS corresponde a la imagen 4.25 que presentó un alto contenido de magnesio, el cual se forma desde el proceso de fabricación para este tipo de aleaciones.

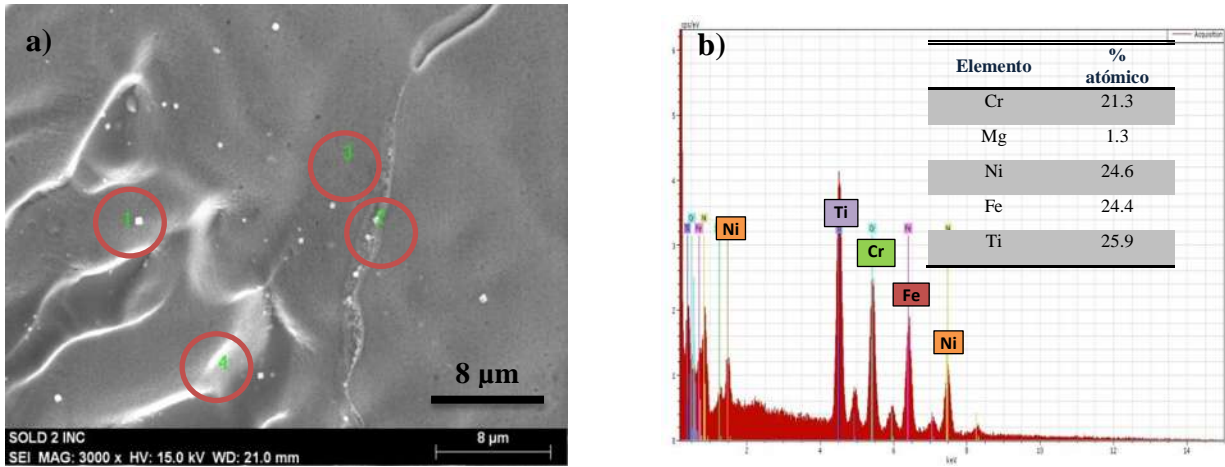


Figura 4.23 a) Micrografía por MEB en la línea de fusión del cordón y el AL-6XN de la junta con ER310 sin campo y b) EDS del punto 1 de la imagen del MEB.

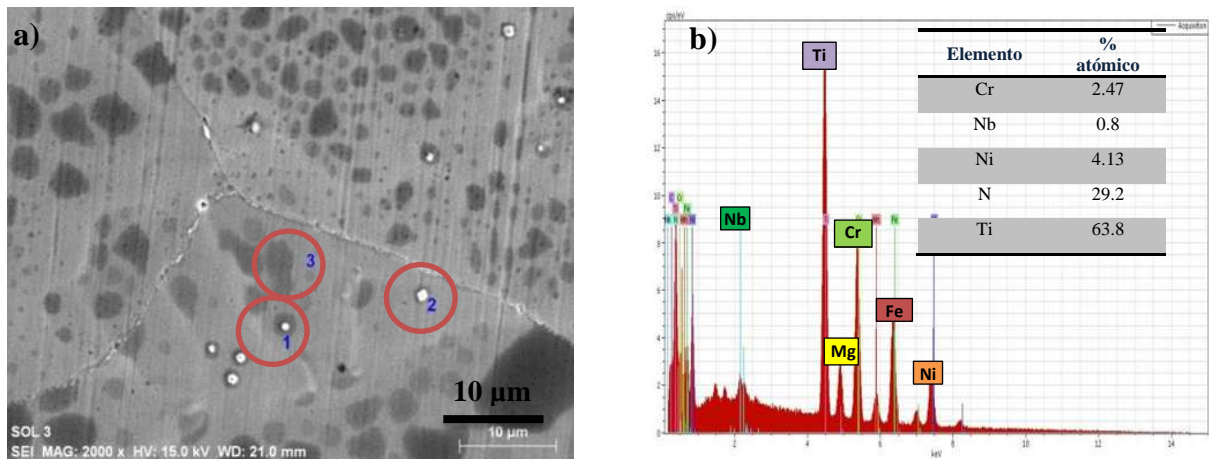


Figura 4.24 a) Micrografía por MEB del cordón de la junta con ER310 con campo y b) EDS del punto 2.

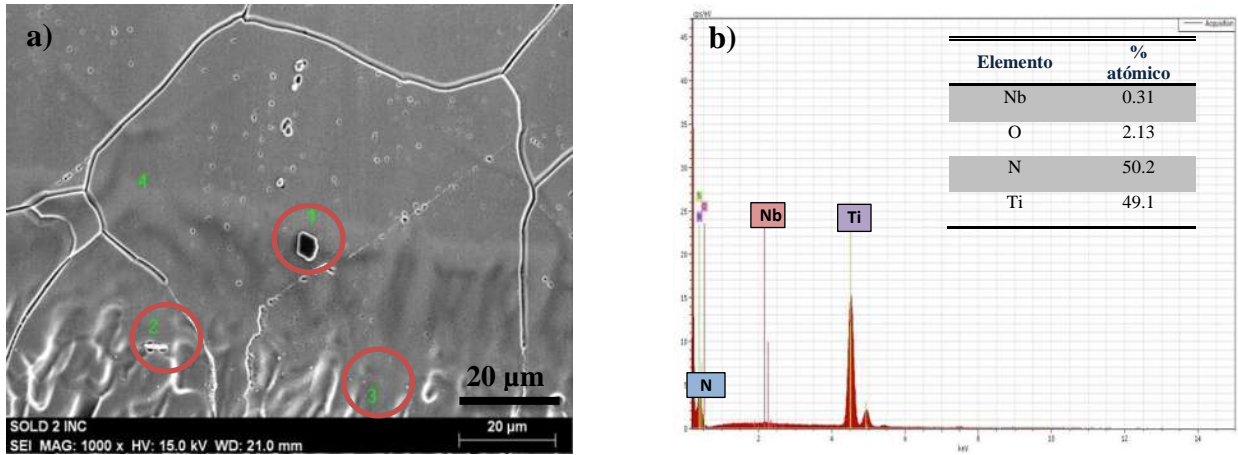


Figura 4.25 a) Micrografía por MEB de la ZAT del IN600 de la junta con ER310 sin campo y b) EDS del punto 1 de la imagen del MEB.

Finalmente, la caracterización de la ZAT del IN600 con el electrodo ER310 sin el uso de campo magnético reveló que no existe diferencia significativa entre la microestructura entre las ZAT del lado del IN600 empleando este electrodo con y sin campo magnético en cuanto la morfología, composición y distribución de las fases secundarias formadas en este material base.

4.5 Caracterización mecánica de las juntas soldadas.

4.5.1 Perfiles de microdureza.

De las tres juntas realizadas con el electrodo ERNiCrMo3, una sin campo magnético y otras 2 con campo de 3mT pero de 2.5 y 3 mm de separación respectivamente, se elaboraron los perfiles de microdureza los cuales se encuentran en la figura 4.26 con barridos de las partes superior, central e inferior de cada muestra. De dichos perfiles se puede notar que existe un descenso en el valor de la dureza en la interfaz conformada por la línea de fusión y la zona de no mezcla en el lado del IN600 muy pronunciado y menos en el lado del AL-6XN para las tres probetas analizadas con este material de aporte.

De la tabla 4.8 con los valores promedio de dureza en cada una de las muestras analizadas con el electrodo ERNiCrMo3 y con el apoyo de los barridos de microdureza de las figuras anteriores, se observa que los valores de dureza en el cordón de soldadura son muy similares, tanto para la soldadura con y sin campo magnético por lo que hay para esta propiedad de manera muy local, no hay efecto del campo magnético a pesar del refinamiento de grano observado en la microestructura.

Tabla 4.8 Valores promedio de microdureza para cada perfil de las soldaduras con el electrodo ERNiCrMo3.

Sin campo			
Parte	Cordón	AL-6XN	IN600
Superior	259.1	260.97	212.2
Central	257.5	267.76	226.5
Inferior	256.3	258.78	229
Promedio	257.6	262.5	222.5
Con campo			
Parte	Cordón	AL-6XN	IN600
Superior	253.1	281.8	241.5
Central	256.8	259.6	241.4
Inferior	253.2	267.7	221.1
Promedio	254.3	269.7	234.6

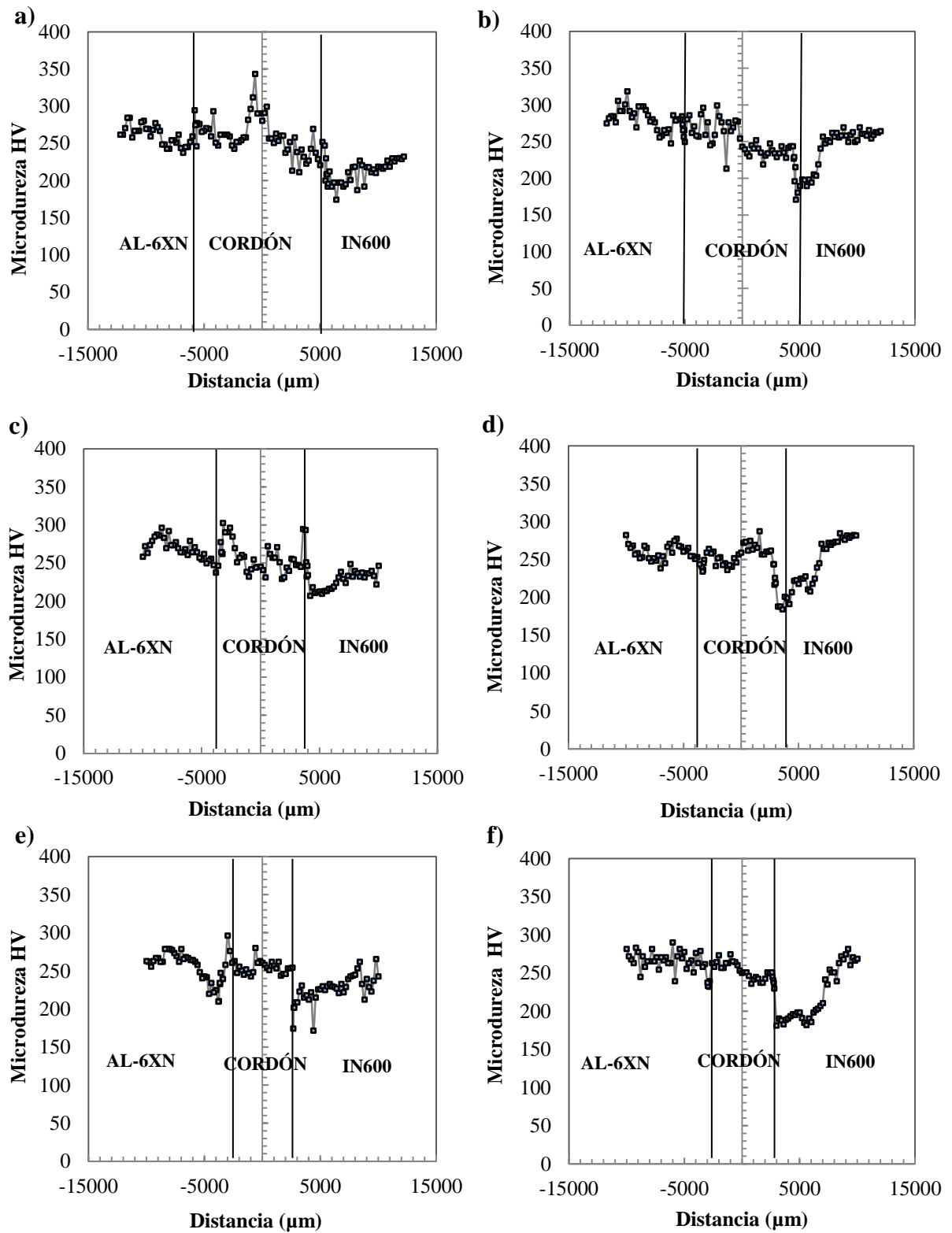


Figura 4.26 Perfiles de microdureza con ERNiCrMo3: a) y b) parte superior, c) y d) parte central, e) y f) parte inferior de la junta. Izquierda sin campo y derecha con campo.

De los valores de dureza promedio obtenidos anteriormente para los materiales base de 271.87 HV100 para el acero AL-6XN, y de 255.64 HV100 para el IN600, comparados con los valores de dureza promedio de la tabla 4.8 se puede notar que para la soldadura sin campo magnético los valores de dureza de los materiales base son inferiores. Sin embargo, al aplicar el campo magnético de baja intensidad se nota un mayor reblandecimiento en la ZAT del IN600 debido a la resistencia a la recristalización de los granos [28,38]. Siendo así que, para este electrodo, de los perfiles analizados tanto en el cordón y en los materiales base, el acero AL-6XN es el que presenta el mayor valor de dureza en las tres muestras. Por el comportamiento de los perfiles de microdureza y a pesar del crecimiento de grano, observado en la ZAT del AL-6XN no se percibe mayor afectación térmica.

Los valores de microdureza promedio obtenidos con el electrodo ERNiCrMo-3 tanto en condición sin campo como en condición con campo de baja intensidad son relativamente inferiores en comparación con los resultados obtenidos por Kourdani y colaboradores [25] utilizando un proceso de soldadura GTAW para una unión disímil entre dos aceros austeníticos utilizando el mismo material de aporte, donde obtuvieron valores de microdureza promedio en el cordón por encima de 270 HV100. Esta diferencia se puede atribuir a la diferencia de calores de aporte de uno y otro proceso.

Para el material de aporte ER310 se muestran los perfiles de microdureza en los tres barridos (parte superficial, central e inferior) tanto en la condición sin campo magnético y con campo magnético (figura 4.27) donde se puede ver también un decremento de los valores de dureza en la interfaz de las uniones como con el electrodo ERNiCrMo3. Así mismo, observando los perfiles y los valores promedio de dureza (tabla 4.9) en cada sección de la junta se nota un incremento considerable con el uso del campo magnético de baja intensidad de 3mT en los valores de dureza tanto de los materiales base como del material de aporte en cada una de las partes analizadas en el microdurómetro con respecto a los valores de dureza obtenidos en la soldadura sin campo.

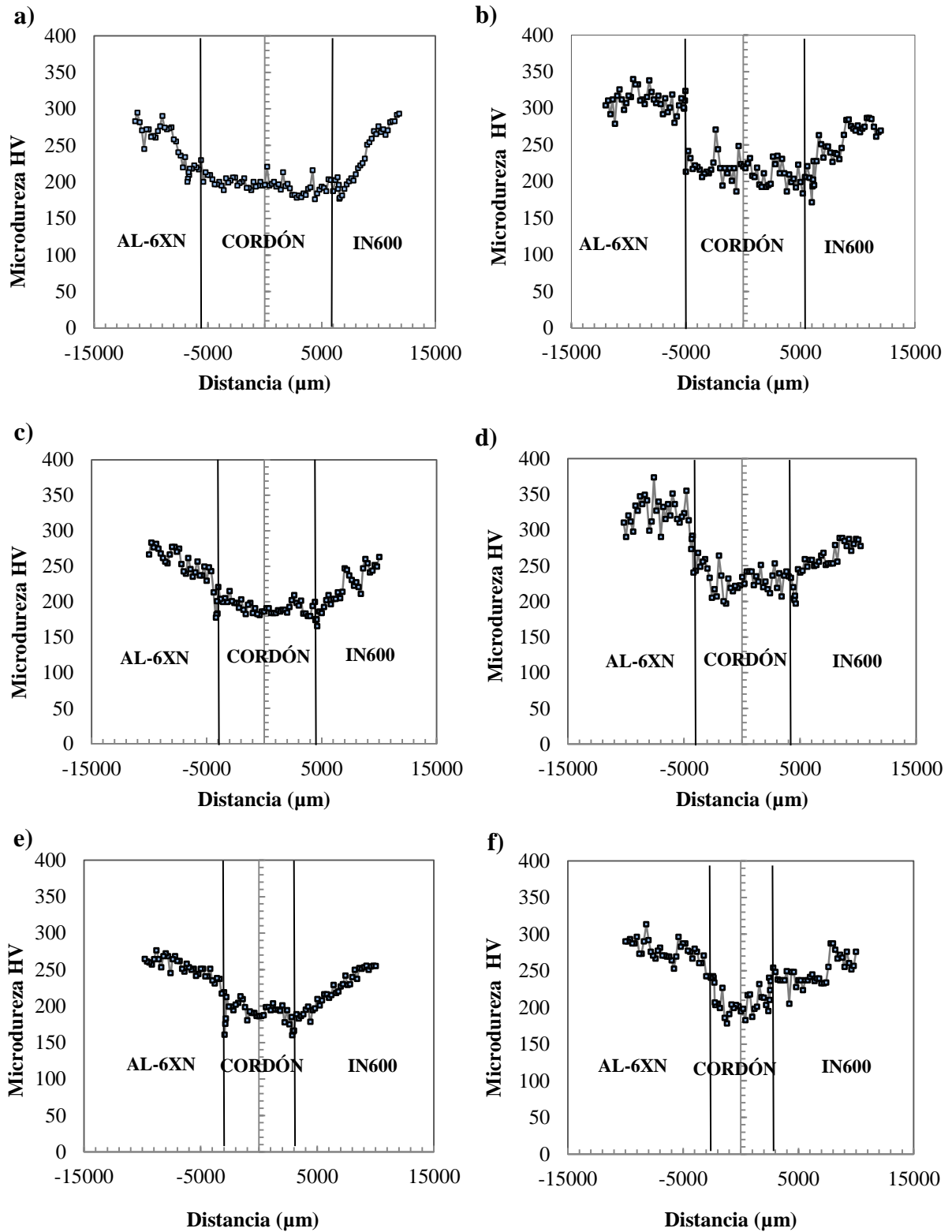


Figura 4.27 Perfiles de microdureza con ER310: a) y b) parte superior, c) y d) parte central, e) y f) parte inferior de la junta. Izquierda sin campo y derecha con campo.

Tabla 4.9 Valores promedio de microdureza para cada perfil de las soldaduras con el electrodo ER310.

Sin campo			
Parte	Cordón	AL-6XN	IN600
Superior	198.75	270	246.65
Central	193.3	256.2	224.8
Inferior	194.6	252.9	221.82
Promedio	195.5	263.1	231.09

Con campo			
Parte	Cordón	AL-6XN	IN600
Superior	213.5	310.13	260.7
Central	231.1	325.1	264.8
Inferior	201.9	275.72	248.7
Promedio	215.5	303.65	258.06

Los valores de microdureza promedio obtenidos con el electrodo ER310 tanto en condición sin campo como en condición con campo de baja intensidad, en comparación con los resultados obtenidos por trabajos de investigación anteriores [25], son ligeramente menores, teniendo una mayor tenacidad por ende. Así, para las juntas soldadas con el electrodo ER310 la dureza en el metal de soldadura es inferior a la registrada con el electrodo ERNiCrMo-3. A pesar de que ambos electrodos solidifican en una matriz austenítica, por sus elementos (Nb y Mo) el metal de soldadura solidifica con una alta densidad de precipitados que endurecen a la aleación. En estas soldaduras también se presentó una afectación térmica más notoria en la aleación IN600 que en la aleación AL-6XN.

4.5.2 Resistencia al impacto Charpy de las juntas soldadas.

Las probetas sometidas al ensayo de impacto Charpy por medio del péndulo instrumentado arrojaron una gran cantidad de datos por pieza, los cuales fueron graficados para obtener las curvas características fuerza de impacto (kN) vs tiempo del ensayo (ms), esto a una velocidad del péndulo de 5 m/s, datos con los cuales se obtuvieron las energías absorbidas de cada probeta, ya que el área bajo las curvas de estas gráficas multiplicada por la velocidad del equipo dieron los valores de la energía absorbida al impacto. El ensayo se realizó a temperatura ambiente. Dichas curvas se muestran en las figura 4.28 para cada condición de soldadura con los dos tipos de material de aporte con y sin la aplicación de campo magnético de baja intensidad. Además, en la tabla 4.10 se muestran los valores de las energías absorbidas promedio para cada condición de soldadura.

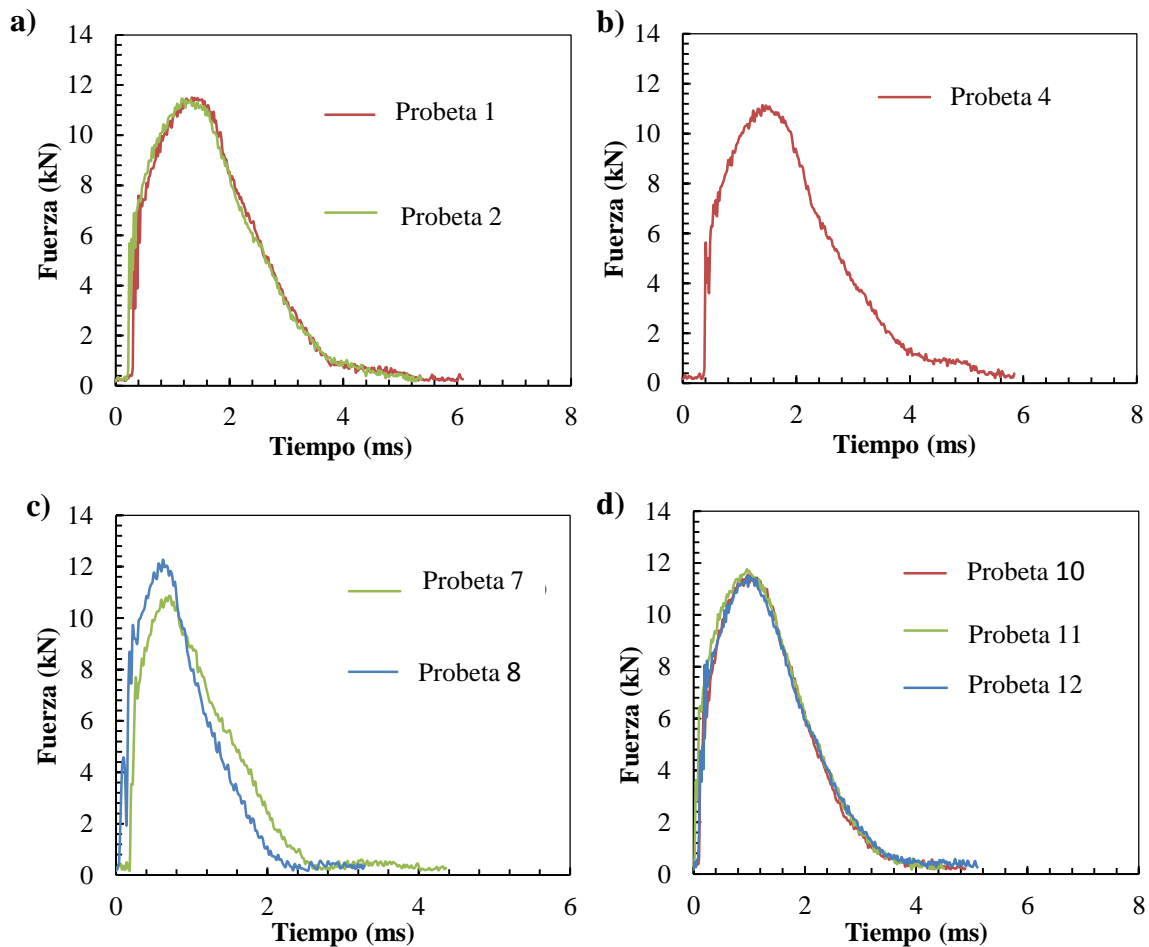


Figura 4.28 Curvas fuerza vs tiempo del ensayo de impacto de la junta con ER310: a) sin campo y b) con campo magnético; con el electrodo ERNiCrMo-3: c) sin campo y d) con campo magnético.

Tabla 4.10 Valores promedio de energía absorbida para las probetas de cada junta a diferentes condiciones.

Condición de junta.	Área promedio (N*s)	Energía absorbida (J)
ER310 sin campo	16.7	87.5
ER310 con campo	16.8	88.3
ERNiCrMo3 sin campo	9.45	49.5
ERNiCrMo3 con campo	15.9	83.5

A partir de los resultados obtenidos en estos ensayos se nota que la unión con el material de aporte ER310 y con 3 mT absorbió ligeramente mayor cantidad de energía que la condición sin campo, muy poco como para considerar que hubo un efecto notorio al usar campo magnético de baja intensidad con este electrodo. En comparación con trabajos de investigación previos, el valor de la energía al impacto promedio en la zona del cordón con el electrodo ERNiCrMo-3 fue relativamente mayor con la aplicación de campo magnético en relación a los obtenidos por Kourdani y colaboradores [25], el cual fue de 65 J en promedio.

Por otro lado, las gráficas de la figura 4.28d) corresponden al electrodo ERNiCrMo-3, depositado con campo magnético, presentan comportamiento muy similar en las curvas de fuerza vs tiempo por lo que la energía absorbida es casi la misma para cada probeta de la junta soldada, esto sugiere que la agitación electromagnética de la soldadura genera una microestructura bastante homogénea a lo largo de la pileta de soldadura, lo cual no se refleja en las curvas de las soldaduras sin campo magnético.

4.5.3 Resistencia a la tensión de las juntas soldadas.

Los ensayos de tensión llevados a cabo a las probetas de la unión soldada con el electrodo ER310 sin el uso de campo magnético tuvieron inconvenientes a la hora de ser ensayadas debido al maquinado de las mismas, donde solo una de las tres que se elaboraron pudo ser ensayada satisfactoriamente, obteniendo la curva esfuerzo-deformación que se muestra en la figura 4.29a). Para la condición de la unión con electrodo ER310 pero con uso de campo magnético de 3mT se obtuvieron las curvas mostradas en las figuras 4.29b).

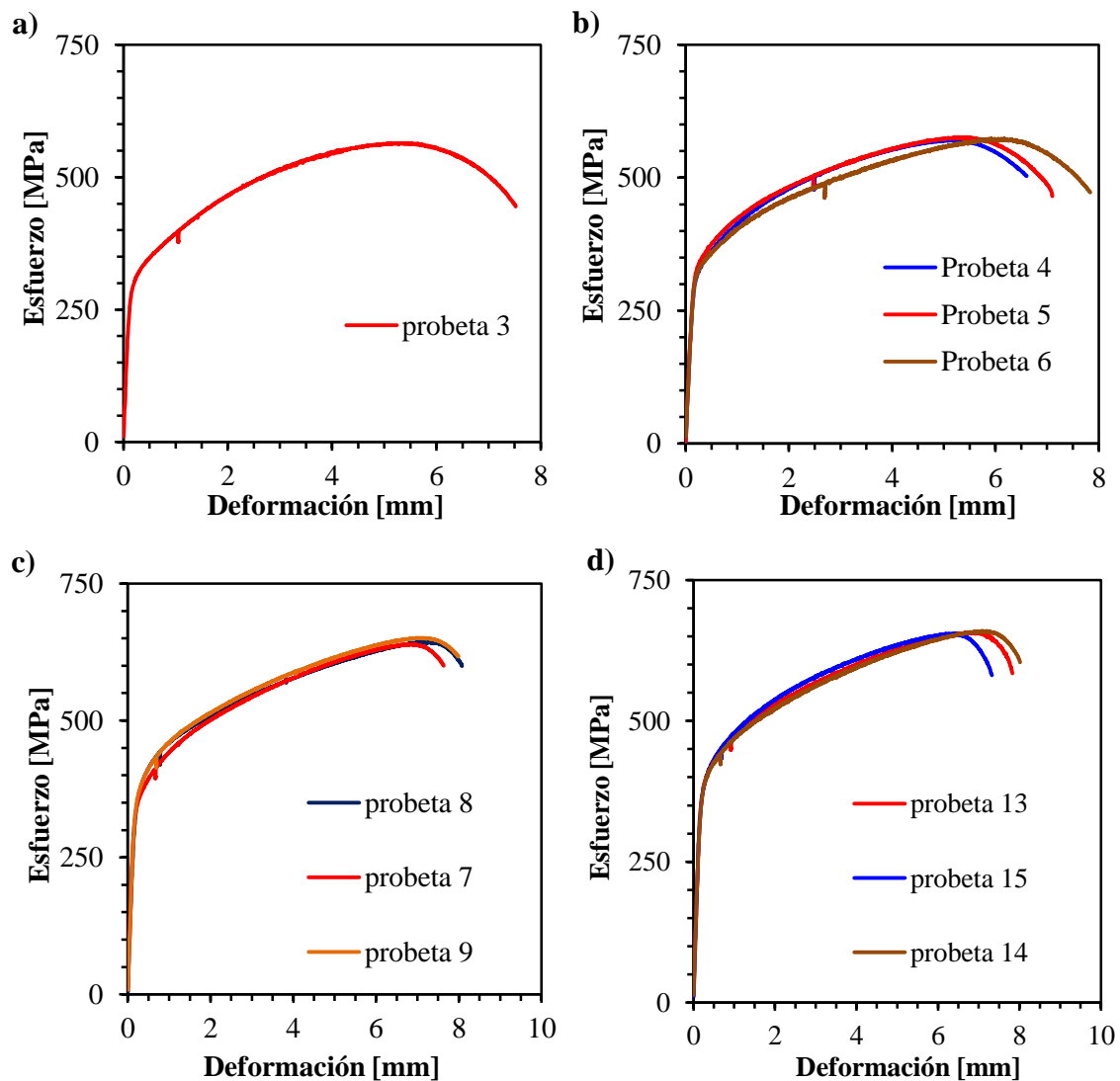


Figura 4.29 Curva esfuerzo vs deformación de la junta con ER310: a) sin y b) con campo magnético; con ERNiCrMo3: c) sin y d) con campo magnético de 3mT.

La falla en ambas condiciones se dio en la región del cordón de soldadura. De las probetas ensayadas con este electrodo se pudo apreciar un comportamiento similar en la fractura tanto para la unión sin campo como la unión con campo de 3 mT. En la tabla 4.11 se registran los resultados de los esfuerzos promedio para cada unión con el electrodo ER310 de acero inoxidable, y se puede apreciar que ambas juntas soldadas exhiben resistencia mecánica a la tensión muy similar con campo y sin el uso de campo magnético.

El comportamiento de las curvas esfuerzo-deformación de los ensayos de tensión llevados a cabo a las probetas de la unión soldada con electrodo ERNiCrMo-3 sin y con el uso de campo magnético se presentan en las figura 4.29c) y d).

Tabla 4.11 Valores promedio de esfuerzos para soldaduras con ER310 y ERNiCrMo3 con ambas condiciones.

Soldadura	% Elongación	$\sigma_{cedencia}$ [MPa]	$\sigma_{m\acute{a}x}$ [MPa]
ER310 sin campo	24.1	310	564.7
ER310 con campo	25.3	312.67	573.88
ERNiCrMo3 sin campo	28.5	323.7	645.1
ERNiCrMo3 con campo	29	367	657.44

Se observa que en ambas condiciones el comportamiento de las curvas de las probetas ensayadas es muy similar, lo cual indica una distribución de esfuerzo uniforme a lo largo de las placas soldadas y que el campo magnético no afecta esta característica en gran medida ya que la diferencia en resistencia máxima es de 10 MPa. Además, cabe señalar que para estas juntas soldadas la falla ocurrió en la ZAT del IN600 en ambas condiciones de soldadura con el electrodo ERNiCrMo-3, pero el efecto del campo magnético en este caso se puede apreciar con un ligero aumento en los esfuerzos promedio obtenidos en las probetas ensayadas, comparadas con la condición de la unión sin campo. Así, al soldar con el electrodo ERNiCrMo-3 se tienen mejores resultados en cuanto a la resistencia a la tensión en este tipo de unión disímil. El comportamiento observado en los perfiles de microdureza de las juntas soldadas se correlaciona bien con el ensayo de tensión al ocurrir la falla en la ZAT del IN600.

Ahmad y colaboradores [25] obtuvieron valores de resistencia a la tensión ligeramente más bajos que los obtenidos con la aplicación de campo magnético usando también un electrodo ERNiCrMo-3, donde obtuvieron un valor de esfuerzo máximo promedio de 645 MPa, la falla también ocurrió en la ZAT de uno de los aceros inoxidable de la unión disímil con la que trabajaron.

4.6 Fractografía.

Las fractografías realizadas a las probetas de impacto Charpy de las uniones con y sin campo magnético usando el electrodo ER310 presentan micro-hoyuelos con una morfología muy similar, donde la deformación plástica produjo una zona de estricción y la fractura comienza en el centro y se extiende por corte, resultando en la conocida superficie de fractura denominada de copa – cono [41,42]. La fractura es dúctil, la cual comienza con la iniciación de huecos mayormente sobre partículas de segundas fases. Kozuh y colaboradores [40] analizaron fracturas con un electrodo de composición química similar encontrando partículas ricas en Cr, Mn, Si y Ti dentro de los poros, lo cual concuerda con la aparición de pequeñas partículas observadas en las fractografías de las uniones con y sin campo usando el electrodo ER310, como se puede ver en la figura 4.30.

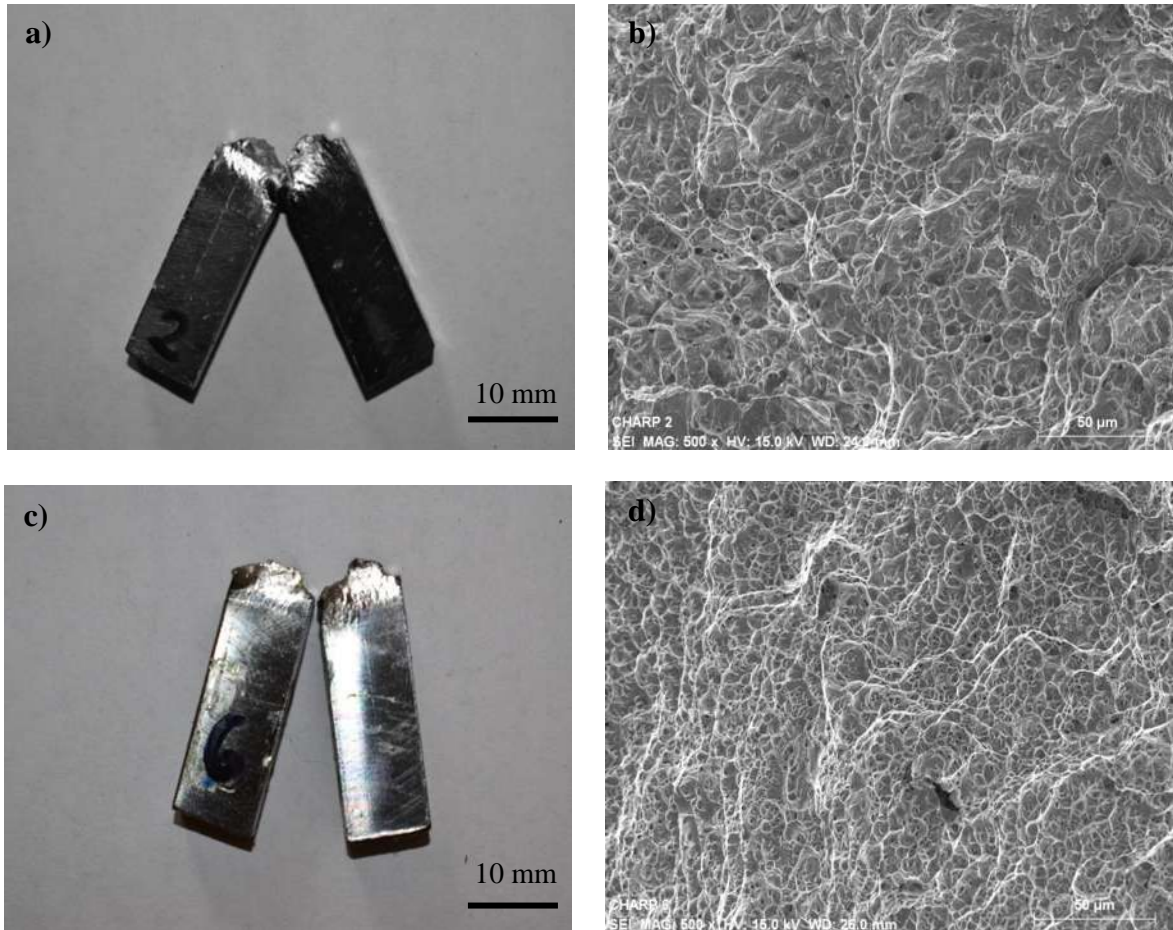


Figura 4.30 Macrografías y fractografías de probetas Charpy con electrodo ER310 a) y b) sin campo, c) y d) con campo magnético.

Para las probetas de impacto Charpy de las uniones con y sin campo magnético usando el electrodo ERNiCrMo-3 se observan micro-hoyuelos con un tamaño uniforme en ambas condiciones, equiaxiados y con una morfología copa-cono (figura 4.31). Los micro-hoyuelos se inician en las partículas de segundas fases propias de este tipo de aceros, luego estos crecen y eventualmente los ligamentos remanentes entre los micro-hoyuelos se fracturan [43].

Puede apreciarse una morfología mas uniforme en los micro-hoyuelos de la condición con campo magnético en comparación de la unión sin campo. Esto es debido al refinamiento en la microestructura columnar y el tamaño de grano en la zona de soldadura por efecto del campo magnético de baja intensidad. Al igual que en las uniones con electrodo ER310, se trata de una fractura mayormente dúctil, a razón de la gran cantidad de dislocaciones y por ende la deformación plástica en este tipo de materiales de aporte se ve beneficiada [44]. Las características de la fractura en el material de aporte ERNiCrMo-3 muestran claramente menos tenacidad al impacto que el acero inoxidable ER310.

La fractura en los ensayos de tensión tanto en la soldadura sin campo como con campo magnético se dio en el cordón de soldadura utilizando el electrodo ER310. En los incisos a) y c) de la figura 4.32 se puede observar las macrografías de las probetas de tensión de las condiciones con y sin campo utilizando este electrodo, y en los incisos b) y d) de la misma figura se observa la fractografías observadas por MEB de las uniones con y sin campo, respectivamente.

Se presentó una fractura predominantemente dúctil, donde se aprecia una morfología similar a las fracturas de impacto, es decir, de tipo copa-cono, con micro-hoyuelos equiaxiados y un tamaño uniforme de los mismos.

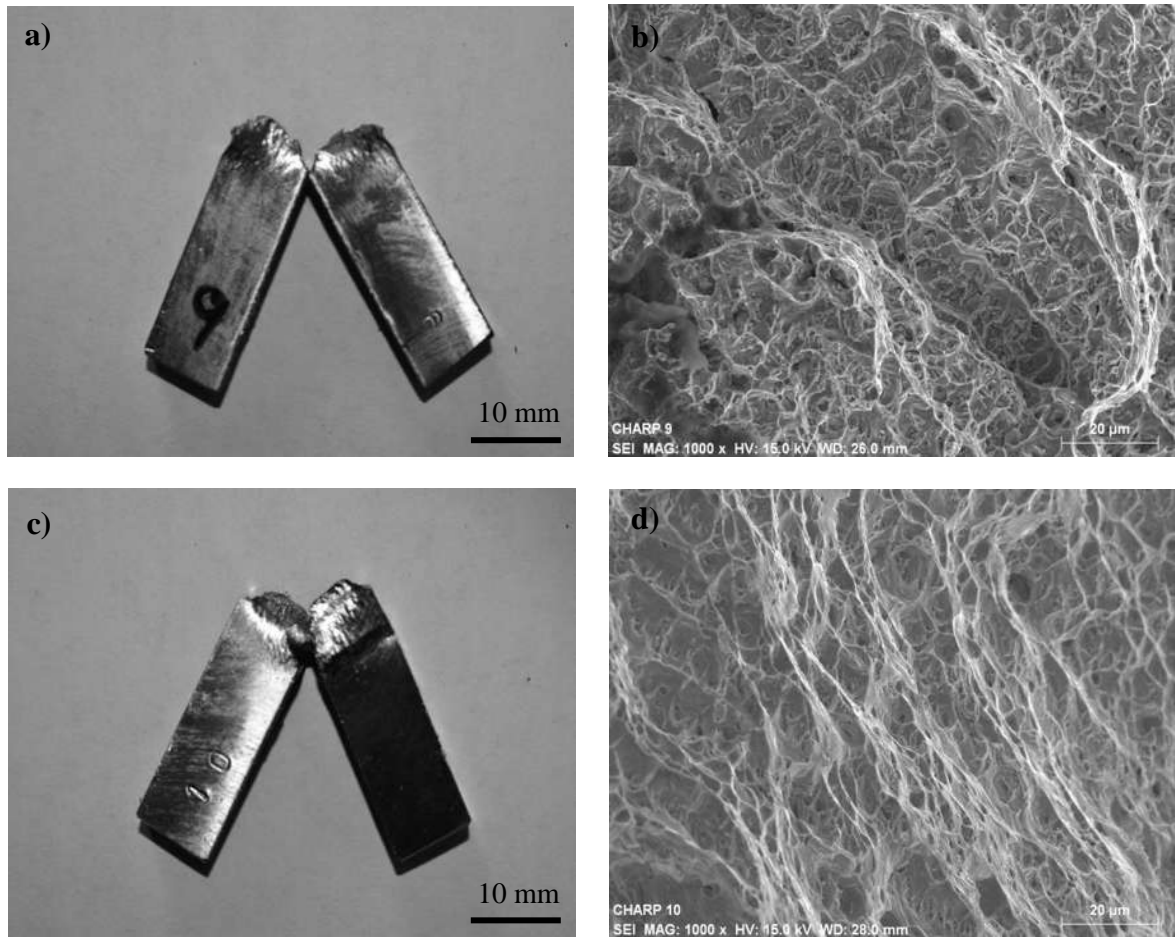


Figura 4.31 Macrográficas y fractografías de probetas Charpy con electrodo ERNiCrMo-3 a) y b) sin campo, c) y d) con campo magnético.

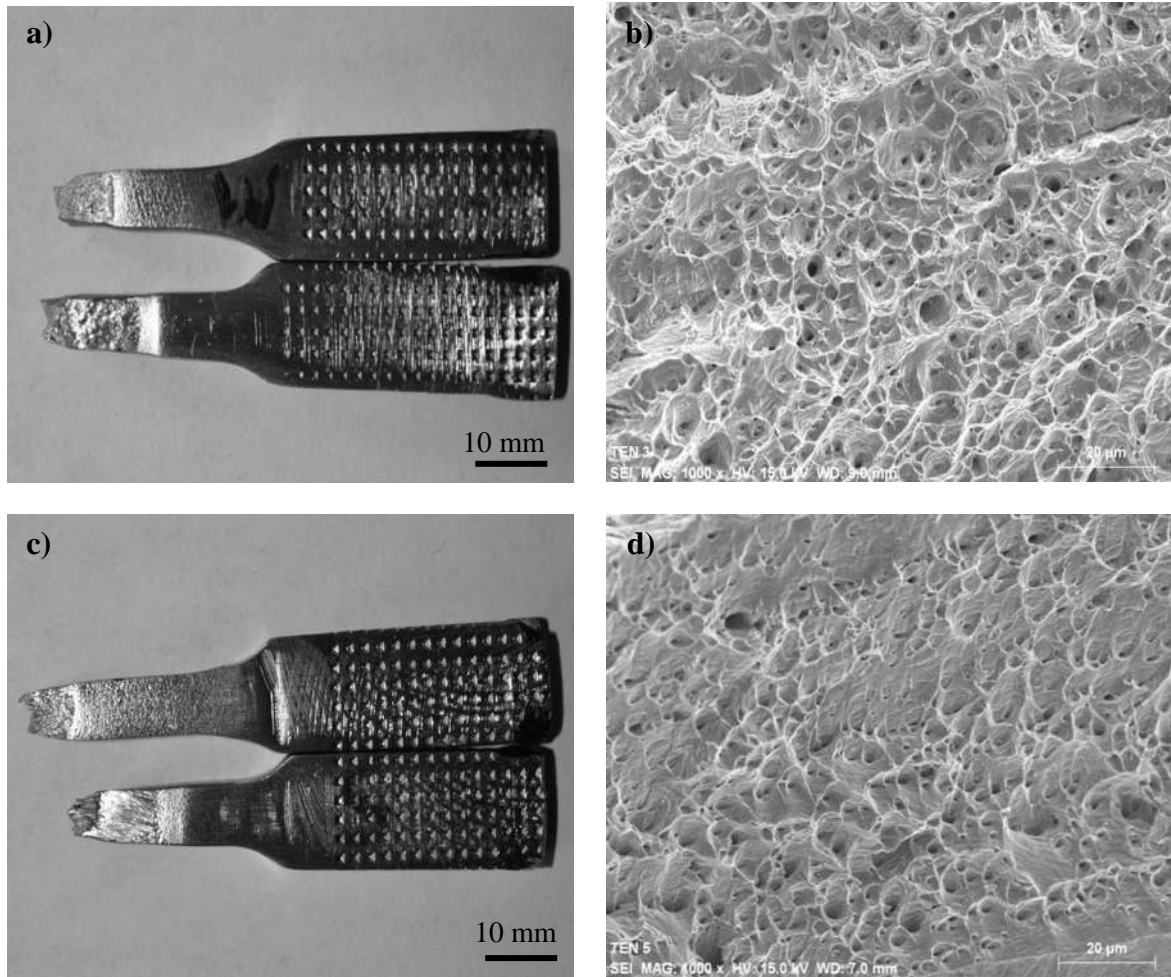


Figura 4.32 Macrografías y fractografías de probetas de tensión con electrodo ER310 a) y b) sin campo, c) y d) con campo magnético.

Para las uniones con y sin campo magnético usando el electrodo ERNiCrMo-3 la fractura ocurrió en la ZAT del material base IN600. En las imágenes de la figura 4.33 se puede observar las macrografías de las probetas de tensión de las condiciones con y sin campo utilizando este electrodo, así mismo mientras en las fractografías observadas por MEB de las uniones con y sin campo. Al igual que las uniones con electrodo ER310, se presentó una fractura mayormente dúctil con similar morfología tipo copa-cono, con micro-hoyuelos equiaxiados pero con un tamaño menos uniforme de los mismos, lo cual está asociado al crecimiento de grano y a la presencia de las partículas de nitruro de titanio las cuales nuclearon los micro-hoyuelos.

Microanálisis químicos puntuales realizados en micro-hoyuelos de menor tamaño, revelaron la presencia de inclusiones no metálicas.

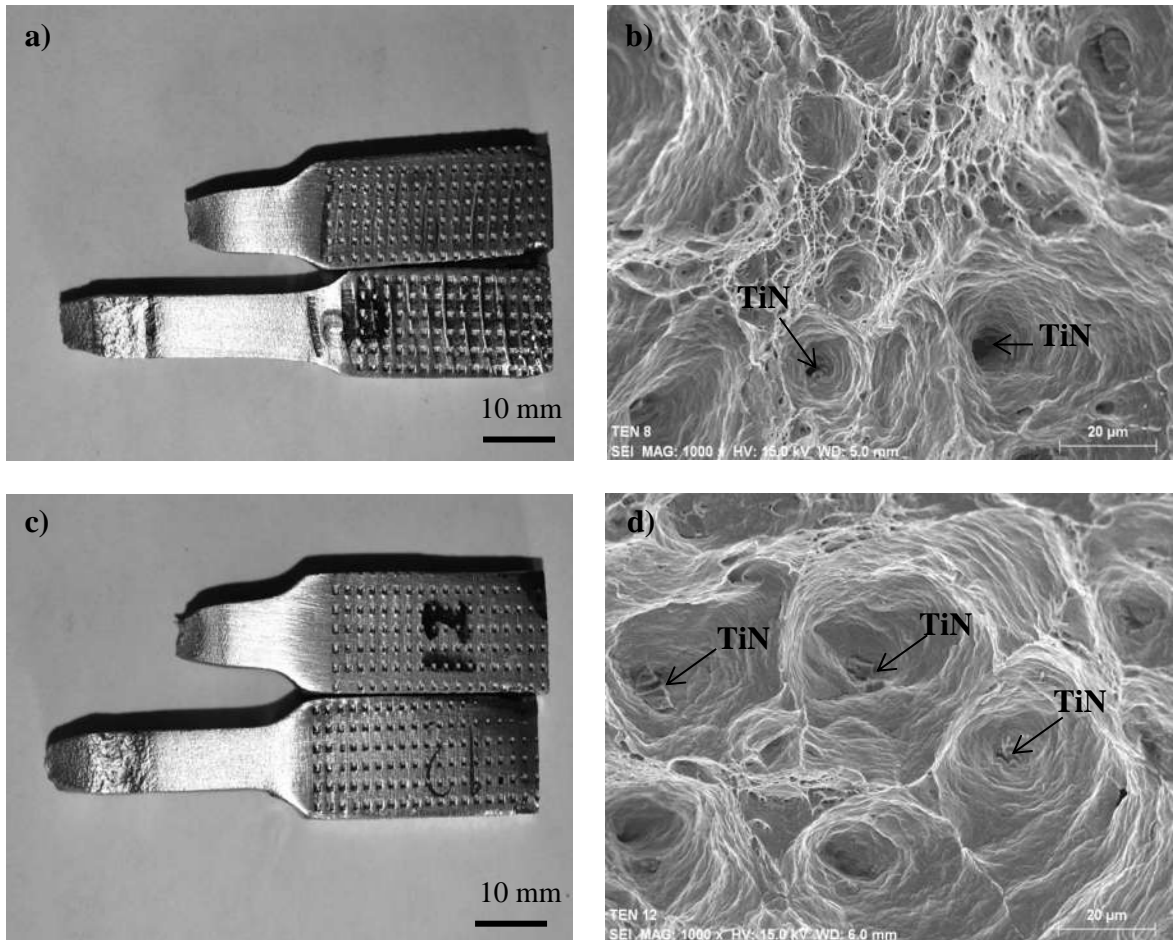


Figura 4.33 Macrografías y fractografías de probeta de tensión con electrodo ERNiCrMo3 a) y b) sin campo, c) y d) con campo magnético.

CAPÍTULO V. CONCLUSIONES.

1. El acero super-austenítico AL-6XN se comporta de manera isotrópica y presenta mejor resistencia a la tensión, mayor valor de dureza y absorbe mayor cantidad de energía al impacto a comparación de la aleación IN600, debido a su composición química y microestructura. La aleación IN600 mostró un comportamiento casi isotrópico en sus propiedades mecánicas.
2. Las variables utilizadas para las soldaduras disímiles en las cuatro condiciones con los dos distintos electrodos fueron adecuadas, ya que las uniones no presentaron defectos y hubo buena penetración con una sola pasada.
3. La zona de soldadura en las cuatro uniones presentan granos columnares dendríticos y en el centro existen granos equiaxiados austeníticos, la cual presentó un refinamiento de grano al aplicar el campo magnético de baja intensidad de 3 mT, que en trabajos previos de investigación esta intensidad ha generado el mejor efecto para este tipo de soldaduras.
4. La zona de no mezcla en la interfaz entre la zona de soldadura y el material base AL-6XN se redujo tanto para el electrodo ERNiCrMo3 y para el ER310 al grado de no ser completamente visible, esto debido a la vibración generada por la interacción del campo magnético externo de baja intensidad.
5. Los valores de microdureza en la ZAT del lado del inconel 600 en la unión soldada con el electrodo ERNiCrMo3 con campo magnético se redujo, mientras que en los materiales base aumentó. Así mismo, los valores de dureza del electrodo ER310 y de los materiales base de la unión soldada aumentaron con la interacción de campo magnético de 3mT durante la soldadura.
6. La menor energía absorbida en la prueba de impacto Charpy se obtuvo con el metal de aporte ERNiCrMo3 debido a la gran cantidad de fases secundarias presentes en sus diferentes zonas, mientras que la mayor energía absorbida en el metal de soldadura se registró con el electrodo ER310.
7. La falla en las probetas del ensayo de resistencia a la tensión de las soldaduras con y sin campo magnético de baja intensidad usando el electrodo ER310, ocurrieron en el cordón de soldadura, y para el electrodo ERNiCrMo-3 con y sin campo, la falla se dio en la ZAT del lado del material base IN600.

8. En general, el efecto del campo magnético en la resistencia a la tensión no es muy significativo, aunque se presentó un ligero aumento en esta propiedad mecánica para ambos materiales de aporte con la interacción de campo magnético de 3mT.
9. Analizando los resultados de cada unión realizada, la soldadura más sana y con mejores propiedades mecánicas es con el electrodo ERNiCrMo-3 con la interacción de campo magnético de 3mT.

CAPÍTULO VI. REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS.

- [1] L. ELECTRIC. Aleaciones especiales, 1a edición, 2016.
- [2] AMERICAN WELDING SOCIETY. The Procedure Handbook of Arc Welding. Vigésima edición, AWS Handbook, 2007.
- [3] D. NEMAT-NASSER, W.-G. GUO. Thermomechanical response of AL-6XN stainless steel over a wide range of strain rates and temperatures. *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 49, no. 8, pp. 1823–1846, 2001.
- [4] CHILEXPO. Aleación AL6XN, vol. 56, no. 2. pp. 1–2, 2016.
- [5] U. DE BARCELONA. Aleacion inconel 600, *Materials.*, 2017. [Online]. Available: <http://www.ub.edu/cmematerials/es/content/inconel-600>.
- [6] L. HECTOR, H. GOMEZ, U. CALDERÓN, G. MANUEL, F. PALACIOS. Estudio del comportamiento mecánico- metalúrgico de aleación inconel 600 y estelita. *Científica*, vol. 9, no. May 2017, pp. 13–22, 2005.
- [7] ASM. Heat Treatment Alloys. E.U.A. ASM International, 2001.
- [8] O. LOPEZ R, A H CORRALES, P. L H. Soldabilidad en aceros inoxidable y aceros disimiles. *Science and Technology.*, vol. 34, pp. 273–278, 2007.
- [9] Y. RONG, J. XU, H. CAO. Influence of steady magnetic field on dynamic behavior mechanism in full penetration laser beam welding. *Journal of Manufacturing Processes*, vol.26, pp. 399-406, 2017.
- [10] S. NAKAMICHI AND S. TSUREKAWA. Diffusion of carbon and titanium in γ -iron in a magnetic field and a magnetic field gradient. *Journal of materials science*, Vol. 1, pp. 3191–3198, 2005.
- [11] MALINOWSKI-BRODNICKA, G.D. OUDEN. *Welding process*, vol. 69, pp. 52s–59s., 1990.

- [12] J.C. VILLAFUERTE, H.W. KERR. Welding process, vol. 69, pp. 1s–13s, 1990.
- [13] M. MARTÍN, K. AARTS, P. RIVERA, N. DIJK, E. BRUCK, D. ZWAAG. New materials, vol. 320, pp. 1722–1728, 2008.
- [14] A. IVÁN AND R. MAGAÑA. Magnetic domains in AISI 4340 steel pieces welded with coated electrodes. *Ciencia y futuro*, vol. 3, pp. 61–81, 2016.
- [15] AWS. Flux Cored Arc Welding. Miami, pp. 14, 2002.
- [16] A. LAKS. Introducción a la metalurgia de la soldadura. pp. 1–160, 2004.
- [17] N. B. G. EVANS. Metallurgy of Basic Weld Metal. Abington Publishing., p.32, 1997.
- [18] M. O. GRONG. Microstructural development in mild and low-alloy steel weld. *International Metals Reviews*, vol. 31, p. 175–196., 1990.
- [19] J. H. A. O. Kluken, O. Grong. Metallurgical and materials transactions. 20A, p. 657–663., 1991.
- [20] S. INDURA. Manual de sistemas de electrodos y consumibles para aceros inoxidable. 2010 .
- [21] ANSI/A. D10. Recommended practices for welding austenitic chromium-nickel stainless steel piping and tubing., in ANSI/AWS, pp. 4–86, 1999.
- [22] Nickel D. Institute. Series N°11007. Cap. 6, pp. 45–90, 2001.
- [23] R. BRIONES, A. RUÍZ, C. RUBIO, AND H. CARREON. Caracterización microestructural y mecánica de una soldadura disímil de aceros inoxidable 316L/Al–6Xn, *Rev. Lat. Met. Mat*, vol. 34, no. 2, pp. 22–11, 2014.
- [24] L. Z. RANGEL, A. L. M. ALMAZÁN, C. R. R., R. SALINAS. Evaluación de una soldadura disimilar de acero inoxidable AL6XN y AISI 316L. *El Hombre y la máquina*, vol. 16, pp. 16–21, 2011.
- [25] A. KOURDANI AND R. DERAKHSHANDEH. Evaluating the properties of dissimilar metal welding between Inconel 625 and 316L stainless steel by applying different welding

- methods and consumables. Metallurgical and materials transactions, vol. 49, no. 4, pp. 1231–1243, 2018.
- [26] S. RAMACHANDRAN, K. JUNG. Æ AND J. NARAYAN. Transmission electron microscopy observations on the microstructure of naturally aged Al – Mg – Si alloy AA6022 processed with an electric field. J. Mater Sci, 2006.
- [27] M. G. MOUSAVI, M. J. M. HERMANS, I. M. RICHARDSON, AND G. DEN OUDEN. Grain refinement due to grain detachment in electromagnetically stirred AA7020 welds. Science and techn., vol. 8, no. 4, pp. 309–312, 2003.
- [28] F. F. CURIEL, R. GARCÍA, V. H. LÓPEZ, AND J. GONZÁLEZ-SÁNCHEZ. Effect of magnetic field applied during gas metal arc welding on the resistance to localised corrosion of the heat affected zone in AISI 304 stainless steel. Corros. Sci., vol. 53, no. 7, pp. 2393–2399, 2011.
- [29] M. A. GARCÍA-RENTERÍA, V. H. LÓPEZ-MORELOS, J. GONZÁLEZ-SÁNCHEZ, R. GARCÍA-HERNÁNDEZ, L. DZIB-PÉREZ, AND F. F. CURIEL-LÓPEZ. Effect of electromagnetic interaction during fusion welding of AISI 2205 duplex stainless steel on the corrosion resistance. Appl. Surf. Sci., vol. 396, pp. 1187–1200, Feb. 2017.
- [30] Y. RONG, J. XU, H. CAO, H. ZHENG, Y. HUANG, AND G. ZHANG. Influence of steady magnetic field on dynamic behavior mechanism in full penetration laser beam welding. J. Manuf. Process., vol. 26, pp. 399–406, 2017.
- [31] ASTM INT. Standard test methods for tension testing of metallic materials 1. Astm, no. C, pp. 1–27, 2009.
- [32] ASTM. Norma E23-07a - Standard test methods for notched Bar impact testing of metallic materials. Am. Soc. Test. Mater. Handb., vol. 14, no. C, p. 28, 2007.
- [33] H. L. CARRASCO. Efecto de la microestructura en el comportamiento mecánico de una soldadura disímil AL-6XN/2205. U.M.S.N.H, 2015.
- [34] M.A. ARROYO. Efecto de la aplicación de los campos magnéticos sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de una unión disímil AL-6XN/316L.

U.M.S.N.H, 2015.

- [35] C. OSCON AND A. INCONEL. Características y propiedades de recubrimientos con aleación inconel 600 y stellita. *Rev. Lat. de Met. Mat.*, vol. 21, pp. 64–68, 2001.
- [36] R. BRIONES, A. RUÍZ, C. RUBIO, AND H. CARREON. Caracterización microestructural y mecánica de una soldadura disímil de aceros inoxidables 316L/AL–6XN. *Rev. Lat. Met. Mat.*, vol. 34, no. 2, pp. 22–11, 2014.
- [37] T. MATERIALS AND I. COMPANY. *ASM Metal Handbook*, Vol. 4, pp. 48-67, 1991.
- [38] WATANABE Y. Effect of magnetic field on weld zone spot-welding in stainless steel. *ISIJ Int.*, vol. 46, no. 9, pp. 1291–1296, 2006.
- [39] A. K. R. DEHMOLAEI, M. SHAMANIAN. Effect of electromagnetic vibration on the unmixed zone formation in 25Cr-35Ni heat resistant steel/Alloy 800 dissimilar welds. *Mater. Charact.*, vol. 59, no. 12, pp. 1814–1817, 2008.
- [40] L. K. S. KOZUH, M. GOJIC. Mechanical properties and microstructure of austenitic stainless steel after welding and post-weld heat treatment. *Corros. Sci.*, vol. 47, no. 4, pp. 253–263, 2009.
- [41] G. E. DIETER. *Mechanical Metallurgy*, 3^o Ed. N.Y., 1986.
- [42] J. R. YANG. The dislocation density of acicular ferrite in steel welds. *Weld. J.*, no. 69, pp. 305–307, 1990.
- [43] K. C. HSIEH, S. S. BABU, J. M. VITEK. Calculation of inclusion formation in low-alloy-steel welds. *Mater. Sci. Eng.*, vol. A215, pp. 84–91, 1996.
- [44] A. C. HALL. Proceedings of the 11th International conference and exhibition on computer technology in welding, 2001, pp. 10–13.